

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VUIA"TIMISOARA
FACULTATEA DE MECANICA

ING. GHEORGHE IVANOFF-NICOLOFF

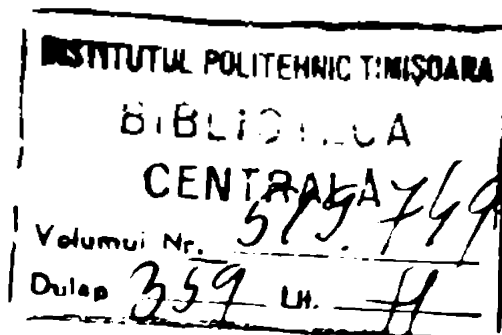
CERCETARI ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE ALE
IMBINARILOR SUDATE REALIZATE DIN OTELURI INOXIDABILE
AUSTENITICE INDIGENE

- Teză de doctorat -

CONDUCATOR STIINTIFIC :

Prof. Dr. Ing. Marin Truşculescu

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIŞOARA



- Timișoara 1986 -

C U P R I N S

	Pag.
INTRODUCERE	5
Capitolul 1	7
STADIUL ACTUAL SI ORIENTARILE EXISTENTE PRIVIND TRANSFORMARILE STRUCTURALE LA SUDAREA OTELURI- LOR INOXIDABILE Cr-Ni	
1.1. Scurtă prezentare a aliajelor Cr-Ni	7
1.2. Diagrama de echilibru Fe-Cr	9
1.3. Sistemul de aliaje Fe-Cr-Ni	10
1.4. Transformări structurale în oțelurile austenitice	13
1.5. Transformări structurale în îmbinarea sudată	17
1.5.1. Zona de influență termică (ZIT)	17
1.5.1.1. Precipitarea carburilor	17
1.5.1.2. Formarea fazei sigma = (FeCr)	22
1.5.2. Zona cusăturii sudate (MA), fisurarea la cald	24
Capitolul 2	32
CERCETARI ASUPRA CARACTERISTICILOR OTELURILOR INOXIDABILE INDIGENE	
2.1. Materialul și metodică cercetării	32
2.2. Compoziția chimică	33
2.3. Tratamentul termic	33
2.4. Caracteristici mecanice	33
2.4.1. Caracteristici la tracțiune și îndoire prin șoc	33
2.4.2. Caracteristici la cald	33
2.4.3. Caracteristici la temperaturi joase	39
2.5. Determinarea procentului de ferită	41
2.6. Caracteristici microstructurale	42
2.6.1. Determinări microstructurale	42
2.6.2. Analiza roentgenografică	45
2.6.3. Analiza microchimică	45
2.7. Rezistența la coroziune	47

	Pag.
Capitolul 3	52
CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA OTELURILOR INOXIDABILE INDIGENE	
3.1. Cercetări asupra influenței ciclurilor termice specifice procesului de sudare asupra MB	52
3.2. Realizarea îmbinărilor sudate din oțeluri inoxidabile indigene	60
3.2.1. Procedee de sudare utilizate	63
3.2.2. Aprecieri asupra materialului de adăos	63
3.2.3. Variante tehnologice de sudare	65
Capitolul 4	67
CERCETARI ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE IN IMBINARILE SUDATE DIN OTELURI INOXIDABILE INDIGENE	
4.1. Resultatul cercetării materialului simulat : :	67
4.2. Cercetări asupra îmbinărilor sudate din oțeluri inoxidabile indigene	67
4.2.1. Analiza microscopică	68
4.2.2. Analiza roentgenografică	71
4.2.3. Analiza microchimică	78
4.3. Examinarea materialului depus prin sudare (MA)	86
4.4. Fisurarea la cald	91
4.5. Analiza calității îmbinărilor sudate și proprietățile acestora corelate cu modificările structurale	99
4.5.1. Controlul nedistructiv al calității îmbinărilor sudate	99
4.5.2. Variația durității în îmbinările sudate	101
4.5.3. Incercări de încovoiere prin șoc la temperatură ambiantă și la temperaturi joase	101
4.5.4. Incercări la tracțiune și îndoire la rece	104
4.5.5. Incercări privind rezistența la coroziune a îmbinărilor sudate	109

	Pag.
Capitolul 5	113
COMPORTAREA SI STUDIUL TRANSFORMARILOR STRUC- TURALE LA FLUAJ A IMBINARILOR SUDATE DIN OTELURI AUSTENITICE INDIGENE	
5.1. Comportarea la fluaj a materialului de bază	113
5.2. Comportarea la fluaj a îmbinărilor sudate	115
5.3. Cercetarea transformărilor structurale la îmbinările sudate supuse încercării la fluaj	115
5.3.1. Examinări microscopice	117
5.3.2. Examinări microchimice	121
Capitolul 6	124
CONSIDERATII FINALE	
6.1. Sinteza contribuțiilor lucrării	126
6.2. Probleme de viitor	128
ANEYA 1	129
ANEYA 2	130
ANEYA 3	131
ANEYA 4	132
BIBLIOGRAFIE	133

0.

.

.

.

.

.

.

.

.

.

.

.

I N T R O D U C E R E

În contextul dezvoltării economice impetuoase a țării noastre, jalonate de Programul Partidului și Documentele Congresului al VIII-lea al Partidului Comunist Român, se înscrie pe deplin conturată și dezvoltarea industriei metalurgice.

Corepunzător Programului Partidului Comunist Român, metalurgia feroasă este orientată spre asigurarea metalelor și produselor metalurgice necesare dezvoltării industriei constructoare de mașini, scop în care se impune creșterea ponderii oțelurilor aliate și speciale, prin intensificarea cercetării științifice aplicative și a cercetării fundamentale de perspectivă.

Se prevede astfel o importantă rată de creștere a producției de oțeluri înalt aliate, din care numai pentru producția de oțeluri inoxidabile se preconizează depășirea procentului de 1% din producția totală de oțel.

Programul de cercetare, privind asimilarea fabricației în țară a oțelurilor inoxidabile austenitice cu conținut mediu de carbon, corespunde astfel necesității actuale și de perspectivă a dezvoltării industriale, cu preponderență a sectoarelor industriei chimice, energetice, nucleare-energetice și aerospațiale.

Elaborarea și prelucrarea în țară a aliajelor termorezistente, capabile să facă față condițiilor celor mai grele din exploatare, necesită efectuarea unei cercetări laborioase pentru caracterizarea completă a comportării lor în toate etapele, de la elaborare pînă la punerea în operă, precum și comportarea în exploatare.

Lucrarea de față își propune efectuarea unui studiu al modificărilor structurale la oțelurile inoxidabile austenitice asimilate în țară pentru cazul îmbinărilor sudate, în scopul determinării caracteristicilor tehnice specifice și completării datelor generale existente în literatura de specialitate stabilind, în corelare cu acestea, elementele principale ale comportării oțelului și îmbinărilor sudate pentru o utilizare industrială cu maximă eficiență. Verificarea caracteristicilor de utilizare precum și

stabilirea tendinței de variație a acestor caracteristici la diferite procedee de sudare urmăresc de asemenea sporirea gradului de eficiență în exploatarea industrială a oțelurilor inoxidabile asimilate în țară. Verificarea comportării îmbinărilor sudate în condițiile menținerii perioade lungi de timp la temperaturi ridicate, în condițiile flăcăului, a pus în evidență date noi privind rezistența în timp a acestor oțeluri.

Lucrarea prezintă o serie de elemente originale și clarifică unele aspecte asupra cărora în literatura de specialitate nu există o unitate de vedere. Problematika abordată pentru cercetare corespunde condițiilor concrete ale elaborării, prelucrării și uzinării oțelurilor inoxidabile austenitice asimilate în țară, oferind prin rezultatele comunicate datele cele mai importante legate de transformările structurale la îmbinările sudate realizate din aceste oțeluri.

Lucrarea contribuie la valorificarea cât mai completă a potențialului industriei proprii, oferind posibilitatea suprimării importului de oțeluri inoxidabile austenitice necesare în cele mai moderne și diverse ramuri industriale. O parte din datele rezultate în urma cercetărilor, cuprinse în lucrare, au stat la baza unui contract de cercetare științifică cu producția - Combinatul Siderurgic Galați și la baza unor comunicări științifice făcute în sesiunile ICEN București și ISIM Timișoara, constituind totodată sumarul altor numeroase lucrări publicate în revistele de specialitate de către doctorand.

Pentru efectuarea lucrărilor experimentale, autorul a beneficiat de o aparatură complexă și modernă, existentă în dotarea ICEN și în dotarea unităților cu care a colaborat.

Doctorandul exprimă și pe această cale vii mulțumiri pentru ajutorul permanent acordat în conducerea lucrărilor experimentale și finalizarea tezei față de conducătorul științific, colaboratorilor din ICEN-București, ISIM-Timișoara, CS - Galați și colegilor din IMG - PECHB - București.

Capitolul 1

STADIUL ACTUAL SI ORIENTARILE EXISTENTE PRIVIND TRANSFORMARILE STRUCTURALE LA SUDAREA OTELURILOR INOXIDABILE Cr-Ni

1.1. Scurtă prezentare a aliajelor Cr-Ni

În funcție de natura și gradul modificărilor structurale la sudare, oțelurile inoxidabile austenitice crom-nichel, folosite pentru construcții sudate /12/, /62/, se pot clasifica într-o primă apreciere, după cum urmează :

- oțeluri austenitice de tipul 18 Cr-8 Ni, cu sau fără adaos de alte elemente de aliere ca titan, molibden, azot, bor, etc ;

- oțeluri austenitice de tipul 20 Cr-10 Ni, cu sau fără adaos de alte elemente ;

- oțeluri austenitice de tipul 16 Cr-13 Ni, cu sau fără adaos de alte elemente ;

- oțeluri austenitice refractare cu rezistență la temperaturi înalte, între care cele mai frecvent folosite în domeniul considerat sînt cele de tipul 24 Cr-12 Ni și 25 Cr-20 Ni, cu sau fără adaos de mangan, molibden, niobiu etc.

În ceea ce privește comportarea la sudare a acestor aliaje, trebuie arătat că aceasta este condiționată de o serie de fenomene legate de evoluția microstructurii în procesul de sudare /10/, /42/, /68/, /70/, fiind în general mai puțin dificilă decît în cazul oțelurilor aliate.

Dintre aceste fenomene, cele mai importante sînt :

- sensibilitatea la fisurare a zonei topite și a zonei influențate termic prin sudare ;
- precipitarea carburilor ;

- formarea și respectiv precipitarea fazei intermetalice sigma (σ), la anumite concentrații în crom și anumite intervale de temperaturi.

Rezistența la coroziune specifică acestor oțeluri se datorește în cea mai mare parte prezenței cromului, acesta fiind unul din elementele principale de aliere care caracterizează clasa oțelurilor inoxidabile și refractare.

Efectul favorabil al cromului se manifestă chiar și atunci când procentul de aliere este mic - la un procent de 5% crom, spre exemplu, oțelul prezintă deja o rezistență evidentă la atacul chimic, peste 12-13% oțelul posedând calități de inoxidabilitate. Rezistența în timp față de procesul de oxidare, care caracterizează comportamentul oțelului cu crom la temperaturi apropiate de temperatura mediului ambiant se regăsește în anumite condiții ale compoziției chimice și la temperaturi înalte.

În ceea ce privește rezistența mecanică la temperaturi înalte, la aceste oțeluri, aceasta este sensibil diferită de cea cunoscută la temperatura ambiantă, aici intervenind deformări elastice reversibile și deformări plastice lente și ireversibile care se pot regăsi la încercarea de fluaj. Nichelul, care este de asemenea un element de aliere specific acestor oțeluri, influențează în sensul îmbunătățirii rezistenței la coroziune, în anumite medii și în principal în medii slab oxidante sau reductoare, având și o influență notabilă asupra structurii, caracteristicilor fizico-chimice și caracteristicilor mecanice.

Nichelul adăugat alături de crom formează clasa oțelurilor austenitice, caracterizate și printr-o rezistență crescută la fluaj.

Structura oțelurilor inoxidabile cu crom și crom-nichel poate fi ușor armărită prin diagramele de echilibru caracteristice sistemelor de aliaje Fe-Cr și Fe-Cr-Ni. Datorită greutăților existente în realizarea unui grad înalt de puritate și a ritmului lent în care oțelurile, Fe-Cr-Ni răspund tratamentului termic, diagramele sistemelor de aliere ale acestora nu se cunosc decât pe o bază semicantitativă. Influența pe care o au asupra structurii elementele principale de aliere (cromul și nichelul), alături de fier și carbon se va arăta în cadrul analizei

diagramelor de aliaje, Fe-Cr și Fe-Cr-Ni.

1.2. Diagrama de echilibru Fe-Cr

Pentru sistemul de aliaje fier-crom se prezintă în figura 1.1 diagrama de echilibru caracteristică. Aici se arată că fierul și cromul formează la temperaturi înalte o serie izomorfă de soluții solide, feritice, cu structură cristalină cubică cu volum centrat.

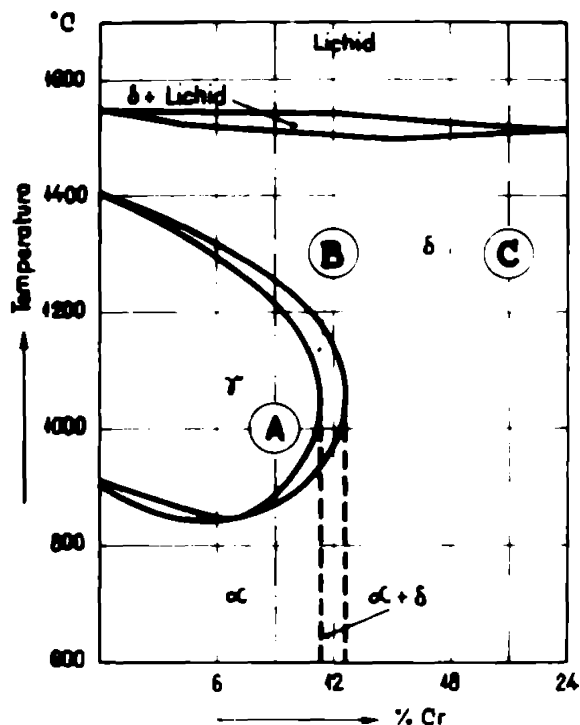


Fig. 1.1. Diagrama de echilibru a aliajelor fier-crom :

- A - aliaj de tip austenitic ;
- B - aliaj de tip semi-feritic ;
- C - aliaj de tip feritic.

Cromul, element alfa-gen, cu rol de stabilizator al fazei alfa, reduce domeniul fazei gama, care este cuprins aproximativ între 1400 și 910°C.

Punctul de transformare A_4 (transformarea $\gamma-\delta$) situat la aproximativ 1400°C, pentru fierul pur, este sensibil coborât de către crom, întâlnind la aproximativ 1000°C punctul A_3 , care situat la aproximativ 910°C, pentru fierul pur, este coborât de către crom pînă la valori ale concentrației acestuia de 10%, după care crește atingînd temperatura menționată de 910°C, la

./.

concentrația aproximativă de 12%. În domeniul stării solide a acestui aliaj, după diagramă, se pot distinge trei zone : zona delimitată de prima curbă, corespunzătoare soluției gama, zona situată în exteriorul curbei secundare corespunzătoare feritei - faza α sau faza δ - și zona cuprinsă între cele două curbe menționate, în care găsim prezența a două faze, ferită și austenită.

Se remarcă de asemenea din diagrama prezentată că odată cu creșterea conținutului de crom, se îngustează domeniul de temperaturi în care austenita este stabilă, astfel că la un conținut de peste 13% Cr, aliajul nu mai suferă transformări la încălzire și nici la răcire, rămânând feritic pe toată gama de temperaturi. Se pot regăsi astfel, sintetizând cele menționate, oțelurile martensitice, oțelurile martensito-feritice sau semi-feritice și oțelurile feritice.

1.3. Sistemul de aliaje Fe-Cr-Ni

Diagrama de echilibru fier-crom-nichel, având complexitate mai mare, nu este cunoscută decât parțial (semicantitativ). Pentru ilustrarea structurii oțelurilor din acest sistem de aliaje, în figura 1.2., se prezintă mai întâi diagrama Maurer (diagrama structurală a oțelurilor crom-nichel). Se remarcă din această

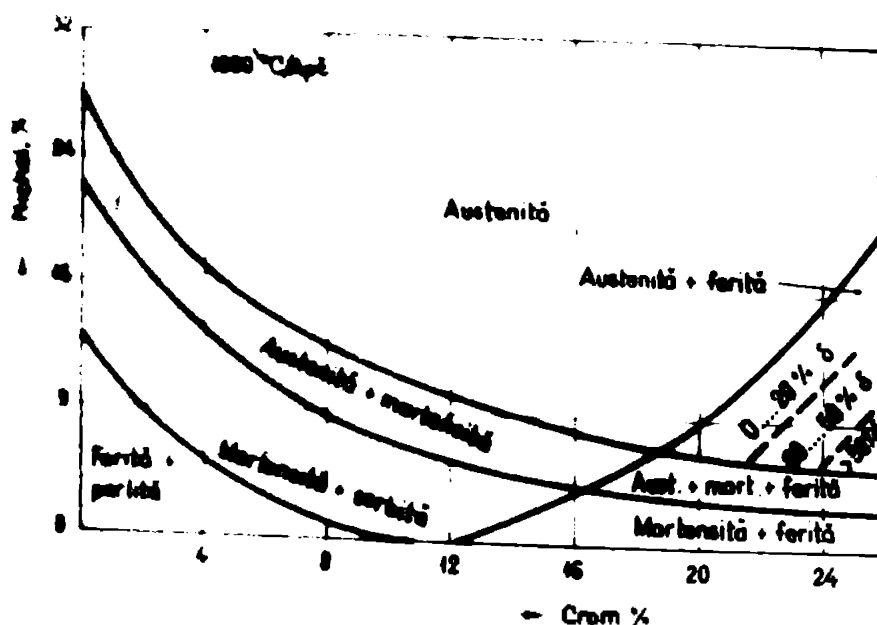


Fig. 1.2. Diagrama structurală a oțelurilor crom-nichel

./.

diagramă că la conținuturi mici de crom și nichel oțelurile sînt ferito-perlitice iar la conținuturi de crom pînă la mijlocii, oțelurile devin, cu creșterea conținutului de Ni, la început marten-sito-sorbitice, după care austenito-martensitice și apoi pur austenitice. La conținuturi de crom mai mari, aliajele conțin în măsură din ce în ce mai mare ferită delta, formînd oțelurile austenito-feritice. La un conținut constant de Cr, proporția de ferită delta scade cu creșterea conținutului de Ni.

În figura 1.3. se prezintă structura unui oțel cu 18% Cr și carbon redus, într-o secțiune verticală din diagrama ternară Fe-Cr-Ni, evidențiindu-se influența conținutului de nichel în cazul în care procentul conținutului de Cr este menținut la 18% și al carbonului la valori sub 0,10%.

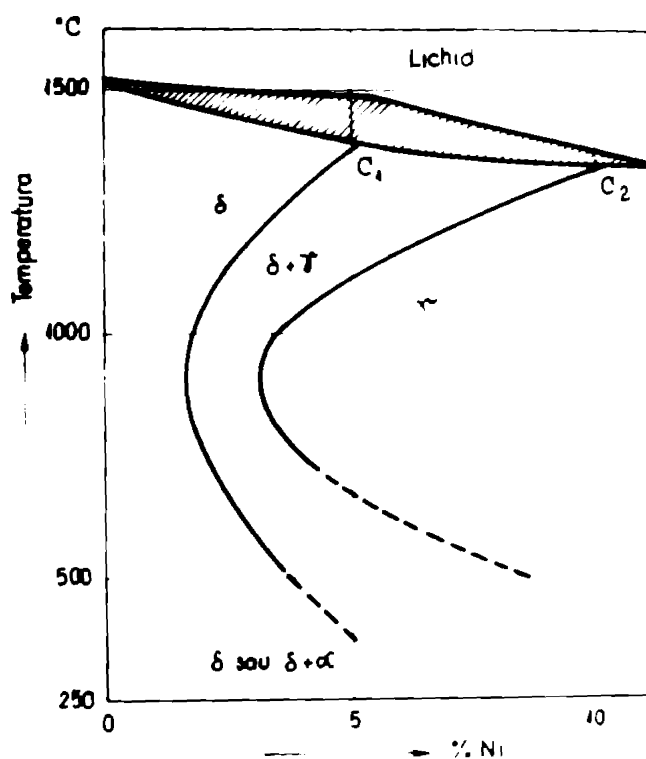


Fig. 1.3. Structura unui oțel cu 18% crom și carbon redus, funcție de conținutul în nichel și temperatură

Din diagramă se remarcă că pentru adaosuri mici de Ni, oțelul se comportă asemănător aliajului fier-crom. Pe măsura creșterii conținutului în Ni se îngustează domeniul fazei feritice și se formează structura bifazică ($\delta + \gamma$), și respectiv numai gama

(), în anumite intervale de temperaturi.

Pentru o compoziție cuprinsă între limitele carburelor C_1 și C_2 , aliajul va fi constituit de la solidificare din două faze, austenită și ferită delta, urmând ca pe măsura reducerii temperaturii să se transforme, total sau parțial, funcție de compoziție în austenită.

Din punct de vedere termodinamic, austenita care se formează este instabilă și poate avea loc parțial transformarea de fază de tip martensitic. La echilibru, la temperatura camerei, structura unui oțel 18 Cr-8 Ni, cu 0,12% C, de exemplu, este formată din trei constituenți : austenită, ferită delta și carburi $(Cr, Fe)_4C$.

În anumite condiții poate să apară faza sigma (σ - FeCr). Tipul și proporția constituenților structurali depind de : compoziția chimică, tratamentul termic, durata de menținere la temperaturi înalte și gradul de deformare plastică la rece.

În cazul îmbinărilor sudate o importanță hotărâtoare au, pe lângă factorii menționați și parametrii regimului de sudare.

Solubilitatea carbonului în austenita aliajului fier-crom-nichel, se reduce cu scăderea temperaturii, acest fenomen prezentînd o importanță deosebită datorită posibilității de separare a carbureților la marginea grăuntelui austenitic /5/, /23/. În figura 1.4 se prezintă diagrama solubilității carbonului într-un aliaj cu 18% Cr și 8% Ni /10/.

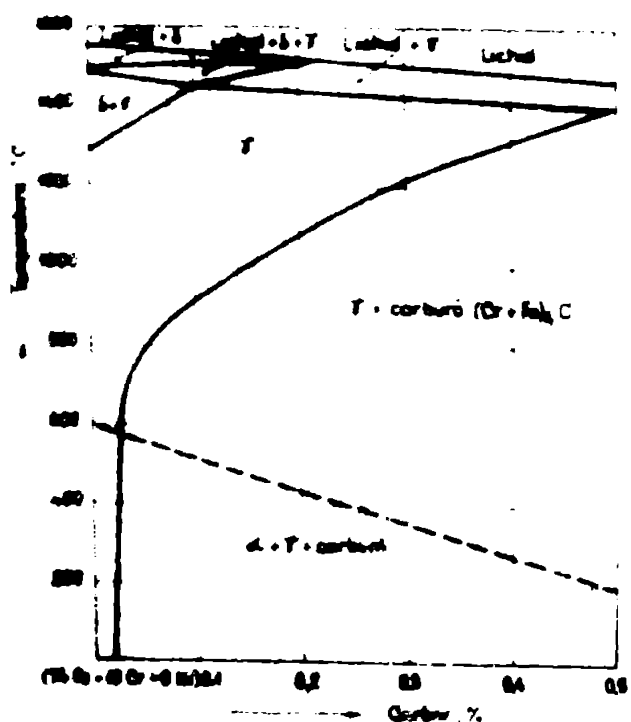


Fig.1.4. Solubilitatea carbonului într-un aliaj cu 18% Cr, 8% Ni și restul fier

Din diagramă, rezultă că un oțel cu 0,1% C, este pur austenitic numai deasupra temperaturii de aproximativ 900°C, iar un oțel cu 0,2% C, abia deasupra temperaturii de circa 1100°C.

1.4. Transformări structurale în oțelurile austenitice

1.4.1. Influența compoziției chimice asupra structurii

Elementele de aliere și însoțitoare din oțelurile inoxidabile austenitice se pot grupa după efectul lor asupra structurii în două categorii /3/, /27/. O primă categorie o formează elementele gamagene care au o influență asemănătoare cu a nichelului asupra structurii - lărgind domeniul austenitic. Sînt cunoscute pe lîngă nichel : carbonul, azotul, manganul și cuprul.

A doua categorie o formează elementele alfagene, care influențează asupra structurii analog cromului. Ca elemente alfagene sînt cunoscute pe lîngă crom ; siliciul, molibdenul, wolframul, vanadiul, titanul și niobiul.

Mai mulți autori /29/, /48/, /68/, /71/, au studiat cantitativ influența acestor elemente asupra structurii. Schaefflor, spre exemplu, a studiat influența elementelor gamagene și alfagene asupra structurii și respectiv asupra proporției de ferită din metalul solidificat după topire, la sudare. Rezultatele au fost concretizate în diagrama prezentată în figura 1.5. Această folosește pentru caracterizarea structurii, echivalentul de nichel și echivalentul de crom, determinați cu formulele de echivalență de mai jos :

$$Ni \text{ (echivalent)} = Ni.\% + 30.C.\% + 0,5.Mn.\%;$$

$$Cr \text{ (echivalent)} = Cr.\% + Mo.\% + 1,5 Si.\% + 0,5 Nb.\%$$

Din diagramă se remarcă, că în cusăturile sudate pot exista după răcire, structuri austenitice, austenito-martensitice sau austenito-feritice, funcție de compoziția chimică a oțelurilor care compun îmbinarea sudată. Pentru exemplificare, în

diagramă sînt prezentate prin cifre, de la 1 la 5, zonele caracteristice structurilor corespunzătoare oțelurilor austenitice, X 5 Cr 19.9; X 5 Cr Ni Mo 19.11; X 12 Cr Ni 25.20; X 8 Cr Ni Mo.16.13 și X 10 Cr Ni 30.10. Sэфэrian, a propus, în baza acestor diagramă /68/ o formulă pentru determinarea prin calcul a proporției de ferită în cazul structurilor austenito-feritice. Potrivit acesteia, proporția de ferită, $F (\%) = 3 [(Cr) - 0,93 (Ni) - 0,7$

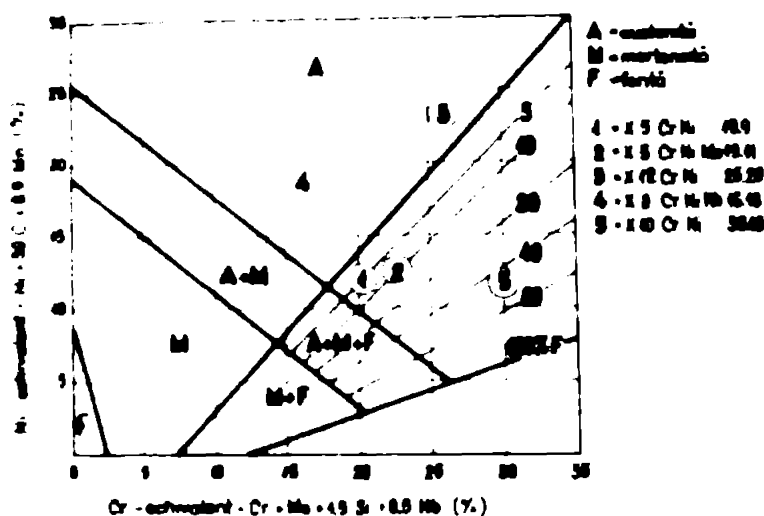


Fig. 1.5. Structura materialului topit prin sudare, răcit la temperatura camerei în aer (după Schoeffler)

Aspectul critic al diagramă menționată constă în faptul că nu s-a luat în considerare influența azotului. Pentru aceasta alți autori au propus modificarea parțială a diagramă.

Astfel, De Long, a propus diagramă modificată pentru oțelurile fără Mo. Această diagramă este prezentată în figura 1.6. Aici, azotul intră în calculul nichelului echivalent, $(Ni)_1$, cu un coeficient egal cu 30.

Diagramă propusă de Schaeffler, poate fi de asemenea corectată și pentru alte elemente, introducându-se în formulele menționate coeficienții respectivi de corecție. Astfel, în echivalența Ni, pentru Cu, se propune 0,6 și pentru N, de către alți autori, la pînă la 25, iar în echivalența Cr, pentru W, se propu-

ne 0,5 și pentru Ti, 2 pînă la 5. Analizînd secțiunea verticală a diagramei ternare Fe-Cr-Ni, cu 18% Cr și carbon redus, figura 1.7, se poate remarca că pentru o compoziție chimică determinată - avînd în vedere oțelurile de tip 18-10 - conținutul în ferită scade cu reducerea vitezei de răcire, astfel că proporția de ferită determinată cu ajutorul diagramelor analizate sau prin calcul, folosind formulele menționate, nu se pretinde a fi certă. Aceste metode dau însă bune rezultate în calcularea tendinței de formare a feritei în cazul îmbinărilor sudate. Experiiența arată că prevederea conținutului de ferită în cusăturile sudate, prin metodele menționate, pune la dispoziția practicii rezultate cu o precizie suficientă în cele mai multe din cazuri.

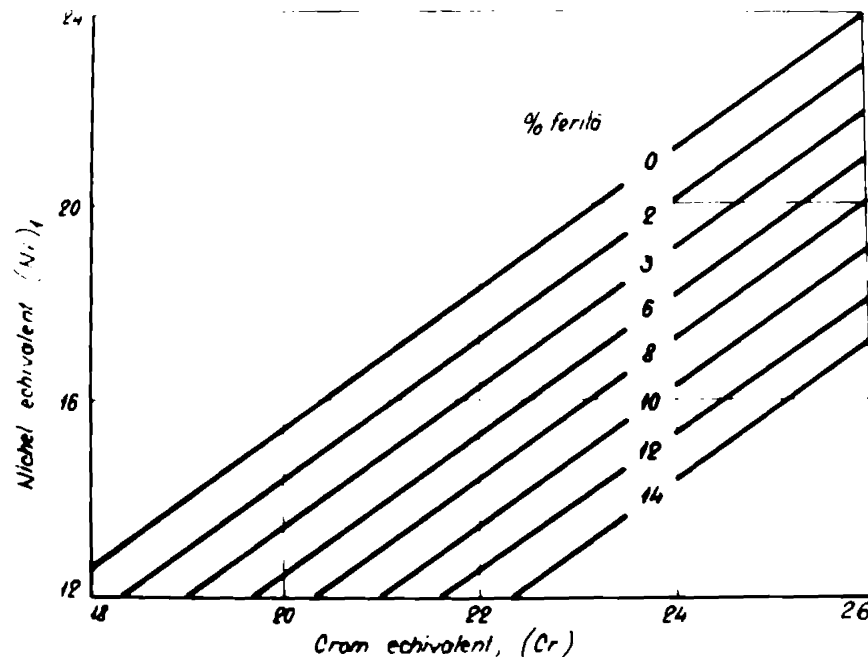


Fig. 1.6. Diagrama propusă de W.T. De Long pentru cazul considerării influenței azotului
 $(Ni)_1 = (Ni) + 30 \times \% N$

În cazul sudării oțelurilor din clasa celor studiate (18 Cr - 10 Ni), spre exemplu, se poate arăta, avînd în vedere figura 1.7, că pînă la un conținut de 9-10% Ni, în aliaj, la solidificare, după sudare, se separă, în prima etapă a procesului, ferita delta, care, pe măsura răcirii, se transformă în austenită. Procentul de ferită existent în aliajul solidificat, fiind astfel, funcție de conținutul în nichel și viteza de răcire.

La conținuturi de peste 9-10% Ni are loc o recepție peritectică cu formare, la solidificare, a feritei delta și austenitei.

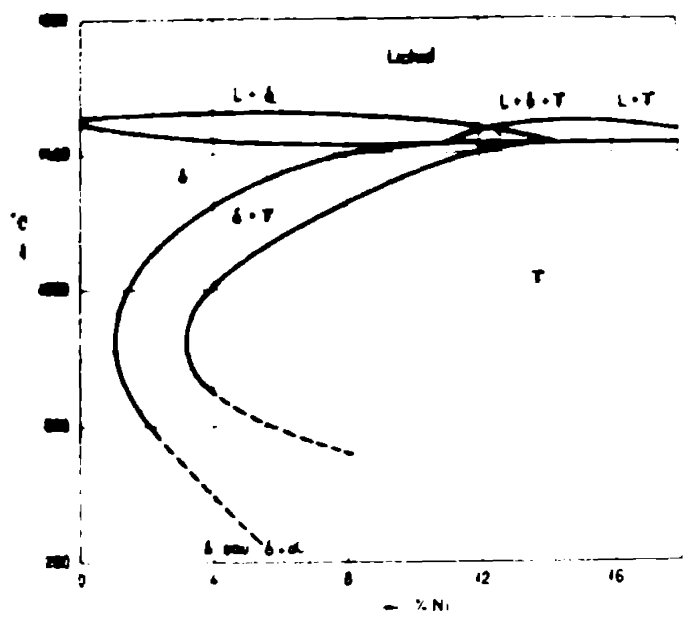


Fig. 1.7. Secțiune verticală, la 18% crom, din diagrama aliajului Fe-Cr-Ni cu carbon scăzut

Proporția de nichel de la care solidificarea aliajului se face direct în austenită este de ordinul 14...15%.

Influența pe care o are creșterea conținutului în crom asupra structurii, în cazul acestei clase de oțel, este în sensul lărgirii domeniului termic de existență a feritei delta.

Creșterea conținutului de crom deci, necesită pentru asigurarea stabilității austenitei, o creștere corespunzătoare a conținutului de nichel.

Structura în cazul acestor oțelari este puternic influențată și de carbon /23/, /49/. La valori ale temperaturii de peste 900°C, influența carbonului este asemănătoare cu a nichelului, mărind domeniul de existență al austenitei și diminuând în consecință cantitatea de ferită delta prezentă la temperaturi ridicate.

Când conținutul de carbon este inferior valorii aproximative de 0,03%, în cazul sudurii, acest element nu influențează microstructura oțelului la temperatura ambiantă, fiind practic complet solubilizat. Când conținutul de carbon este cuprins

între valorile aproximative de 0,03 și 0,15%, acesta este în întregime dizolvat în soluția solidă gama numai la temperaturi de peste 1000°C. Prin răcire lentă însă sau prin mențineri, chiar de scurtă durată la temperaturi între 500 și 900°C (cazul ciclurilor termice de sudare) pot precipita carburile de crom (sau a altor elemente de aliere) care înrăutățesc sensibil caracteristicile oțelului și în special plasticitatea și rezistența la coroziune /10/, /23/, /42/, /70/, /75/.

1.5. Transformări structurale în îmbinarea sudată

În urma procesului de sudare oțelurile austenitice suferă o serie de modificări importante în ceea ce privește microstructura, fapt ce influențează pregnant modificarea caracteristicilor de utilizare și în special a tenacității /10/, /11/, /79/. Îmbinarea sudată se caracterizează prin apariția a două zone distincte și anume : zona de influență termică, notată ZIT (care cuprinde metalul de bază din vecinătatea metalului depus prin topire) supusă influenței ciclurilor termice specifice procesului de sudare și zona metalului depus prin sudare (prin topirea materialului de adăos și parțial a metalului de bază), notată MA.

1.5.1. Zona de influență termică (ZIT)

Transformările microstructurale în metalul de bază sînt direct legate de regimul de sudare, respectiv de ciclul termic produs în microzona analizată /10/, /54/. Ciclul termic specific procesului de sudare determină o infinitate de cicluri termice parțiale, specifice punctelor din zona M.B afectate termic /34/, /36/. Astfel, ciclul termic de sudare determină în fiecare punct al metalului de bază din ZIT, o stare termică staționară, definită prin temperatura maximă atinsă și prin viteza de răcire. După cum s-a arătat anterior, la aceste oțeluri, în zona de influență termică precipitarea carburilor și formarea fazei intermetalice sigma constituie cele mai importante fenomene ce apar la sudare.

1.5.1.1. Precipitarea carburilor

Din diagrama prezentată în figura 1.4, privind solubilitatea carbonului, se poate remarca, exceptînd aliajele cu cele

./.

519.749
3594

mai scăzute conținuturi de carbon, că structura omogenă a austenitei la temperaturi ridicate, este rezultatul unui echilibru metastabil. Prin menținerea unui oțel sudat în zona de temperaturi cuprinsă între 500 și 600°C, se inițiază precipitarea carburilor. Odată cu începerea procesului de precipitare a carburilor apar importante modificări ale proprietăților oțelului sudat. Cea mai importantă dintre aceste modificări fiind apariția sensibilității la coroziunea intergranulară urmată de alterarea proprietăților mecanice.

Prin încălzire și menținere la temperaturi între 500 și 800°C, caracteristice procesului de sudare multistrat, precipitarea carburilor de formă $M_{23}C_6$ și în anumite condiții, formarea fazei sigma /10/, /44/, /52/, /75/, sînt fenomenele frecvent întîlnite în zona de influență termică care modifică considerabil caracteristicile de utilizare ale îmbinării sudate.

Compoziția părții metalice și a carburilor au putut fi determinate prin analiza cu ajutorul microsondei electronice /68/.

S-a găsit astfel că precipitatele de carburi, într-un oțel de tipul 18 Cr - 8 Ni, la 750°C, pe o durată pînă la 146 ore se îmbogățesc în crom (de la 51%, după două minute, la 73% după 24 ore, cînd proporția rămîne practic staționară) și sărăcesc în fier (de la 45% la 24% după aceeași perioadă de 24 ore), compoziția de echilibru deci, fiind practic obținută după aproximativ 24 ore.

Alți autori, printre care Mahla și Nielson /10/, /68/, au examinat carburile extrase după dizolvarea metalului și au găsit că, o parte din acestea, aveau forme cu orientare dendritică, foarte subțiri, practic bidimensionale, caracteristice unei creșteri controlate de o viteză mare de difuzie. La temperaturi superioare, în subzona apropiată liniei de faziune, s-a constatat o îngroșare a lamelilor de carburi, acestea fiind asemănătoare ca formă precipitărilor identificate și după o recoacere la 925°C a îmbinării sudate.

La oțelul de tipul 18 Cr - 8 Ni, cu titan s-a putut evidenția și precipitarea carburii de titan la aproximativ 900°C, cu prioritate la limitele grăunților /10/.

La temperatura aproximativă de 750°C , s-au constatat viteze maxime de precipitare a carburilor de crom, de tipul M_{23}C_6 , sub formă de aglomerări la marginea grăuntelui austenitic, carbura de titan nefiind evidențiată decât după mențineri de lungă durată sau în ZIT, în cazul sudurilor multistrat /10/, /68/, /84/.

Modificarea caracteristicilor mecanice după sudare datorită precipitării carburilor, apare la toate oțelurile austenitice, cu excepția celor cu conținut redus de carbon ($\text{C} < 0,03\%$) unde, după cum s-a arătat, fenomenul precipitării este practic nul.

În anumite cazuri, cu precipitarea carburilor și legat de aceasta, se poate suprapune formarea fazei sigma /10/, /20/, /52/.

Rezultatele mai multor cercetări /1/, /10/, /54/, /68/, au permis să se aprecieze domeniul de temperaturi critice pentru sensibilizarea oțelurilor studiate, limitele acestora situându-se între 480 și 750°C . Temperatura critică corespunzătoare fiecărui oțel depinde de numeroși factori, printre aceștia în special de compoziția chimică, structură și timpul de menținere.

Precipitarea carburii de crom ca urmare, care constituie cauza principală a coroziunii intergranulare și respectiv a fragilizării aliajului, depinde, în consecință de factorii amintiți care pot fi grupați după cum urmează :

- compoziția chimică a oțelului ;
- durata de menținere în domeniul temperaturii critice ;
- natura și cantitatea elementelor stabilizatoare precum și caracterul tratamentelor termice și mecanice anterioare ;
- structura inițială.

Ameliorarea efectului de fragilizare și respectiv de reducere a rezistenței la coroziune (datorită precipitării carburilor și respectiv a fazelor intermetalice) este posibilă prin influențarea factorilor menționați, în sensul limitării sau evitării efectului acestora. Se poate arăta astfel, privind compoziția

chimică a aliajului, că, carbonul are o influență predominantă, admitându-se în mod unanim că intensitatea precipitatelor de carburi (sau fazei intermetalice σ), este direct proporțională cu conținutul procentual de carbon al aliajului în cazul aceluiași tip de oțel /10/. Rezultă astfel, că remediul radical, pentru ameliorarea efectului de fragilizare dat de formarea precipitatelor, este reducerea conținutului de carbon sub limita corespunzătoare curbei de solubilitate a carbonului în austenită (fig. 1.4). Se remarcă astfel că pentru oțelurile inoxidabile austenitice de tipul 18 Cr-8 Ni, cu mai puțin de 0,02% carbon, nu există pericolul formării și separării carburilor, indiferent de condițiile de încălzire și răcire în domeniul temperaturilor critice. Pentru procesul de sudare caracterizat de cicluri termice foarte rapide, în cazul sudării cu un singur strat, la oțelul 18 Cr-8 Ni, această limită de 0,02%, a conținutului de carbon, poate fi deplasată pînă la 0,05%, fără a exista pericolul formării și separării precipitatelor de carburi /10/.

S-a stabilit astfel, ținînd seama de influența carbonului, o relație între proporția de carbon și crom din oțelul austenitic, pentru evitarea precipitării carburilor de crom și deci pentru evitarea coroziunii intergranulare /10/.

În cazul unui oțel austenitic al cărui conținut în Ni este de 10%, relația între concentrațiile maxime admise în crom și în carbon se poate scrie :

$$Cr \geq 80 C + 16,8,$$

ceea ce indică pentru oțelul cu 18% Cr, un conținut în carbon sub 0,015%, iar pentru oțelul cu 22% Cr, un conținut de carbon care poate fi mărit pînă la 0,065%.

Dacă proporția de crom, după cum s-a văzut anterior, are o acțiune favorabilă în ameliorarea sensibilității aliajului, nichelul dimpotrivă, mărește sensibilitatea oțelului în ceea ce privește rezistența la coroziune intergranulară. Astfel, dacă conținutul de Ni în oțel se mărește, trebuie să se scadă concentrația în carbon pentru a se evita precipitarea intergranulară. Pentru un oțel clasic, 18 Cr-8 Ni, a cărui limită superioară admisibilă în carbon la sudură, în condițiile arătate, este de 0,05%, acest conținut trebuie scăzut pînă la 0,021% atunci cînd

conținutul de Ni crește de la 8 la 13%, pentru a se asigura o rezistență suficientă la coroziune intergranulară /30/, /68/.

În ceea ce privește azotul, acesta intervine de asemenea în creșterea sensibilității oțelului la coroziunea intergranulară, fiind absorbit cu ușurință la sudare, cusătura putând atinge ușor procente ce ajung la valori de 0,06-0,10%.

Influența azotului asupra intensității precipitatelor de carburi nu este suficient delimitată - după unii autori /10/, /23/, efectul maxim de sensibilizare a oțelului va fi atins către 0,04% N, printr-un tratament termic cu menținere la 550°C timp de o sută de ore. După alți autori /71/, efectul defavorabil crește în mod regulat odată cu creșterea concentrației de azot /32/, /57/, /71/.

Influența molibdenului în acest context este favorabilă, deoarece adaosul acestui element întârzie precipitarea carburilor și permite o concentrație mai mare a carbonului în oțel. Astfel, la un oțel cu 3% Mo, conținutul de carbon în oțelul 18 Cr - 8 Ni, poate atinge valoarea de 0,036%, fără a exista pericolul de formare a carburilor de crom chiar și pentru o încălzire prelungită în domeniul critic. În ceea ce privește durata de menținere, după unii autori (Bain și Aborn) /1/, /32/, creșterea acesteia tinde să deplaseze zona critică a sensibilității, către temperaturi mai scăzute. După alți autori /33/, influența creșterii timpului de menținere se poate regăsi doar în creșterea tendinței de separare a precipitatelor și respectiv în reducerea rezistenței la coroziune. Prin determinarea timpului de menținere, pentru apariția începutului coroziunii intercristaline, cu reactivul Monnypenny (sau Strauss), la oțelurile de tipul 18% Cr - 8% Ni, cu conținutul de azot în jurul valorii de 0,05% și conținutul de carbon aflat la limitele, 0,05% pentru primul caz și 0,025% pentru al doilea caz (marcat pentru sensibilitatea la 750°C), s-a văzut că acesta diferă mult funcție de limita conținutului de carbon, constatându-se astfel un timp de 37 secunde pentru oțelul cu 0,05% carbon și 5 minute pentru oțelul cu 0,025% carbon.

Intervalul de temperaturi cuprins între 720 - 750°C, se presupune că reprezintă intervalul vitezei maxime de sensibilizare. Pentru temperaturi inferioare sau superioare acestui

interval, duratele de menținere au fost mult mai lungi /10/.

În ceea ce privește influența structurii, se poate arăta că prezența feritei scade temperatura de sensibilizare a oțelului austenitic. S-a determinat astfel că un aliaj austenito-feritic cu procent mic de ferită (sub 1%) și un conținut de 0,5% carbon prezintă un maximum de sensibilitate care se situează la 750°C și că acesta se deplasează timpind către 500°C, la aliajul austenito-feritic cu un procent de 25% ferită /10/, /68/.

În ceea ce privește influența tratamentului termic asupra structurii respectiv asupra precipitatelor de carburi, se poate arăta că aliajul sudat, încălzit la peste 750°C, este capabil să dizolve încet și progresiv carburile de crom precipitate și să mențină această stare austenitică, în cazul răcirii rapide de la această temperatură.

Când este posibilă austenitizarea la peste 950 - 1000°C, a îmbinărilor sudate, aceasta accelerează dizolvarea carburilor - răcirea rapidă împiedicând formarea și separarea precipitatelor conferind ansamblului sudat o rezistență sporită la coroziunea intergranulară /10/, /32/, /33/, /57/, /71/.

1.5.1.2. Formarea fazei sigma la sudare [$\sigma = (\text{FeCr})$]

Precipitarea intergranulară de carburi și apariția fazei sigma, sînt două fenomene distincte. Fragilizarea prin faza sigma se produce în domeniul de temperaturi cuprins între 650 și 850°C și depinde în principal de durata de menținere, după sudare, în domeniul de temperaturi menționat. Temperatura critică, adică temperatura care corespunde vitezei maxime de formare a fazei sigma se situează la aproximativ 720°C /10/. Fragilizarea datorată fazei sigma este legată de conținutul în ferită al aliajului și este limitată atunci cînd procentul de ferită este mic (sub 2-3%) și nu invadează rețeaua grăuntelui austenitic. Dimpotrivă fragilizarea este avansată, respectiv, reziliența se reduce sensibil atunci cînd conținutul în ferită depășește 12% /10/, /20/, /44/, /52/.

În literatura de specialitate se arată că în subzona de supraîncălzire din ZIT, unde temperatura de austenitizare crește, sînt condiții favorabile formării fazei sigma chiar și la conținuturi mici de ferită și că reziliența descrește în mod uniform,

În această subzonă, odată cu creșterea conținutului în ferită.

Influența timpului de menținere asupra creșterii intensității de formare, a fazei sigma, este ușor pusă în evidență prin micrografiere /24/, /25/, /26/. S-a remarcat astfel, că de la o menținere de 100 ore, la temperatura de 750°C, la un oțel austenitic 18 Cr-8 Ni, sudat, faza sigma începe să apară deja în structură, sub formă de ace. Menținând îmbinarea sudată, timp de 500 ore, la aceeași temperatură, faza sigma își mărește proporția, structura aciculară intensificându-se.

Limitele de formare și respectiv de existență ale fazei sigma sînt încă destul de confuze și depind mult de puritatea materialului.

În prezent se știe că faza sigma se poate forma și direct, din austenită, dar în acest caz apariția ei are o evoluție mai lentă /26/, /45/. În austenitele conținînd cîteva insule de ferită, acestea se transformă la început exercitînd o acțiune de germinare și de accelerare asupra formării fazei sigma. Viteza de formare, după cum s-a mai arătat, depinde de temperatură și trece printr-un maxim, corespunzător unei anumite compoziții chimice. La un oțel de tipul 25 Cr-20 Ni, viteza maximă s-a constatat că este cuprinsă între 815 și 820°C. La 930°C se remarcă încetarea formării fazei sigma /10/, /44/.

Tendința de formare a fazei sigma este mărită prin procesul de deformare ce însoțește procesul de sudare. Acest fapt trebuie legat de creșterea vitezei de difuzie. În toate cazurile există o legătură clară între formarea fazei sigma și recristalizare. Elementele de aliere modifică condițiile de apariție a fazei sigma, acționînd fie asupra cineticii fie asupra echilibrului fazelor. Astfel, carbonul și azotul, formează carburi și nitruri de crom care reduc conținutul în crom al matricei, frînînd astfel formarea fazei sigma.

Alte elemente ca siliciul, molioidenul, niobiul, titanul, sînt agenți ce favorizează formarea fazei feritice, fază ce facilitează precipitarea fazei sigma. Acțiunea manganului este controversată. Modificarea proprietăților mecanice, prin precipitarea fazei sigma, este consecința cea mai importantă și în mod deosebit aceasta se manifestă prin scăderea valorii rezilienței. Pentru oțelul de tip 18 Cr-8 Ni cu Mo, spre exemplu, studiile

intreprinse de unii autori (Dulis și Smith) /20/ au reliefat concluzia că numărul și dimensiunea plajelor de fază sigma, cresc, într-un interval de timp de aproximativ 3000 de ore, la limita maximă. S-a remarcat de asemenea că formarea fazei sigma este precedată și însoțită de precipitarea de carburi.

Și în cazul austenitelor pure formarea fazei sigma este precedată de precipitarea carburilor și de redizolvarea acestora.

În ceea ce privește dizolvarea fazei sigma, la temperaturi de peste 900°C , se admite că aceasta se face prin intermediul feritei - datorită concentrației mari de crom fiecare zonă de fază sigma dă naștere unei zone de ferită. Ferita se transformă apoi treptat în austenită prin difuzia și egalizarea conținutului de crom în masa metalică.

În cazul îmbinărilor sudate, problemele puse de formarea fazei sigma sînt cu atît mai importante, cu cît în acest caz, al sudării, se urmărește o structură austenito-feritică, pentru reducerea tendinței de fisurare la cald a subzonei din imediata apropiere a liniei de fuziune, structură care în urma efectului termic dat de succesiunea straturilor la sudare, în anumite cazuri ale regimului de sudare, creează condiții prielnice pentru formarea fazei sigma.

În ceea ce privește influența regimurilor de sudare, pentru cazul diferitelor procedee, în literatura de specialitate nu se dau date, făcîndu-se necesară cercetarea detaliată a tendinței de precipitare a fazei sigma în condiții concrete de sudare pentru oțelurile studiate și legat de aceasta determinarea caracteristicilor specifice îmbinărilor sudate.

1.5.2. Zona cusăturii sudate (MA), fisurarea la cald

Materialul depus prin topire, la sudare, cuprinde pe lângă materialul de adaos și o parte din materialul de bază sau numai pe acesta din urmă în cazul sudării fără electrod fuzibil. Proporția materialului de bază în cusătura sudată variază, deci, în funcție de procedeul de sudare, tipul și forma rostului, precum și de parametrii procesului de sudare.

Pentru zona materialului depus prin sudare (MA), fisurarea la cald, constituie unul din principalele fenomene negative la sudare /71/, /18/, /36/, /47/, fapt pentru care, acest fenomen, va fi analizat în detaliu pentru oțelurile cercetate în lucrare.

În ceea ce privește structura MA, aceasta prezintă după solidificare aspectul dendritic, caracteristic metalului turnat. Adesea, în cusătură, aceasta are aspect de structură bazaltică cu tendință de orientare pe o direcție perpendiculară la suprafețele rostului, analog structurii formate la solidificarea lingourilor. Pentru exemplificare în figura 1.8 este prezentată structura unei îmbinări sudate din tablă de oțel inoxidabil cu 17% Cr cu adaos de Nb, la o mărire de 3,5 X.

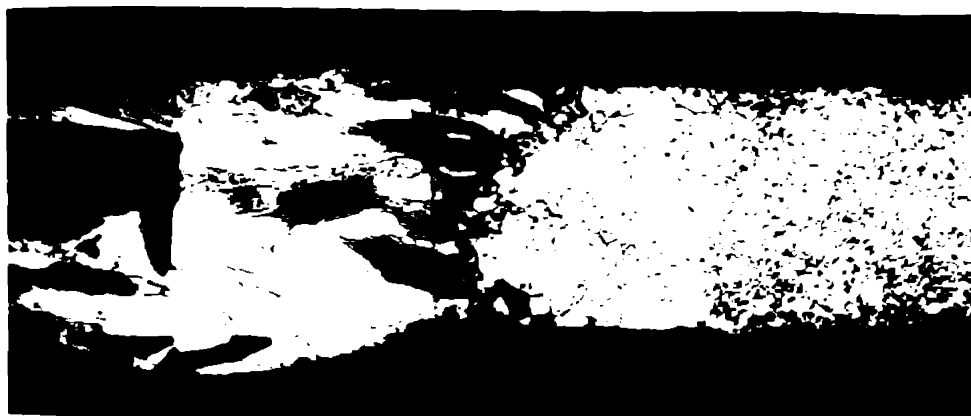


Fig. 1.8. Structura unei îmbinări sudate prin procedeul WIG a unui oțel inoxidabil cu 17% Cr și adaos de Nb

În figura prezentată se evidențiază caracterul pronunțat eterogen al cusăturii sudate, căreia, în mod firesc, îi corespunde o neomogenitate chimică avansată, rezultată în special prin modificarea intervalelor de solidificare și reducerea relativă a vitezei de difuzie în stare solidă. Această neomogenitate chimică definită de segregarea dendritică este răspunzătoare de apariția fenomenului de fisurare la cald /59/. În ceea ce privește mecanismul segregării dendritice, la solidificarea topiturii, acesta este prezentat schematic în diagramele din figura 1.9 /33/.

De remarcat în aceste diagrame că în cursul solidificării după sudare, compoziția miezului dendritic descrie o curbă

ce diferă de curba stării de echilibru care s-ar produce la o viteză de răcire, $V_r \sim 0^\circ\text{C/s}$. Datorită faptului că viteza de răcire la sudare este relativ mare, $V_r \gg 0^\circ\text{C/s}$ curbele de echilibru vor fi supuse unor deplasări, evidențiate în diagramă prin linii întrerupte /33/.

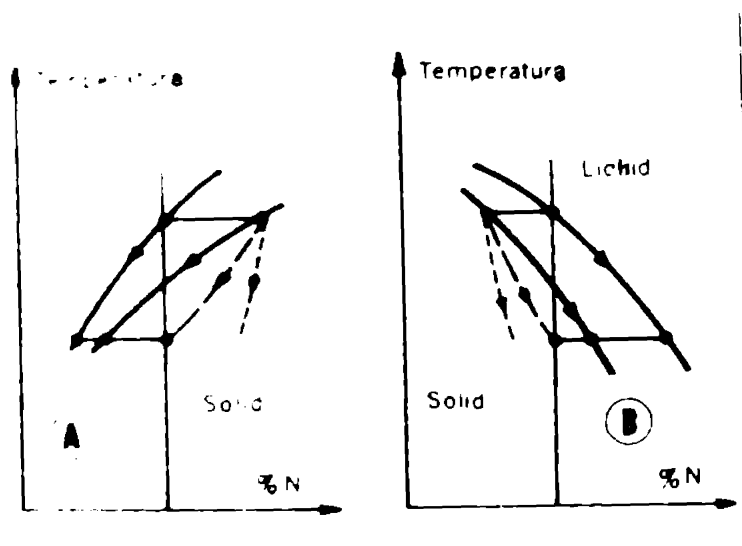


Fig. 1.9. Mecanismul segregării dendritice la solidificarea cusăturii:
A. Sărăcirea soluției în "N";
B. Imbogățirea soluției în "N".

Evoluția compoziției medii a solidului, poate fi reprezentată ca atare, printr-o curbă intermediară, reprezentată de asemenea în diagramă printr-o linie întreruptă.

Alura diagramelor va corespunde cazului "A" sau "B", după cum metalul corespunzător zonelor interdendritice s-a îmbogățit sau sărăcit în elementul de aliere "N" în raport cu compoziția medie a aliajului.

În urma analizei schematice a fenomenului de solidificare, după sudare, se desprinde concluzia că intervalul de solidificare crește sensibil în raport cu intervalul de solidificare corespunzător stării de echilibru. În ceea ce privește intensitatea segregățiilor dendritice, după sudare, aceasta este evident în funcție de mai mulți factori și anume: viteza de răcire, viteza de difuzie a elementelor ce compun aliajul și mărimea intervalului de solidificare. Segregația în cristalele de soluție solidă este deci cu atât mai intensă cu cât viteza de răcire este mai mare, cu cât viteza de difuzie este mai mică și cu cât intervalul de solidificare este mai mare.

./.

Rezultă de aici că în cazul specific sudării, când viteza de răcire este mare, viteza de difuzie relativ mică și intervalul de solidificare mărit, segregăția dendritică în zona metalului topit este pronunțată.

Aspectul dendritic al repartiției feritei, caracteristic metalului depus prin sudare, este ilustrat în figura 1.10, Figura menționată prezintă microstructura cusăturii sudate la un oțel austenitic 18 Cr-10 Ni.

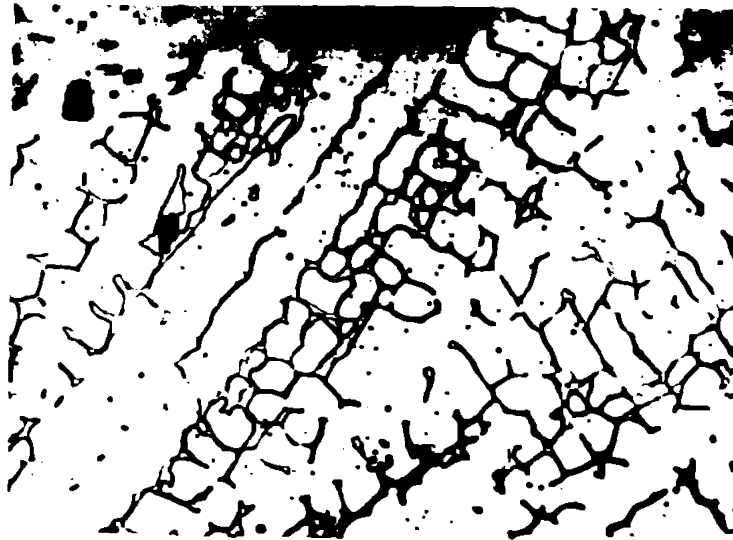


Fig. 1.10. Micrografia metalului depus prin sudare - oțel austenito-feritic de tipul 18 - 10 cu evidențierea aspectului dendritic al repartiției feritei

Răcirea rapidă, corespunzătoare procesului de sudare, începînd de la temperaturi crescute permite reținerea în structură la temperatura ambiantă a unei cantități variabile de ferită, funcție de viteza de răcire în domeniul de temperaturi superioare valorii de 1250°C . Aliajul traversează în cursul răcirii, de la starea lichidă (fig. 1.7) un domeniu de temperaturi în care ferita există în proporție importantă (pînă la 100%) - transformarea acesteia în cursul răcirii făcîndu-se în mod regresiv, viteza maximă de transformare corespunzînd unui anumit interval de temperaturi. Rezultă că segregarea guvernează localizarea feritei prezente în metalul depus după răcirea completă. Aprecierea se referă, după cum se va arăta în continuare, la ferita de o anumită compoziție chimică, care la transformarea de fază ($\delta - \gamma$), are o stabilitate mai mare.

Analizînd diagrama din figura 1.9, alături de diagrama

Fe-Cr-Ni (fig. 1.7), rezultă că la starea de echilibru, pentru un oțel 18 Cr-10 Ni, spre exemplu, se poate arăta supoziția, că datorită compoziției în axele dendritelor, faza feritică din aceste zone este mai puțin stabilă față de faza feritică din spațiile interdendritice, unde este posibil ca lichidul rămas să devină mai bogat în Cr sau în elemente a căror influență asupra structurii este analoagă cu cea a cromului.

Stabilitatea feritei delta corespunzătoare spațiilor interdendritice, rezultă că este mai mare datorită efectului segregării, care a condus la îmbogățirea compoziției în crom sau în elemente echivalente. Se poate presupune ca atare că ferita ce corespunde acestei compoziții chimice se transformă în urma celorlalte zone feritice și numai parțial, funcție de condițiile concrete create cusăturii sudate. Trebuie arătat totodată că localizarea feritei în spațiile interdendritice mai depinde pe lângă contribuția segregățiilor relative a diferitelor elemente, de viteza de răcire a cusăturii, de compoziția chimică a topiturii și de viteza relativă de transformare a feritei, corespunzătoare diferitelor faze ale solidificării corelate cu viteza de răcire a cusăturii.

Pentru evidențierea compoziției diferite a feritei și austenitei, în diferitele zone ale structurii dendritice, se prezintă în tabelul 1, compoziția chimică în axele și respectiv intervalele dendritice ale unei cusături sudate, executate dintr-un singur strat, pe un oțel austenitic cu compoziția chimică următoare : C 0,12%; Cr 18,6%; Ni 10,8%; Si 0,42%; Mn 1,72% și Ti 0,49% (10/, 137/, 164/.

Tabelul 1

Compoziția, %		Fe	Ni	Mn	Cr	Si
Ferită :	- axe	66,5	5,5	1,4	26,0	0,46
	- intervale	63,2	6,2	1,7	28,1	0,60
Austenită :	- axe	68,6	11,4	1,6	18,0	0,20
	- intervale	64,9	12,8	2,1	19,4	0,50

Se remarcă din datele prezentate /10/, că fazele localizate în intervalele dendritice sînt mai bogate în elemente de aliere decît fazele prezente în axele dendritice, aceasta fiind o

consecință a segregării pronunțate la solidificare, în cazul sudării. Rezultatele analizelor cantitative pentru crom și nichel, efectuate la microsonda electronică sînt prezentate în figura 1.11. Aici se evidențiază grafic variația procentuală a Ni și Cr, în fazele structurale analizate, la o cusătură corespunzătoare unei probe din oțel 18 Cr-10 Ni.

Imbogățirea evidentă a feritei în Cr, întărește ipoteza stabilității crescute a feritei din spațiile interdendritice, mai bogată în elemente alifagene, în comparație cu ferita corespunzătoare celorlalte zone ale structurii dendritice /63/.

Cauza apariției fenomenului de fisurare la cald, la sudare, au fost mult discutate și s-au emis mai multe ipoteze. Dintre acestea cea mai plauzibilă este ipoteza emisă de Zapffe /10/, /18/, /39/, potrivit căreia fisurarea la cald se atribuie formării, ca urmare a segregăției, a unei pelicule de silicați în jurul grăunților de austenită (sau în spațiile interdendritice) care în lipsa fazei feritice produce intens fisurarea la cald. Un argument în favoarea ipotezei menționate este faptul că un exces de siliciu în metalul depus ($Si > 0,60\%$) tinde să mărească sensibil susceptibilitatea la fisurare a aliajului.

În ceea ce privește nivelul proporției de ferită, necesar pentru înlăturarea pericolului de fisurare la cald, în literatura de specialitate nu se dau valori certe, limitele variînd de la autor la autor /10/, /18/, /63/.

Referitor la cauzele apariției fenomenului de fisurare la cald și limitele procentului optim de ferită delta necesar pentru evitarea fisurării la cald, la sudare, în lucrarea de față sînt sintetizate concluziile rezultate din cercetările efectuate

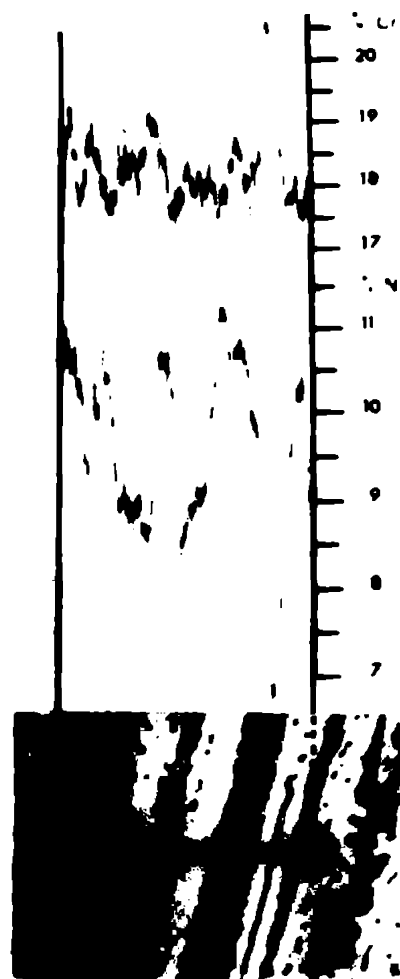


Fig.1.11. Variația conținutului în nichel și crom într-un rînd de sudură la un oțel de tip 18 Cr-10 Ni

pe oțelurile asimilate în țară, făcându-se recomandările corespunzătoare pentru aceste oțeluri.

În ceea ce privește intensitatea precipitării de carburi după sudare de asemenea trebuie arătat că în literatura de specialitate sînt publicate numai date cu caracter general și în multe cazuri fără o unitate de vederi, aspectele legate de precipitarea carburilor pentru procedeele de sudare cele mai uzuale și pentru fiecare marcă de oțel, în corelație cu proprietățile îmbinării sudate, nefiind abordate.

Evoluția structurală a îmbinărilor sudate după fluaaj fiind parțial și foarte sumar prezentată în literatură /24/, /40/, /41/, /55/, constituie pentru lucrarea de față necesitatea unor cercetări experimentale /35/, pentru clarificări privind comportarea zonei de influență termică (ZIT) din îmbinările sudate, sub aspectul modificărilor și evoluției structurale, corelate cu variația caracteristicilor mecanice respectiv rezistența în timp la temperaturi ridicate și alungirea la rupere. În literatura de specialitate datele publicate privind problemele menționate lipsesc sau sînt sumar prezentate pentru oțelurile din clasa celor studiate, astfel că datele privind rezultatele obținute de cercetările de fluaaj au caracter de noutate, continuarea cercetărilor pentru durate mai lungi de solicitare impunîndu-se ca necesitate.

Concluzii. Față de cele arătate în capitolul parcurs se impune ca orientarea lucrărilor de cercetare, pentru clarificarea și completarea datelor existente, în vederea utilizării cu maximă eficiență a oțelurilor indigene, să fie axată pe următoarele probleme mai importante :

- Determinarea indicilor de comportare și caracterizarea structurală a oțelurilor austenitice indigene, asimilate în țară sub formă de produse plate, în corelație cu compoziția chimică, starea de tratament termic și dimensiunea după laminare ;
- Determinarea principalelor date, privind comportarea metalurgică la sudare, a produselor plate asimilate din oțelurile inoxidabile indigene, prin simularea MB cu

- cicluri termice specifice procesului de sudare și prin sudarea MB în diferite procedee ;
- Cercetări experimentale pentru studierea în cazul regimurilor optime de sudare și a materialelor de adaos adecvate a transformărilor structurale survenite pentru cazul principalelor procedee de sudare, folosite în industrie, în vederea obținerii unei eficiențe maxime și cu deplină siguranță în utilizare ;
 - Cercetarea transformărilor structurale la îmbinările sudate în mod controlat în vederea determinării evoluției structurale la sudare și clarificarea naturii, distribuției și mărimii precipitatelor. În mod deosebit se va urmări evoluția la sudare a precipitatelor de carburi și a fazei intermetalice sigma, caracteristice tipurilor de oțel studiate ;
 - Completarea noțiunilor privind fenomenul de fisurare la cald, la sudare, în contextul ipotezelor emise până în prezent și legat de aceasta determinarea experimentală a limitelor procentuale optime pentru conținutul feritic, în vederea evitării fisurării la sudare a oțelurilor inoxidabile indigene ;
 - Analiza proprietăților îmbinărilor sudate în corelație cu modificările structurale determinate și verificarea condiției de rezistență la coroziune intergranulară a zonei de influență termică (ZIT) și a cusăturii ;
 - Studiul evoluției structurale la fluaaj în corelație cu caracteristica de rezistență, la îmbinările sudate din oțeluri inoxidabile austenitice indigene, în cazul temperaturii de 600°C, dată fiind utilizarea la cald ca una din principalele utilizări preconizate pentru produsele plate din oțelurile inoxidabile asimilate în țară.

Capitolul 2

CERCETARI PRIVIND CARACTERIZAREA OTELURILOR INOXIDABILE INDIGENE

2.1. Materialul și metodică cercetării

Extinderea utilizării oțelurilor inoxidabile, a făcut necesară asimilarea acestora în țară - caracterizarea completă înainte și după sudare, precum și după alte diferite prelucrări termice sau mențineri în cele mai variate condiții de exploatare, constituind o primă necesitate în obținerea unui grad ridicat de eficiență în utilizările industriale preconizate.

Mărcile de oțel inoxidabil, asimilate în țară, sub formă de table groase, care fac obiectul cercetărilor din lucrarea de față sînt : 1o TiNiCr 18o și 1o TiMoNiCr 175, conform STAS 3583-8o.

Pentru cercetări, în vederea determinării caracteristicilor produselor plate (table cu grosimea între 12 și 3o mm), din oțelurile menționate, s-au efectuat analize ale compoziției chimice (zonale și pe toată grosimea), determinări ale caracteristicilor structurale, determinări privind influența ciclurilor termice specifice procesului de sudare și a rezistenței la coroziune - testul Strauss -, determinări privind caracteristicile mecanice la cald, la temperatura ambientă și la temperaturi joase precum și determinări privind rezistența și alungirea la fluaj - toate acestea corelate cu modificările structurale specifice. S-a mai efectuat microanaliza compoziției chimice la microsonda electronică și analiza roentgenografică a materialului de bază.

S-au prelevat pentru cercetare din mai multe șarje de oțel, elaborat și laminat la C.S. Galați, plăci din tablă groasă de 12 mm și 23 mm din oțel 1o TiNiCr 18o (W 1.4541) și 1o TiMoNiCr 175 (W 1.4571). Din fiecare grosime menționată și din două table diferite, pentru fiecare marcă de oțel, s-au prelevat câte 12 plăci cu dimensiunea, s x 15o x 3oo (s = grosimea tablei).

Rezultatele obținute la cercetările experimentale privind caracteristicile oțelurilor austenitice asimilate în țară sînt date în cele ce urmează.

2.2. Compoziția chimică

Compoziția chimică la turnare, pentru șarjele din care provin tablele utilizate ca material de cercetare, este prezentată în tabelul 2.1.

Compozițiile chimice pe produs sînt date în tabelul 2.2. Pentru tablele cu grosimea de 24 mm, s-a verificat pe lîngă compoziția chimică medie și compoziția chimică la suprafață și la mijlocul tablei, rezultatele sînt de asemenea date în tabelul 2.2.

2.3. Tratamentul termic de punere în soluție

Din cercetările efectuate, pe produsele plate studiate, a rezultat pentru tratamentul termic de punere în soluție, parametrii indicați în tabelul 2.3. Duritatea (HB) a materialului, rezultată după tratamentul termic, este de asemenea prezentată în tabelul 2.3.

După tratamentul termic de punere în soluție, produsele plate studiate au prezentat o structură austenito-feritică cu carburi fine distribuite uniform în masa metalică (v. tabel 2.8).

2.4. Caracteristici mecanice

2.4.1. Caracteristicile mecanice la tracțiune și la încercarea de încovoiere prin șoc, la temperatura ambiantă (+20°C)

Pentru cercetările efectuate privind determinarea caracteristicilor la tracțiune și încovoiere prin șoc, s-au prelevat epruvete din tablă, din fiecare grosime și marcă de oțel, de la capetele tablei, pe direcție longitudinală și transversală față de sensul de laminare. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 2.4.

2.4.2. Caracteristici la cald

Pentru determinarea caracteristicilor la cald, s-au efectuat încercări de tracțiune la valori ale temperaturii de : 100, 200, 300, 400, 500 și 600°C.

Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 2.5.

În figurile 2.1 și 2.2, se prezintă variația limitei de curgere cu temperatura, pentru oțelul 10 TiNiCr 180 și respectiv

Compoziția chimică pe oțel
lichid

Tabelul 2.1

Serja	Marca oțelului	Correspondență : Werkstoff nummer	Conținut elemente, %									
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Mo	
I	10 T1N1Cr 180	1.4541	0,08	0,80	0,80	0,020	0,008	18,5	9,15	0,54	-	
II	10 T1N1Cr 180	1.4541	0,06	0,90	0,62	0,025	0,010	17,0	10,0	0,57	-	
III	10 T1MoN1Cr 175	1.4571	0,10	0,57	0,74	0,035	0,022	16,5	10,5	0,68	2,58	

./.

Compoziția chimică pe produs

Tabelul 2.2

Sarbă	Marca oțelului	Gro- sime pro- dus (mm)	Marceș probă	Locul de prelevare	Conținut elemente, %									
					C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Mo	
I	10 T1N1Cr 180	12	S 1	toată grosimea	0,06	0,86	0,40	0,017	0,005	19,06	8,83	0,54	-	
II	10 T1N1Cr 180	24	S 3	"	0,07	0,92	0,59	0,023	0,008	17,45	10,0	0,68	-	
II	10 T1N1Cr 180	24	S 3.1	suprafață (3 mm)	0,07	0,90	0,60	0,021	0,003	17,10	9,90	0,67	-	
II	10 T1N1Cr 180	24	S 3.2	mijloc	0,10	0,92	0,58	0,022	0,006	17,39	10,24	0,66	-	
III	10 TiMoN1Cr 175	12	S 12	toată grosimea	0,11	0,69	0,74	0,026	0,018	17,72	10,60	0,74	2,30	
III	10 TiMoN1Cr 175	23	S 23	"	0,11	0,67	0,74	0,026	0,018	17,40	10,68	0,75	2,37	
III	10 TiMoN1Cr 175	23	S 23.1	suprafață (3 mm)	0,10	0,67	0,73	0,020	0,017	18,04	10,26	0,65	2,28	
III	10 TiMoN1Cr 175	23	S 23.2	mijloc	0,11	0,69	0,72	0,022	0,018	16,89	10,57	0,70	2,30	

./.

Parametrii tratamentului termic de punere în soluție și valorile durității (HB) pe produs

Tabelul 2.3

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	Deformat la		Tratament termic după laminare		*) Duritate HB(10/3000/15")		
			Temp. °C	Răcire după laminare	Încălzire la temp. °C	Mediul de răcire	Valoare minimă	Valoare maximă	Valoare medie
I	10 TiNiCr 180	12	1150-850	aer	1080	apă	161	170	163
II	10 TiNiCr 180	24	1150-880	aer	1080	apă	142	149	148
III	10 TiMoNiCr 175	12	1150-900	aer	1100	apă	172	186	183
III	10 TiMoNiCr 175	23	1150-920	aer	1100	apă	176	183	180

*) Valorile înscrise pentru duritate reprezintă media aritmetică a 12 determinări

Caracteristicile mecanice la tracțiune și la încercarea de încovoiere
prin șoc la +200C

Tabelul 2.4

Sârja	Marca oțelului	Gro- sime pro- dus (mm)	C a r a c t e r i s t i c a						Reziliența,	
			$R_{p0,2}$ (N/mm ²)		R_m (N/mm ²)		A_5 (%)		J/cm ² (la +20°C)	
			Longitu- dinal	Trans- versal	Longitu- dinal	Trans- versal	Longitu- dinal	Trans- versal	Longitu- dinal	Trans- versal
I	10 T1N1Cr 180	12	320	277	626	631	58	58	168	124
			322	285	616	606	59	58	158	114
II	10 T1N1Cr 180	24	231	231	577	574	60	56	172	114
			231	231	577	574	60	56	173	126
III	10 T1MoN1Cr 175	12	310	280	630	620	54	50	151	101
			320	298	620	618	52	49	138	116
III	10 T1MoN1Cr 175	23	267	247	-	682	51	48	160	102
			280	257	-	600	51	49	150	118
									150	114

./.

10 TiMoNiCr 175, alături de valorile corespunzătoare, conform DIN 17740/82, pentru mărci de oțel similare.

Tabelul 2.5

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	$R_{p0,2}$ (N/mm ²) la temperatura (°C) :					
			100	200	300	400	500	600
I	10 TiNiCr 180	12	239	232	211	181	171	151
			239	221	201	197	166	145
II	10 TiNiCr 180	24	197	202	150	153	143	135
			201	200	153	153	135	140
III	10 TiMoNiCr 175	23	214	212	196	176	176	156
			216	216	190	182	171	156

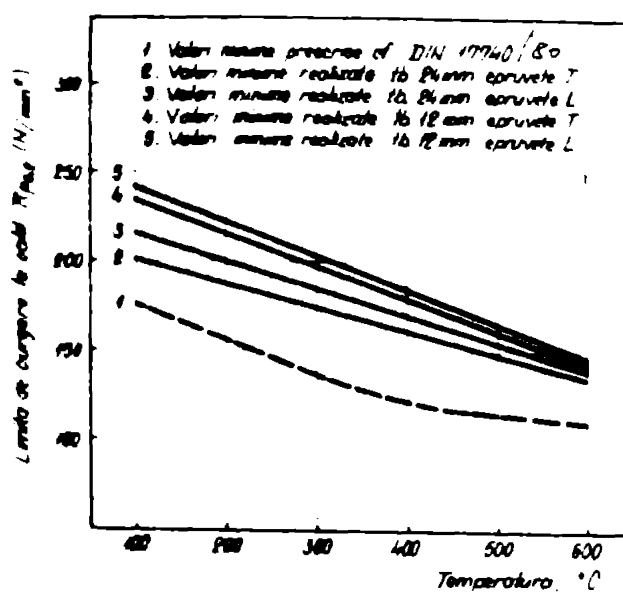


Fig. 2.1. Variația limitei de curgere cu temperatura
(10 TiNiCr 180)

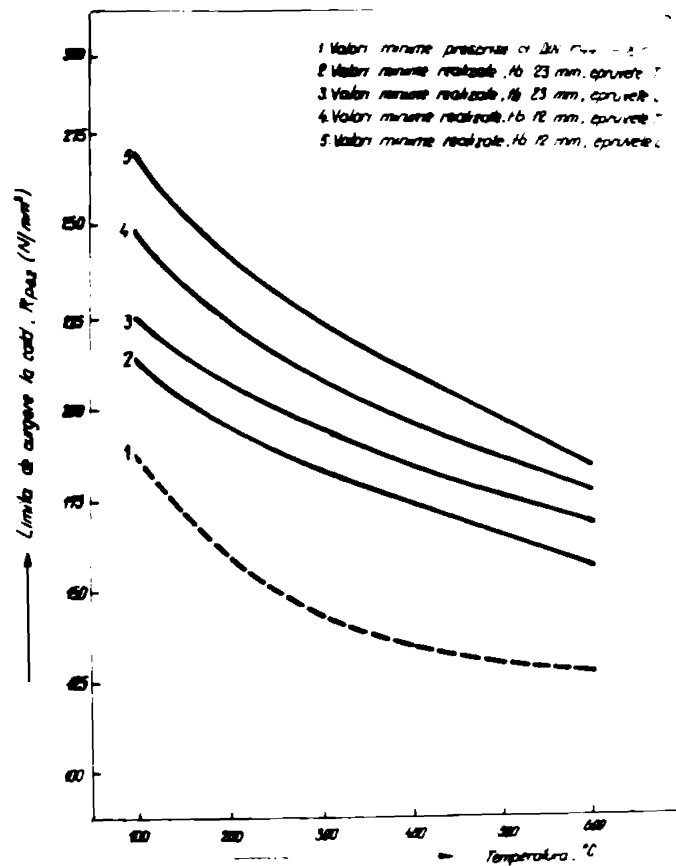


Fig. 2.2. Variația limitei de curgere cu temperatura
(10 TiMoNiCr 175)

2.4.3. Caracteristici la încovoierea prin șoc, la temperaturi joase

Cercetările privind determinarea caracteristicilor de încovoiere prin șoc, la temperaturi joase, s-au efectuat pe epruvete cu creștătura V 2, luate transversal (KV-T) față de direcția de laminare. S-au determinat astfel energiile de rupere la temperaturile (°C) : 0, -70 și -196.

Rezultatele sînt date în tabelul 2.6.

Variația energiilor de rupere la temperaturi joase, este ilustrată și grafic în diagramele din figura 2.3 și figura 2.4, unde comparativ se prezintă și valorile date de norma SEW 680 pentru mărci de oțel similare.

Valorile superioare remarcate pentru tablele din oțelurile asimilate în țară se datoresc purității ridicate a oțelului la elaborare și totodată regimurilor termice de laminare

și tratament termic riguros stabilite și controlate în cadrul programului tehnologic de asimilare.

Tabelul 2.6

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	Energia de rupere, KV-T (J/cm^2)		
			0($^{\circ}C$)	-70($^{\circ}C$)	-196($^{\circ}C$)
I	10 TiNiCr 180	12	155	127	88
			163	133	96
			169	127	90
II	10 TiNiCr 180	24	181	157	96
			177	153	98
			170	165	98
III	10 TiMoNiCr 175	23	108	95	72
			106	97	81
			115	98	82

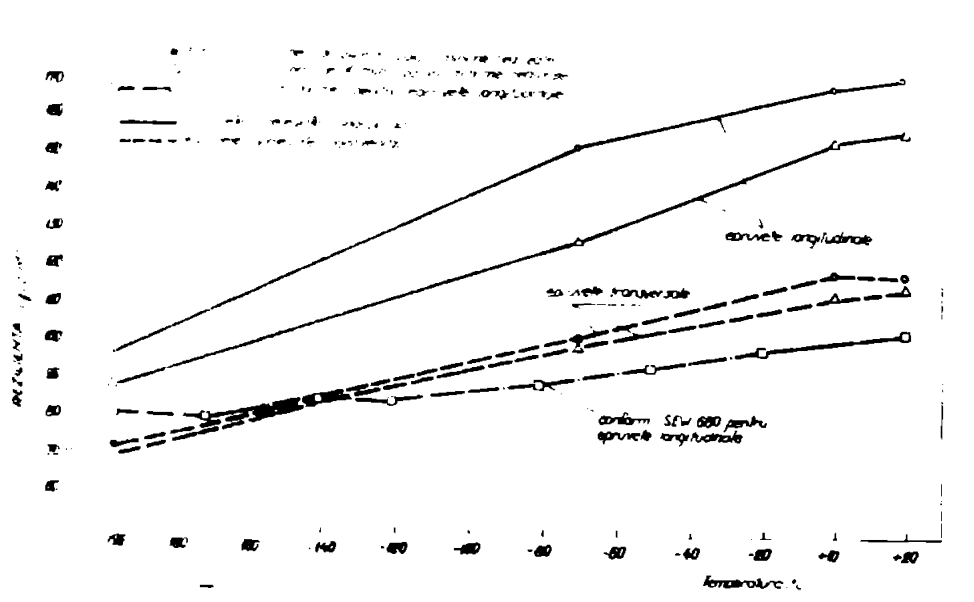


Fig. 2.3. Variația energiei de rupere la temperaturi joase (oțel 10 TiNiCr 180)

./.

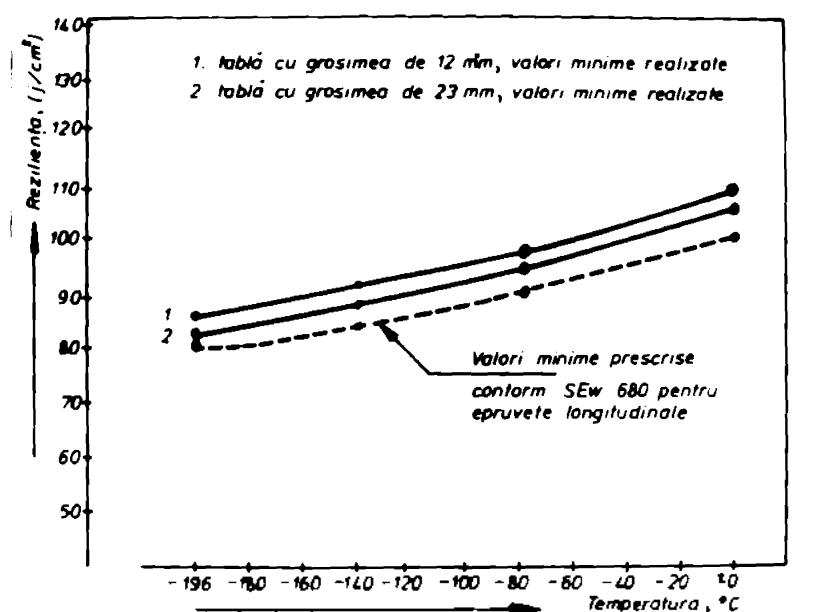


Fig. 2.4. Variația energiei de rupere la temperaturi joase

2.5. Determinarea procentului de ferită

Pentru determinarea procentului de ferită din structura aliajului s-a folosit metoda magnetică (feritoscopul Fischer) și cea a analizei microscopice cantitative /9/.

S-au examinat astfel cu feritoscopul Fischer câte 12 eșantioane din fiecare grosime de produs și marcă de oțel. Rezultatele sînt date în tabelul 2.7.

Tabelul 2.7

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	Proporția de ferită delta, (%)		
			minim	maxim	mediu
I	1o TiNiCr 18o	12	1,6	4	2,8
II	1o TiNiCr 18o	24	0,3	0,6	0,45
III	1o TiMoNiCr 175	23	3	6	4,5

Din rezultatele determinărilor efectuate se poate constata că, procentul minim de ferită, corespunde produselor plate din marca de oțel 1o TiNiCr 18o cu grosimea de 24 mm. Procentul maxim de ferită, corespunde produselor plate provenite

din marca de oțel 1o TiMoNiCr 175 - fapt ce se explică prin existența moliбdenului (element alfa) în compoziția acestei mărci de oțel.

În cazul mărcii 1o TiNiCr 18o, se constată o dispersie mai mare a valorilor conținutului de ferită funcție de grosimea materialului și șarje. În cazul grosimilor mici de tablă, procentul de ferită rezultat este mai mare, în cadrul aceleiași șarje, datorită gradului avansat al reducerii la laminare. Diferențele semnalate în cadrul aceleiași mărci de oțel la șarje diferite, se datoresc limitelor diferite ce corespund elementelor de aliere, proprii fiecărei șarje (tab. 2.7 și tab. 2.8).

2.6. Caracteristici microstructurale

2.6.1. Determinări microstructurale

Cercetările privind determinarea structurii aliajului, naturii și proporției fazelor, precum și a mărimii de grăunte, s-au efectuat utilizându-se microscopia optică. Materialul analizat a fost prelevat din table cu grosimea de 12 mm, 23 și 24 mm din șarjele I, II și III, tratate termic după laminare (v. tabelul 2.3).

Rezultatele examinărilor sînt sintetizate în tabelul 2.8 și figurile menționate în tabel.

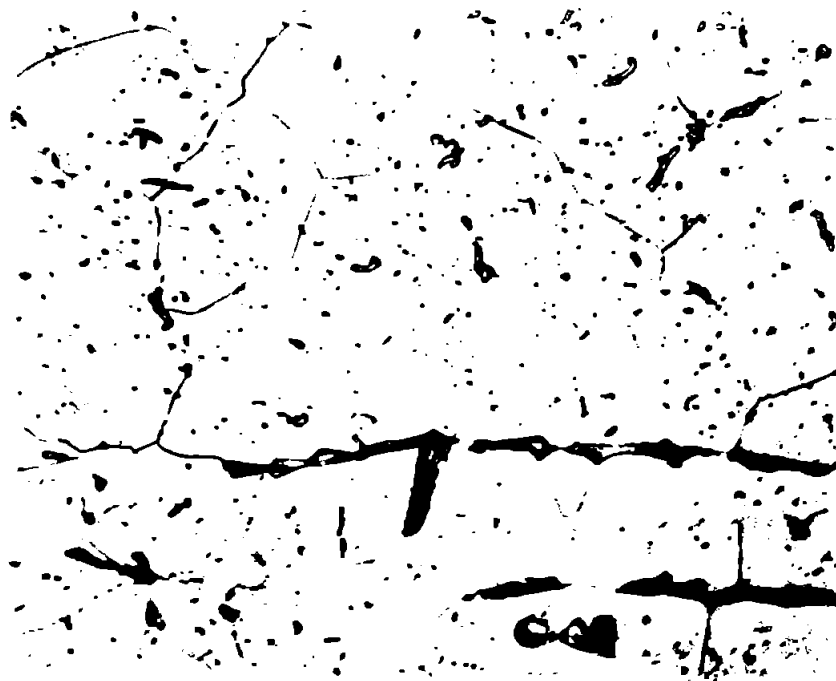
Tabelul 2.8

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	Structura	Mărime grăunte austenitic (Conf. STAS 549o-8o)	Proportia de ferită (%)	Fig. nr.
I	1o TiNiCr 18o	12	Austenită cu ferită delta în șiruri și carburi distribuite uniform în masa metalică	8-7	sub 2	2.5
II	1o TiNiCr 18o	24	idem	6	1-2	-
III	1o TiMoNiCr 175	23	idem	7-6	sub 5	2.6



a

x100



b

x800

Fig. 2.5. Microstructura oțelului 10 TiNiCr 180, laminat în tablă groasă de 24 mm și tratat termic (1050°C, cu răcire în apă)

Sarja I

Atac acid oxalic 10%, electrolitic :

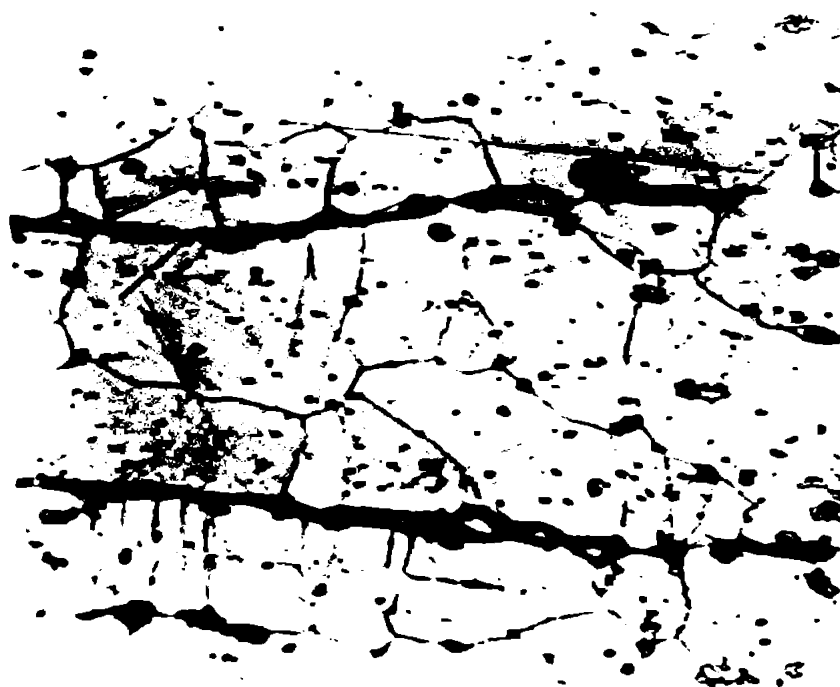
a) microstructură, x100 ;

b) detaliu din microstructură, x800.



a

x100



b

x800

Fig. 2.6. Microstructura oțelului 10 TiMoNiCr-175, laminat în tablă grosă de 23 mm și tratat termic (1100°C, cu răcire în apă)

Sarja III

Atac acid oxalic 10%, electrolitic :

a) microstructură, x100;

b) detaliu din microstructură, x800.

În figurile 2.5 (a și b) și 2.6 (a și b), se evidențiază structura austenitică a materialului, mărimea de grăunte, precum și dispunerea în șiruri de ferită.

Rezultatele obținute, în ceea ce privește procentul de ferită, au arătat valori apropiate în cazul ambelor metode de determinare - magnetică și microscopică -, acesta situându-se în cazul șarjelor analizate, între 0,6% și 6% (tab. 2.7 și tab.2.8).

2.6.2. Analiza röntgenografică

Prin analiza röntgenografică, efectuată pe probă masivă din tablă cu grosimea de 12 și 23 mm, s-a urmărit determinarea naturii fazelor, controlul existenței precipitatelor de carburi și a compușilor intermetalici.

S-a lucrat cu un difractometru de raze X, DRON-1, radiație MoK ($\lambda = 0,757 \text{ \AA}$), filtrată și monocromatizată (tensiunea de lucru 10 kV și intensitatea 10 mA).

Pentru determinări cantitative s-au folosit liniile : (301) pentru carburi, (200) pentru ferită și (220) pentru austenită.

În urma analizelor efectuate s-a pus în evidență lipsa precipitatelor de carburi precum și lipsa fazei sigma, $[\sigma = (\text{FeCr})]$, în probele prelevate din tablă cu grosimea de 12 și 24 mm din ambele șarje.

În figurile 2.7 a și b, sînt prezentate diagramele röntgenostructurale pentru tabla grosă de 24 mm, din oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175 tratate termic pentru punerea în soluție (v. tabelul 2.3), alura acestora fiind tipică pentru toate probele din oțelurile studiate.

2.6.3. Analiza microchimică

Cercetările privind determinările microchimice s-au efectuat la microsonda electronică pe materialul de bază provenit din tablă de 12 și 24 mm, șarja I, II și III, în scopul evidențierii repartiției titanului, cromului, molibdenului și nichelului în masa metalică.

Prin examinarea mai multor cîmpuri, pe fiecare probă analizată s-a constatat o distribuție relativ uniformă în fazele structurale, a titanului, care formează carburi stabile, dispersate

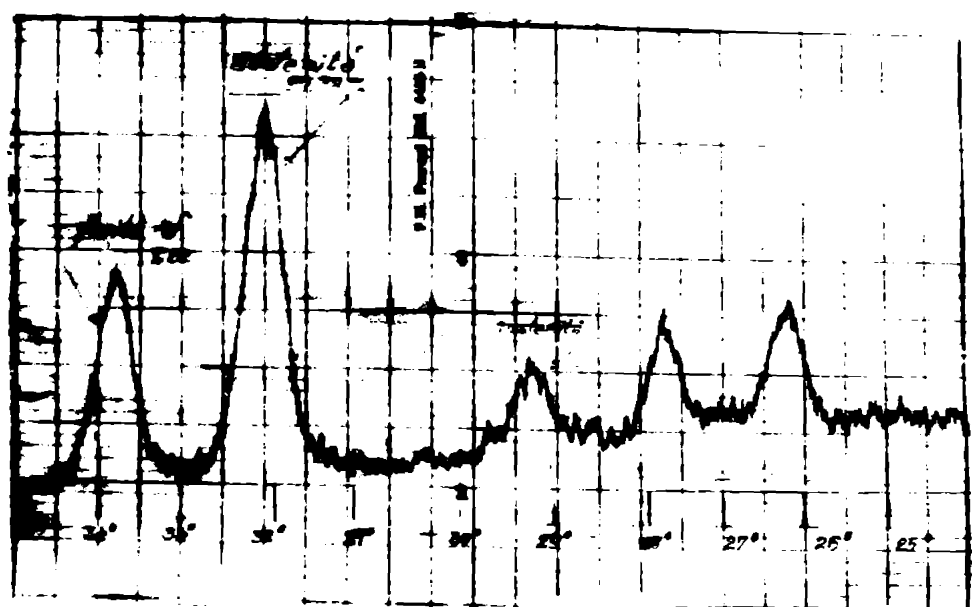
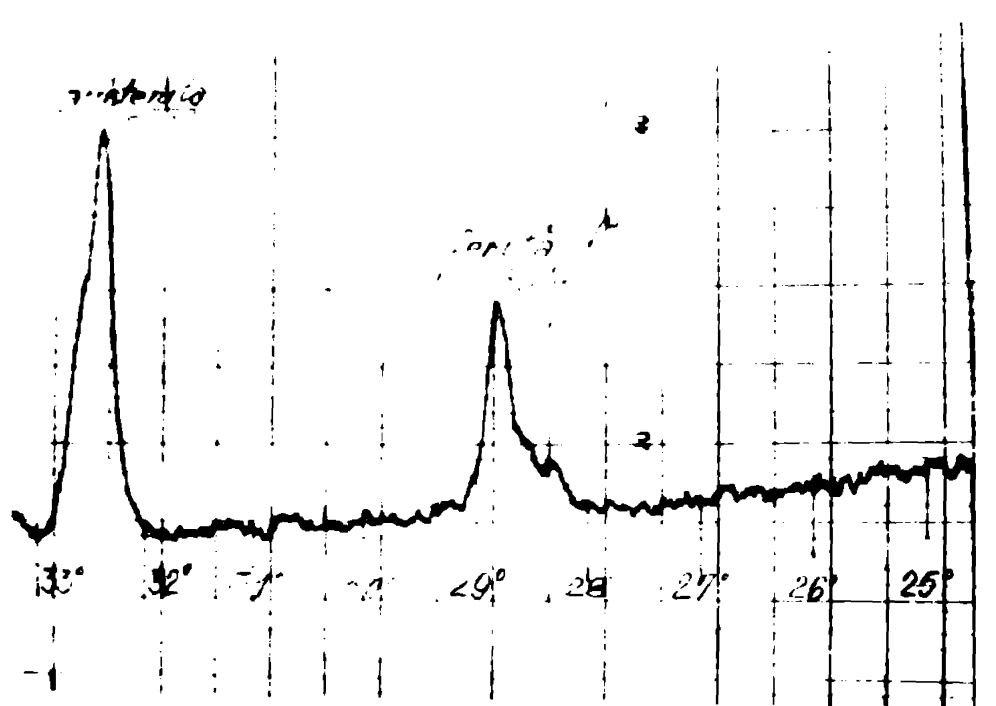


Fig. 2.7. Diagramele röntgenostructurale corespunzătoare probelor prelevate din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea de 24 mm, tratată termic pentru punere în soluție (1050°C/apă) :

- a) Oțel 10 TiNiCr 180 ;
- b) Oțel 10 TiMoNiCr 175.

./.

uniform și fin în masa metalică.

S-a constatat în final, prin compararea rezultatelor cu a altor oțeluri similare, că variația cromului, molibdenului și nichelului în fazele structurale este corespunzătoare calității și stării aliajului. Se evidențiază astfel, în figurile 2.8 a și b, variația lineară a cromului și a nichelului la o probă preluată din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosimea de 24 mm, în starea rezultată după tratamentul termic de punere în soluție. În figurile 2.9 a, b, c și d, se prezintă imaginea variației lineare a cromului, molibdenului, nichelului și repartiția titanului în masa metalică a aliajului pentru probele prelevate din tablă de oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea 23 mm, în stare tratată termic.

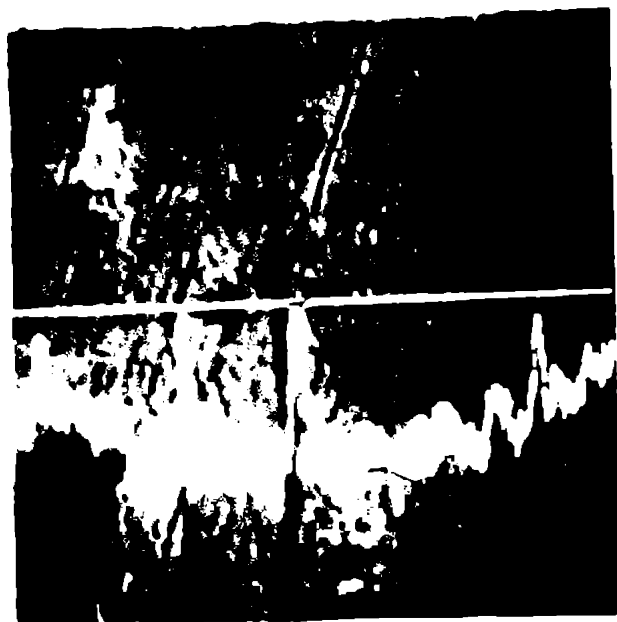
Se remarcă din figurile prezentate, că în ferita delta, proporția de crom și molibden crește - ajungând până la 19,6% pentru crom și respectiv până la 3,8% pentru molibden, în cazul oțelului 10 TiMoNiCr 175 - și proporția de nichel scade, ajungând până la 5,8% în cazul oțelului cu molibden (determinări la microsondă, fig. 2.9). În cazul oțelului 10 TiNiCr 180, fără molibden se remarcă o creștere mai accentuată a cromului în ferită, acesta ajungând la 24,2%. Analizând limitele de variație pentru crom, molibden și nichel se constată că acestea corespund unei variații normale pentru cazul oțelurilor studiate /31/.

În ceea ce privește repartiția titanului, în cazul ambelor mărci de oțel, la toate probele analizate, s-a remarcat o distribuție uniformă și fină în masa metalică (fig. 2.9 d).

2.7. Rezistența la coroziune

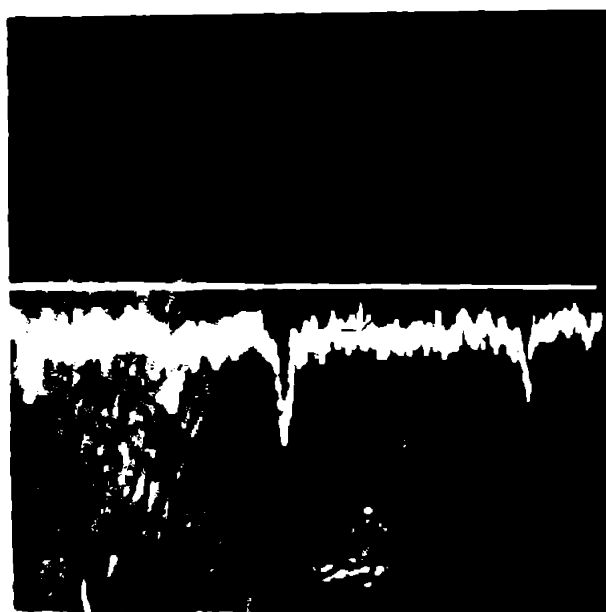
Cercetările privind încercarea rezistenței la coroziune a materialului de bază studiat, prelevat din tablă grosă de 12 și 24 mm, șarjele I, II și III s-au efectuat avându-se în vedere coroziunea generală, intergranulară /37/, /38/, /39/, /40/, /41/, /42/. Încercarea la coroziune s-a realizat în mediu sulfocupric la temperatura de fierbere (metoda B-STAS 7114-73), pe câte trei epruvete din fiecare grosime de tablă și marcă de oțel, prelucrată la dimensiunea: $s \times 20 \times 50$ mm (s = grosimea tablei).

Pentru punerea în evidență a coroziunii s-au analizat probele supuse atacului chimic și îndoite la 180° , în formă



x1200

a) Imaginea de variație a cromului în
compoziția fazelor structurale



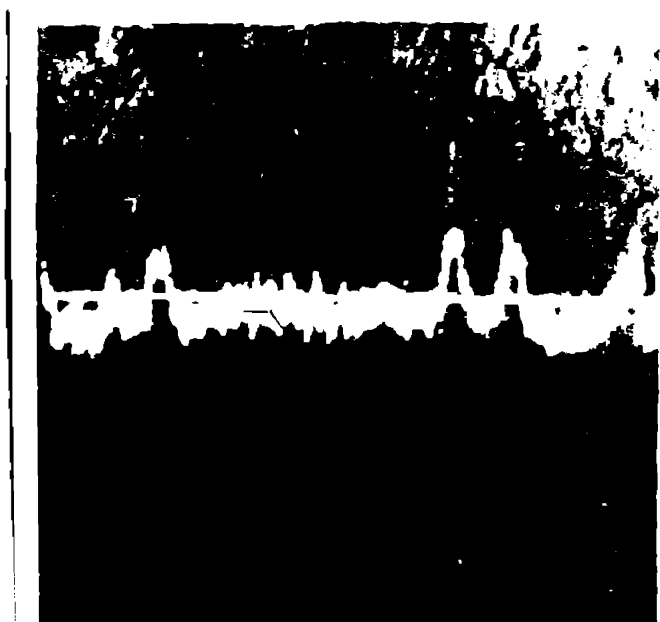
x1200

b) Imaginea de variație a nichelului în
compoziția fazelor structurale

Fig. 2.8. Imaginea variației lineare a compoziției pen-
tru crom și nichel la o probă prelevată din tablă
de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosimea de 23 mm în
stare tratată termic

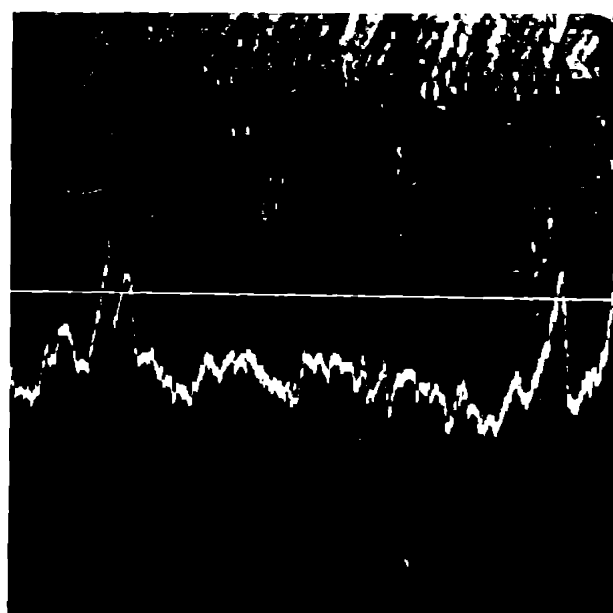
a) variația compoziției cromului

b) variația compoziției nichelului



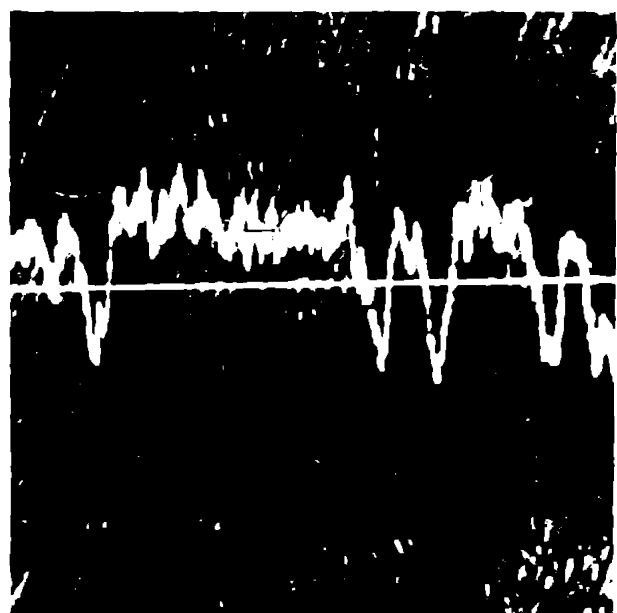
x1200

a) Imaginea de variație a cromului în compoziția fazelor structurale



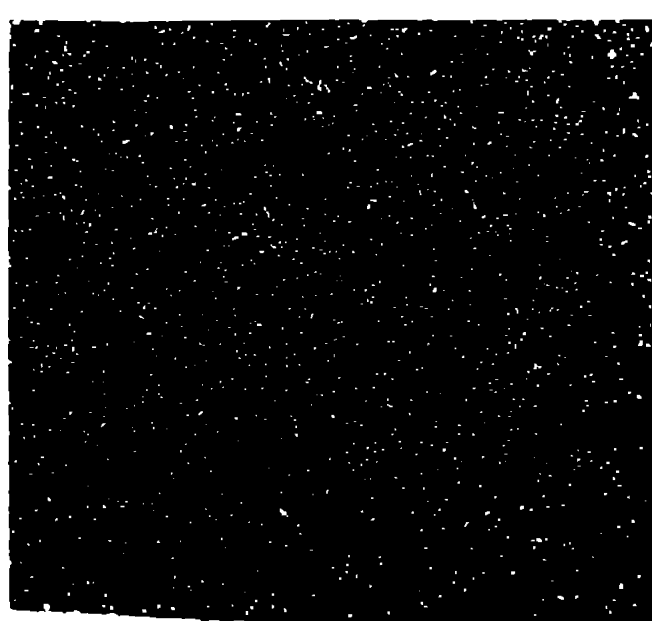
x1200

b) Imaginea de variație a molibdenului în compoziția fazelor structurale



x1200

c) Imaginea de variație a nichelului în compoziția fazelor structurale

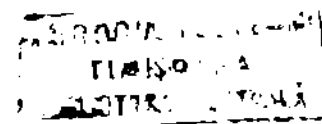


x1200

d) Repartiția titanului în masa metalică a cîmpului analizat

Fig. 2.9. Imaginea variației lineare a compoziției pentru crom, molibden, nichel și imaginea repartiției titanului pentru o probă preluată din tablă, grosimea 23 mm - șarja III, în stare inițială (tab. 2.2);
a) variația compoziției cromului ;
b) variația compoziției molibdenului ;
c) variația compoziției nichelului ;
d) repartiția titanului.

./.



Rezultatele cercetărilor experimentale privind rezistența la coroziune intergranulară

Tabelul 2.9

Sarja	Marca oțelului	Grosime produs (mm)	Numărul probelor analizate (buc)	Mediul coroziv	Examinarea după îndoire ("U" la 180 grade) macroscopic microscopic	Aprecierea rezistenței la coroziune
I	10 TiNiCr 180	12	6	Soluție formată din :	fără fisuri	Corespunzător
				SO ₄ Cu - 110 g	fără a.i. ¹⁾	
				SO ₄ H ₂ - 100 ml H ₂ O - 1000 ml	fără c.g. ²⁾	
II	10 TiNiCr 180	24	5	idem	fără fisuri	Corespunzător
					fără a.i. fără c.g.	
III	10 TiMoNiCr 175	12	6	idem	fără fisuri	Corespunzător
					fără a.i. fără c.g.	
III	10 TiMoNiCr 175	23	6	idem	fără fisuri	Corespunzător
					fără a.i. fără c.g.	

1) a.i - atacuri intergranulare ;

c.g - coroziune generală.

./.

de U, prin examinări macro și microscopice.

Rezultatele aprecierii rezistenței la coroziune sînt sintetizate în tabelul 2.9, unde se evidențiază lipsa atacului coroziv la toate probele analizate, rezistența acestora la coroziunea generală, intergranulară fiind corespunzătoare.

Concluzii. Din punct de vedere al compoziției chimice produsele plate analizate, din oțelurile austenitice indigene, au arătat o repartiție relativ uniformă a elementelor în masa metalică, variația compoziției pe grosime fiind neglijabilă (tabelul 2.2). După tratamentul termic de punere în soluție (tabelul 2.3) produsele plate au evidențiat o structură austenitică cu carburi fine, distribuite uniform în masa metalică, cu duritatea cuprinsă între 163 și 180 HB (10/3000/15"). Caracteristicile mecanice la tracțiune și la încercarea de încovoiere prin șoc (tabelele 2.4, 2.5 și 2.6) au scos în evidență rezultate superioare în comparație cu mărci similare din import.

Determinările microstructurale (tabelul 2.8), au pus în evidență o structură austenitică cu granulație 6-8 (conform STAS 5490-80), ferită delta în șiruri, în proporție de maxim 5% și carburi fine, sub 5 μ m, distribuite uniform în masa metalică. Nu s-au semnalat precipitate de carburi la marginea grăunților și nici precipitate de fază sigma. Prin analiză microchimică s-a pus în evidență variația lineară a Cr, Ni și Mo în masa metalică precum și distribuția acestora în fazele structurale (fig. 2.8 și 2.9) remarcîndu-se o creștere a Cr în faza feritică pînă la 24,2% și a Mo pînă la 3,8% alături de reducerea Ni pînă la 5,8%. În ce privește repartiția Ti s-a remarcat o distribuție relativ uniformă în masa metalică la toate probele analizate (fig. 2.9, d).

Încercarea rezistenței la coroziune a pus în evidență, pentru toate probele analizate, o comportare corespunzătoare (tabelul 2.9).

Produsele plate studiate din oțelurile inoxidabile indigene 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, corespund caracteristicilor impuse și se situează la un nivel calitativ superior produselor plate din oțeluri similare provenite din import.

Capitolul 3

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA OTELURILOR INOXIDABILE INDIGENE

3.1. Cercetări asupra influenței ciclurilor termice specifice procesului de sudare asupra materialului de bază

Funcție de poziția diferită a punctelor din MB, situate în vecinătatea liniei de fuziune a cusăturii, ciclul termic de sudare se transmite acestora cu intensități diferite. Nivelul termic atins în fiecare punct din zona de influență termică a MB depinde, în consecință, de energia lineară de sudare și de poziția relativă față de linia de fuziune. Efectul termic va influența, deci, diferit structura materialului de bază, modificările mai importante situându-se în imediata apropiere a liniei de fuziune, în subzona de supraîncălzire.

În figura 3.1 se prezintă astfel alura corespunzătoare ciclurilor termice specifice procesului de sudare cu arc, pe o tablă din oțel 18 Cr-10 Ni, în cazul unor energii de sudare diferite (14 kJ/cm și 28 kJ/cm) și pentru diferite distanțe față de linia de topire.

Materialul de bază din subzona de supraîncălzire este influențat, în cazul sudării multistrat, în mod treptat, proporțional cu numărul straturilor depuse, rezultând în final, după ultima trecere în marginea cusăturii sudate o zonă intens afectată termic, cu caracteristici pronunțat modificate comparativ cu starea inițială a M.B. Sudarea fiecărui rând influențează ZIT-ul produs din rândul anterior, zona influențată termic schimbându-și structura și proprietățile în sensul înrăutățirii tenacității, datorită în special separării precipitatelor de carburi și compușilor intermetalici.

Pentru aprecierea modificărilor structurale, la sudarea multistrat este necesar, deci, a se avea în vedere pe lângă parametrii regimului de sudare, și numărul de straturi prevăzut pentru realizarea cusăturii.

./.

Pentru examinarea în laborator a modificărilor structurale aduse materialului de bază prin sudare, este frecvent utilizată tehnica simulării pe MB a proceselor de încălzire - răcire, proprii procesului de sudare.

Tehnica simulării permite, deci, aplicarea pe epruvete reduse, în cazul de față : 11 x 11 x 55 mm, a unui număr nelimitat de cicluri termice, specifice procesului de sudare în diferite variante tehnologice.

Transformările structurale în metalul de bază și ca urmare schimbarea proprietăților acestuia la sudare sînt direct legate de caracteristicile ciclurilor termice, respectiv de parametrii regimului de sudare. Este știut că ciclul termic de sudare determină în fiecare punct al metalului de bază din ZIT o stare termică staționară, definită prin temperatura maximă atinsă și viteza de răcire.

Se vor arăta în cele ce urmează, cu precădere, rezultatele cercetărilor în ceea ce privește efectul asupra tenacității materialului de bază a ciclurilor termice singulare cu vîrfurile de temperatură 700°C, 830°C și 1050°C, prezentate în figurile 3.2, 3.3 și 3.4, pentru cazul sudării cu un singur strat și al ciclului termic suprapus, 1050°C/830°C/700°C, figura 3.5, pentru cazul sudării cu mai multe straturi. S-a ales pentru simularea epruvetelor, ciclurile termice menționate, avînd ca bază datele generale din literatura de specialitate și rezultatele cercetărilor proprii potrivit cărora precipitarea și separarea carburilor și (sau) a fazei sigma, au loc la recoacere, la intervalul de temperaturi cuprins între 450 și 850°C, cu mențiunea că viteza maximă de separare a fazei sigma corespunde aproximativ temperaturii de 720°C, pentru domeniul compoziției chimice indicat în figura 3.6. Ciclul termic, cu vîrfurile de temperatură 1050°C, influențînd favorabil M.B., prin punerea parțială în soluție a precipitatelor (în cazul ciclului singular), scoate în evidență prin comparare, modificările produse în cazul celorlalte cicluri termice alese pentru simulare.

În ceea ce privește viteza de răcire, între 850°C și 450°C, corespunzătoare ciclurilor termice stabilite, aceasta a corespuns valorilor experimentale, rezultate la sudare și valorilor frecvent întîlnite în practica sudării tablelor groase (între 10 și 25 mm), adică aproximativ 100°C/6 secunde.

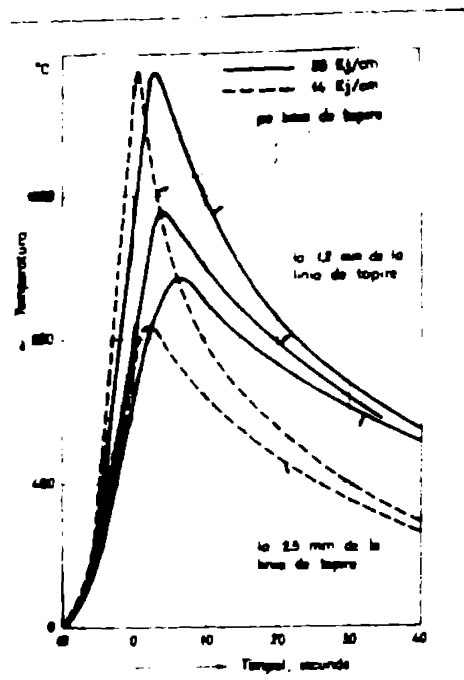


Fig. 3.1. Ciclari termice specifice procesului de sudare cu arc, pe o tablă de oțel austenitic 18 Cr - 10 Ni, de 30 mm grosime, pentru două energii de sudare, la diferite distanțe de linia de topire

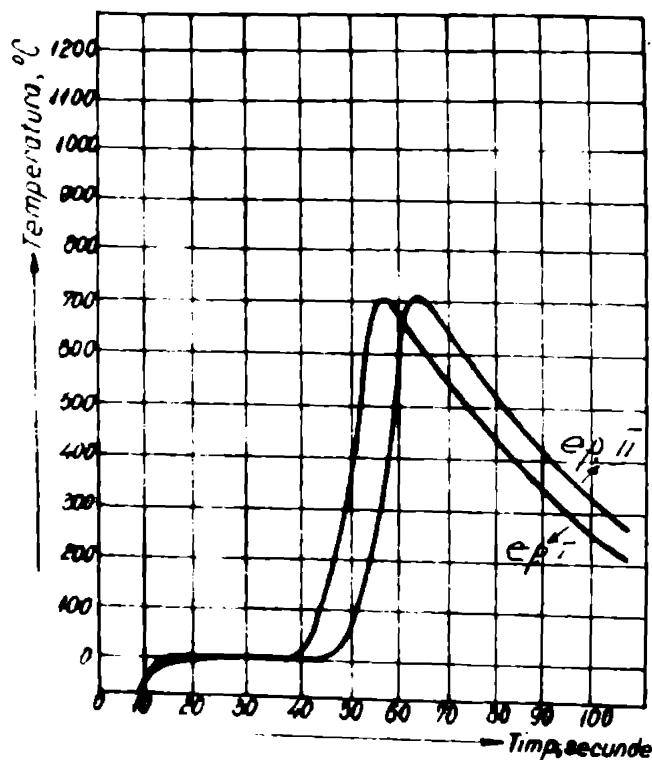


Fig. 3.2. Cicluri termice singulare - 700°C, utilizate pentru simularea epruvetelor provenite din tablă grosă de 12 și 24 mm, șarja II și III

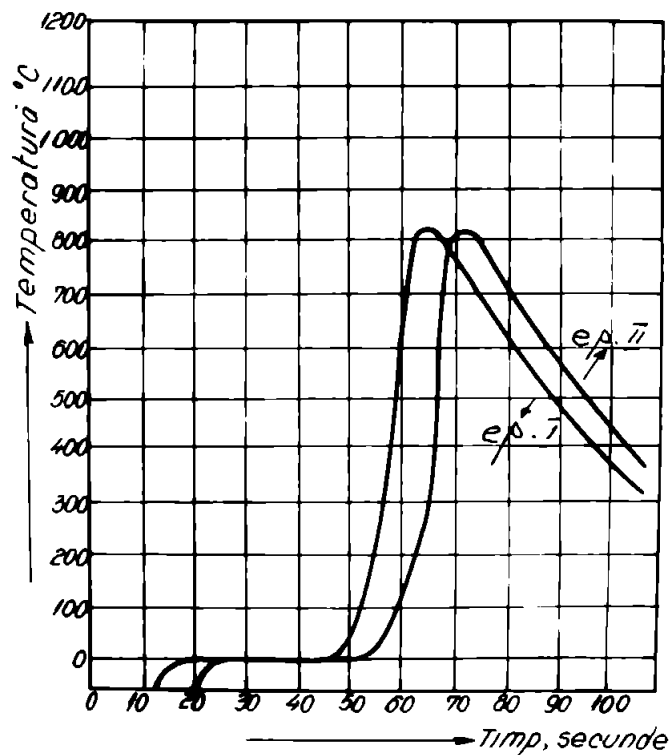


Fig. 3.3. Cicluri termice singulare - 830°C ,
utilizate pentru simularea epruvetelor
provenite din tablă groasă de 12 și
24 mm, șarja II și III

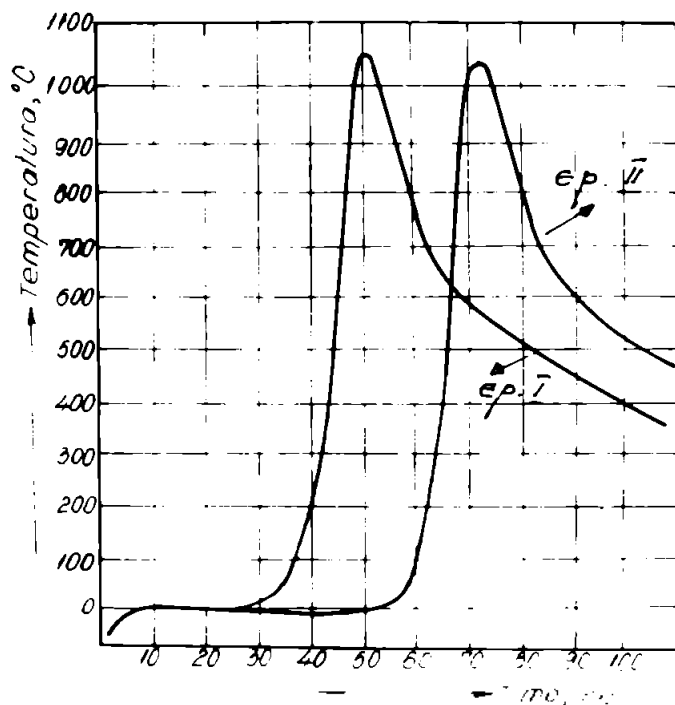


Fig. 3.4. Cicluri termice singulare - 1050°C
utilizate pentru simularea epruvetelor
provenite din tablă groasă de 12 și
24 mm, șarja II și III

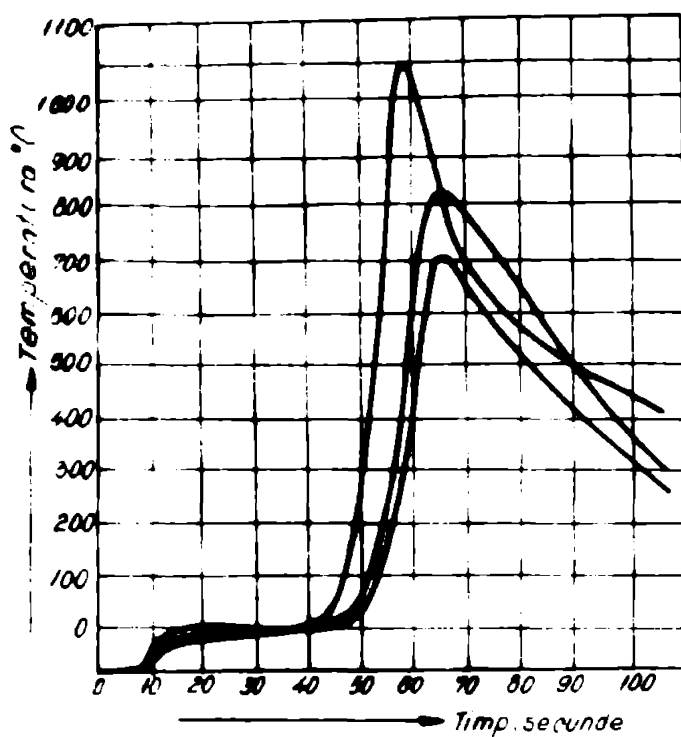


Fig. 3.5. Cicluri termice suprapuse $-1050^{\circ}\text{C}/800^{\circ}\text{C}/730^{\circ}\text{C}$, utilizate pentru simularea epruvetelor prelevate din tablă groasă de 12 și 23 mm, șarja III

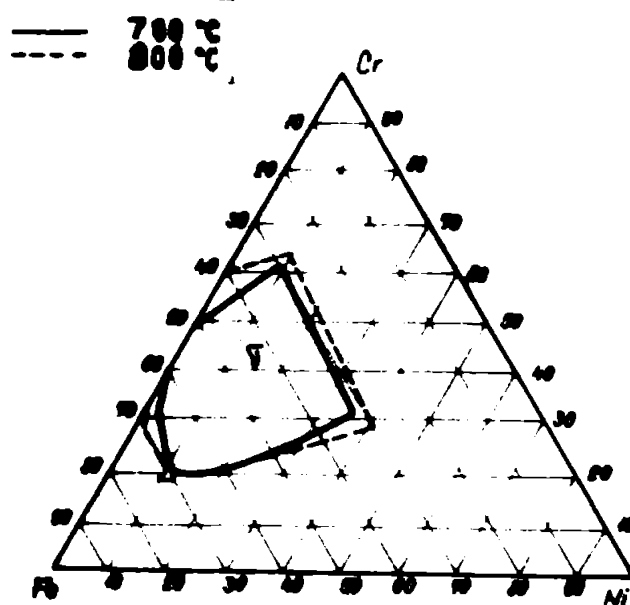


Fig. 3.6. Domenii de precipitare ale fazei γ , la 700°C și 800°C

Pe epruvetele simulate, în condițiile arătate, s-au efectuat încercări de încovoiere prin șoc și examinări microstructurale.

Rezultatele încercărilor de încovoiere prin șoc (KV-L), efectuate la temperaturile : 0°C ; -70°C și -196°C , pe epruvete simulate, din ambele mărci de oțel, sînt date în tabelul 3.1 și figura 3.7.

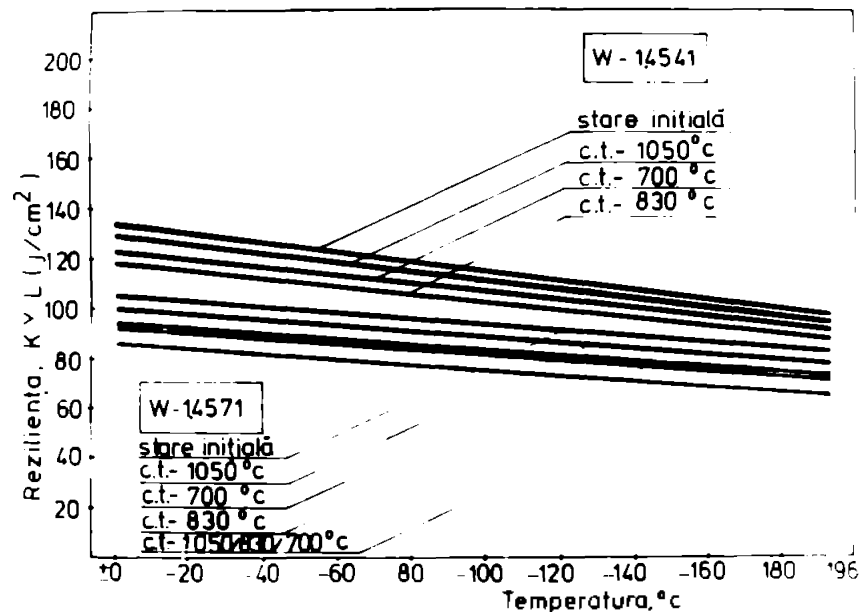


Fig. 3.7. Variația rezilienței cu temperatura, la epruvetele din oțelurile $10\text{TiNiCr } 180$ (W.4541) și $10\text{TiMoCrNi } 175$ (W.4571) simulate cu cicluri termice singulare și suprapuse

Din analiza rezultatelor se remarcă, că valorile minime ale rezilienței corespund pentru cazul simulării cu ciclul termic suprapus ($1050/830/700^{\circ}\text{C}$), urmînd apoi cazul ciclului singular cu vîrfurile de temperatură 830°C , în ambele situații însă, pentru oțelul $10\text{TiMoNiCr } 175$.

Rezultatele examinărilor microscopice și microchimice sînt prezentate în tabelul 3.1, a.

Din analiza rezultatelor se remarcă, în cazul epruvetelor simulate cu cicluri singulare (figurile 3.2; 3.3 și 3.4), că pentru nici una din mărcile de oțel, nu s-au produs modificări structurale importante. S-a evidențiat o slabă tendință de precipitare a carburilor. Nu s-a semnalat precipitarea fazei sigma.

Rezultatele încercărilor de înovoiere prin șoc pe epruvete simulate

Tabelul 3.1

Nr. crt	Sar-ja	Marca oțelului	Gro-sime pro-bă (mm)	Ciclul termic utili- zat (°C)	C a r a c t e r i s t i c i, kov - L (J/cm ²)												
					Temperatura de încercare												
					0°C					-70°C					-196°C		
Met. bază		Epruvete simulate		Met. bază		Epruvete simulate		Met. bază		Epruvete simulate		Met. bază		Epruvete simulate			
Val. indivi- duale		Val. med.		M.B.		Val. indivi- duale		Val. med.		M.B.		Val. indivi- duale		Val. med.		M.B.	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14				
1	I	10 T1N1Cr 180	12	830 (f1g.3.3)	132	115;118; 121	118	101	98; 89; 101	96	91	86; 79; 78	81				
2	II	10 T1N1Cr 180	24	700 (f1g.3.2)	134	122;122; 124	123	120	115;103; 118	112	98	90; 90; 94	91				
3	II	10 T1N1Cr 180	24	830 (f1g.3.3)	134	115;114; 125	118	120	101;109; 114	108	98	86; 85; 92	88				
4	II	10 T1N1Cr 180	24	1050 (f1g.3.4)	134	135;131; 124	130	120	115;118; 115	116	98	92; 94 93	93				
5	III	10 T1MoN1Cr 175	12	700 (f1g.3.2)	106	92;100; 90	94	98	90; 96; 87	91	90	78; 88; 79	78				

Tabelul 3.1 (continuare)

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
6	III	10 TIMONICR 175	12	830 (f18.3.3)	106	88; 97; 91	92	98	84; 86; 82	84	90	78; 72; 78	76
7	III	10 TIMONICR 175	12	1050 (f18.3.4)	106	95; 103; 102	100	100	94; 97; 91	94	90	82; 90; 86	86
8	III	10 TIMONICR 175	12	1050/830 700 (f18.3.5)	106	81; 89; 88	86	100	80; 78; 76	78	90	66; 68; 70	68
9	III	10 TIMONICR 175	23	700 (f18.3.2)	106	98; 89; 107	98	97	92; 91; 93	90	82	79; 73; 70	74
10	III	10 TIMONICR 175	23	700 (f18.3.3)	106	100; 90; 89	93	97	87; 91; 86	88	82	57; 80; 80	72
11	III	10 TIMONICR 175	23	1050 (f18.3.4)	106	95; 97; 93	95	97	97; 100; 94	97	82	74; 79; 81	78
12	III	10 TIMONICR 175	23	1030/830/ 700 (f18.3.5)	106	89; 83; 86	86	97	74; 82; 81	79	82	61; 68; 63	64

./.

Rezultatele examinărilor microstructurale la epruvetele simulate

Tabelul 3.1, a

Nr. crt.	Sarja	Calitatea oțelului	Ciclul termic de simulare, T _v (°C)	Structura materialului după simulare	Observații
1	I	10 TiNiCr 180	700 (fig. 3.2)	Austenită cu ferită și carburi fin dispersate în masa metalică (sub 5 μm)	Examinare prin microscopie optică și la microsondă electronică
2	I	10 TiNiCr 180	830 (fig. 3.3)	Austenită cu ferită și carburi fin dispersate în masa metalică (sub 5 μm)	idem
3	I	10 TiNiCr 180	1050/830/700 (fig. 3.5)	Austenită cu ferită și carburi relativ rare de mărimi sub 8 μm	Carburile au fost puase în evidență prin analiză microchimică. S-au evidențiat carburi de crom și titan de formă rotunjită cu diametru mediu sub 8 μm
4	III	10 TiMoNiCr 175	700 (fig. 3.2)	Austenită cu ferită și carburi fin dispersate în masa metalică (sub 5 μm)	Examinare prin microscopie optică și la microsonda electronică
5	III	10 TiMoNiCr 175	830 (fig. 3.3)	Austenită cu ferită și carburi fin dispersate în masa metalică (sub 5 μm)	idem
6	III	10 TiMoNiCr 175	1050/830/700 (fig. 3.5)	Austenită cu ferită și carburi complexe (fig. 3.8)	Prin analiză microchimică s-au pus în evidență carburile de molibden, crom și titan cu diametrul mediu sub 10 μm (fig. 3.8)

În cazul epruvetelor supuse simulării cu cicluri suprapuse (fig. 3.5) se constată, pentru ambele mărci de oțel, o tendință mai accentuată de precipitare a carburilor precum și prezența carburilor complexe.

În figura 3.8 se prezintă imaginea microscopică a unui detaliu din ZIT și imaginile microscopice ale repartiției molibdenului și titanului în detaliul respectiv, tipic pentru epruvetele simulate cu cicluri suprapuse din oțelul 10 TiMoNiCr 175 (epruveta 12 din tabelul 3.1). Se remarcă aici (fig. 3.8, a) că alături de carburile de crom (Cr_7C_3), distribuite relativ uniform în masa metalică sînt prezente și carburile complexe formate din carburi de crom ($Cr_{23}C_6$) și carburi de molibden (Mo_2C), - fig. 3.8, b și carburi de titan (TiC), - figura 3.8, c.

Concluzii. Din analiza rezultatelor (tab. 3.1, tab.3.1,a, fig. 3.7 și fig. 3.8) se evidențiază o bună concordanță între caracteristicile mecanice obținute pe epruvetele simulate și rezultatele examinărilor microscopice - microchimice.

S-a văzut și în cazul cel mai nefavorabil, al ciclurilor termice suprapuse că precipitatele de carburi au o frecvență relativ rară și sînt sub $10 \mu m$. Se poate remarca, deci, că oțelurile studiate prezintă modificări minime ale caracteristicilor structurale și mecanice sub influența ciclurilor termice specifice procesului de sudare, cu energie lineară, $EL = 14 \text{ KJ/cm}$, reducerea rezilienței fiind limitată la 10% în cazul cel mai defavorabil, respectiv al ciclurilor termice suprapuse (tab.3.1).

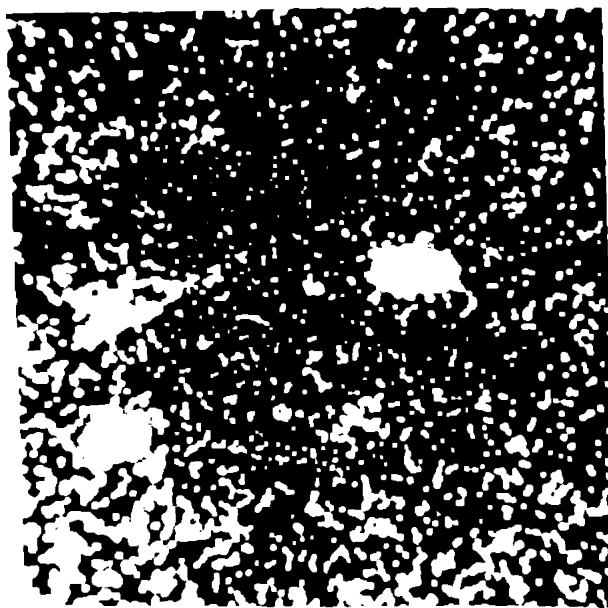
3.2. Realizarea îmbinărilor sudate

Pentru cercetarea modificărilor structurale în cazul real al îmbinărilor sudate, multistrat s-au realizat la ICEM și la ISIM probe sudate cu energii lineare limitate la 14 KJ/cm . Ca material de bază s-a folosit table cu grosimea de 12 mm și 24 mm din șarjele I, II și III (tabelul 2.2).

Regimurile de sudare utilizate precum și materialele

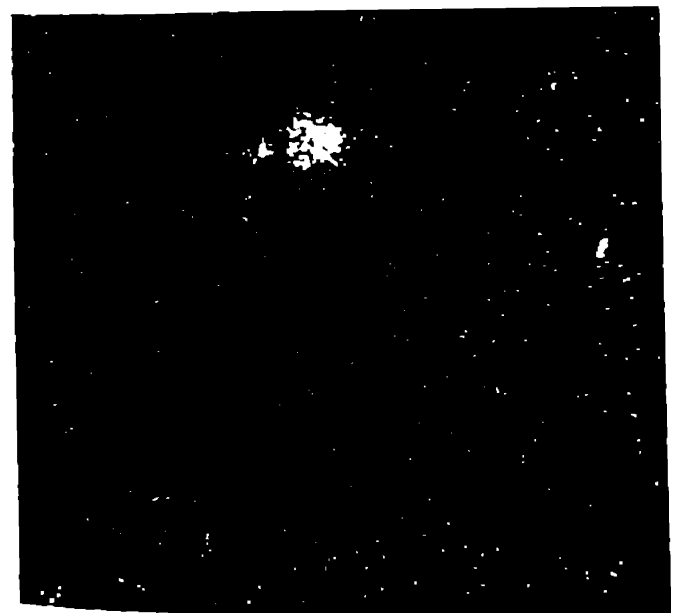
x1000

a) Detaliu din ZIT



x1200

b) Imaginea repartiției moli-
bdenului în detaliul
din ZIT



x1200

c) Imaginea repartiției ti-
tanului în detaliul din
ZIT

Fig. 3.8. Imaginea microscopică (la microsonda electronică) a unui detaliu de carburi și imaginea repartiției moli-
bdenului și titanului în câmpul analizat la o epruvetă din oțel
10 NiMoNiCr 175 simulată cu cicluri suprapuse (epruveta
12 din tabelul 3.1)

- d) Detaliul din ZIT ;
- b) Repartiția moli-
bdenului în detaliul a ;
- c) Repartiția titanului în detaliul a.

./.

de adaos (calitatea și dimensiunea) folosite corespund anexelor tehnologice 1, 2, 3 și 4.

3.2.1. Procedee de sudare utilizate

Pentru realizarea îmbinărilor sudate s-au folosit procedeele de sudare mai frecvent utilizate și anume, procedeul de sudare electric manual cu electrozi înveliți (EM), electric manual cu rădăcina în mediu de gaz inert, cu electrod nefuzibil (WIG) și automat sub strat de flux (SAF) - /4/, /10/, /43/.

La stabilirea regimurilor de sudare s-a urmărit ca nivelul energiilor lineare de sudare să nu depășească valoarea limită verificată de 14 KJ/cm, utilizându-se în acest sens și datele existente în literatura de specialitate /4/, /10/, /43/ privind sudarea oțelurilor inoxidabile.

3.2.2. Aprecieri asupra materialului de adaos

Pentru alegerea materialului de adaos s-a avut în vedere recomandările din literatura de specialitate /31/, /39/, /58/, /80/, urmărind ca acesta să fie de o compoziție chimică apropiată cu a materialului de bază, carbonul limitându-se la valoarea de 0,06%. În ceea ce privește învelișul electrozilor, pentru sudarea electric manuală (EM), s-a ales caracterul bazic. Pentru procedeul de sudare EM s-au utilizat electrozii bazici de tipul E19, 9 Nb B 20 (conform DIN 8556) pentru oțelul 10 TiCrNi 180 și de tipul E19, 12.3Nb B 20 (conform DIN 8556) pentru oțelul 10 TiMoCrNi 175 (conform simbolizării AWS/ASME-SFA 5.4, tipurile menționate fiind E 347-15 și respectiv E 318-15).

Diametrele de electrozi utilizate au fost 2,5 mm ; 3,25 mm și 4 mm.

Compozițiile chimice rezultate la depunerea prin sudare a acestor electrozi sînt date în tabelul 3.2. Toate celelalte detalii privind procedeul de sudare EM sînt date în fișa tehnologică - anexa 1.

Pentru procedeul de sudare SAF s-a utilizat la oțelul 10 TiNiCr 180 alături de sîrma 21 P5CrNiNb 19.9 conform DIN 8556 (ER 347 conform AWS/ASME, SFA - 5.9) fluxul AN22, fabricat în țară la C.M. Cîmpia Turzii.

Compoziția chimică a materialului depus prin sudare

Tabelul 3.2

Materialul de adeziv experimentat	Proce- deul de sudare	M.B. pentru care se utilizează	I Compoziția chimică a depunerii, %							
Tipul	Marca	Norma	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	
Electrozi înveliți, E 19.9NbB2o (E 347-15)	GRINOX6 (VAB)	DIN 8556 (AWS/ASME - SFA 5.4)	EM 1o TIMONICr 18o	0,066	0,75	2,0	18,1	9,3	-	0,54
E19.12.3Nb B2o (E 318-15)	GRINOX13 (MAB)	DIN 8556 (AWS/ASME - SFA 5.4)	EM 1o TIMONICr 175	0,062	0,80	1,8	16,9	10,5	2,6	0,60
SGV5CrNiNb 19.9 (ER347S1)	GRINOX T-R2E	DIN 8556 (AWS/ASME SFA 5.9)	WIG 1o TIMICr 18o	0,063	0,98	1,6	17,8	8,0	-	0,68
SGV5CrNiMoNb 19.12 (ER 318)	GRINOX T-R4E	DIN 8556 (AWS/ASME SFA-5.9)	WIG 1o TIMONICr 175	0,06	1,0	1,5	17,5	9,6	2,7	0,75
UPX5 CrNiNb 19.9 (ER 347)	L347-UP/ AN22 ¹⁾	DIN 8556 (AWS/ASME SFA-5.9)	SAP 1o TIMICr 18o	0,055	-	-	18,0	9,2	-	0,72
UPX5 CrNiMoNb 18.12 (ER 318)	L318-UP/ LW 38o	DIN 8556 (AWS/ASME SFA 5.9)	SAP 1o TIMONICr 175	0,06	-	-	18,2	10,4	2,65	0,7

1) Pentru sudarea SAP, în cazul oțelului 1o TIMICr 18o s-a utilizat fluxul indigen AN22 (produs de I.S. Cîmpia Turzii)

S-a utilizat și fluxul sinterizat LW 380 (Messer Griesheim), de tip FCS, conform DIN 8557-loay 537, cu caracter neutru ($\text{CaO} + \text{MgO} + \text{CaF}_2 = 50\%$; $\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2 = 40\%$ și $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{M}_4\text{O} = 5\%$).

În cazul oțelului 10 TiMoNiCr 175, s-a utilizat alături de sârme - X 5CrNiMoNb 19.12, conform DIN 8556 (sau ER 318 conform AWS/ASME SFA 5.9) fluxul sinterizat LW 380 (Messer Griesheim) de tip FC (conform DIN 8557-loay 537).

Diametrul sârmei utilizate a fost 2,5 mm și 3,25 mm.

Compozițiile chimice rezultate la depunerea prin sudare SAF pentru cuplurile sîrmă - flux, menționate, sînt date în tabelul 3.2.

Parametrii regimului de sudare precum și celelalte detalii privind procedeul SAF sînt prezentate în fișa tehnologică - anexa 4.

- Pentru procedeul WIG cu material de adaos, utilizat la sudarea straturilor de rădăcină, s-au folosit baghete - electrod de 2 mm, tip SG 25 Cr NiNb 19.9, conform DIN 8556 (ER 347 Si, după AWS/ASME - SFA 5.9) pentru oțelul 10 TiNiCr 180 și de tip SG X 5 CrNiMo 19.12, conform DIN 8556 (ER 318, după AWS/ASME - SFA 5.9), pentru oțelul 10 TiMoCrNi 175.

Compozițiile chimice rezultate la depunerea prin sudare în mediu de argon sînt date în tabelul 3.2. Datele privind procedeul WIG, cu material de adaos, sînt prezentate în fișele tehnologice - anexa 2 și 3.

3.2.3. Variante tehnologice de sudare

Sudarea tablelor provenite din cele două mărci de oțel studiate, în vederea executării îmbinărilor sudate pentru cercetare, s-a realizat în patru variante tehnologice :

- A. Sudarea tablelor cu grosimea de 12 mm, cap la cap, în poziție orizontală, prin procedeul EM, cu electrozi înveliți (fișa tehnologică, anexa 1) ;
- B. Sudarea tablelor cu grosimea 12 mm, cap la cap, în poziție orizontală, prin procedeul combinat WIG + EM (fișa tehnologică, anexa 2) ;
- C. Sudarea tablelor cu grosimea de 24 mm, cap la cap, în poziție orizontală, prin procedeul combinat WIG + EM (fișa tehnologică, anexa 3) ;

D. Sudarea tablelor cu grosimea de 24 mm, cap la cap, în poziție orizontală, prin procedeul SAF (fișa tehnologică, anexa 4).

În cadrul fiecărei variante tehnologice s-au sudat 12 plăci, cu dimensiunile, $s \times 150 \times 400$ mm, realizându-se 6 îmbinări sudate cu dimensiunile : $s \times 300 \times 400$ mm (s = grosimea tablei). În toate variantele tehnologice, înaintea sudării, marginile tablelor au fost prelucrate mecanic, pregătindu-se rostul indicat în fișele tehnologice (anexa 1 la 4). Suprafețele rostului și zona din vecinătatea lui au fost curățate și degresate înaintea operației de sudare.

Prin încercări preliminare s-au stabilit regimurile optime de sudare, acestea fiind prezentate în fișele tehnologice (anexa 1 la 4). Sudarea E.M. și WIG, s-a executat în curent continuu cu polaritate inversă, folosind următoarele echipamente de sudare :

- redresorul Arcos, tip R.S. 400, pentru sudarea electrică manuală ;

- echipamentul Mansfeld pentru sudarea WIG. Ca sursă pentru curentul continuu s-a folosit convertizorul C.S.G. - STAS B143/68 cu 141e rot/min. Sudarea SAF s-a executat cu instalația de sudat ESAB compusă din transformatorul tip L.A.D. 1400, "tractorul" aferent și pupitrul de comandă.

Pentru procedeele de sudare experimentate se pot folosi și utilaje de fabricație românească cu condiția respectării parametrilor indicați în fișele tehnologice.

Din îmbinările sudate, realizate în condițiile menționate, s-au prelevat probe pentru examinările structurale micro și macroscopice, röntgenografice și microchimice (la microsonda electronică) precum și pentru încercările mecanice specifice utilizărilor preconizate.

Capitolul 4

CERCETARI ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE IN IMBINARILE SUDATE DIN OTELURI INOXIDABILE INDIGENE

4.1. Rezultatele cercetării materialului simulat

Cercetările s-au efectuat în prima fază asupra epruvetelor simulate cu cicluri termice specifice procesului de sudare, care au fost examinate prin microscopie optică (în secțiune longitudinală și transversală) și analiză microchimică.

Rezultatele au arătat că în cazul epruvetelor supuse simulării cu cicluri singulare (figurile 3.2, 3.3 și 3.4), în metalul de bază nu s-au produs modificări structurale semnificative. De asemenea și în cazul epruvetelor simulate cu cicluri suprapuse (figura 3.5) nu s-au observat modificări structurale importante. Au fost puse însă în evidență, prin analiza microchimică, cantități reduse de precipitate de carburi de crom și molibden, alături de carburile de titan, fapt ce explică tendința ușoară de reducere a tenacității care s-a remarcat în mod mai accentuat pentru cazul simulării cu cicluri suprapuse (tabelul 3.1 și figurile 3.5, 3.8).

4.2. Cercetări asupra îmbinărilor sudate, realizate din oțeluri inoxidabile indigene

Pentru efectuarea cercetărilor, s-a utilizat microscopia optică și electronică, analiza röntgenografică (pe probe masive și pe carburi extrase) și analiza microchimică la microsonda electronică.

Pentru studiul microstructural al îmbinărilor sudate s-au prelevat, transversal față de cusătură, câte 10 epruvete din fiecare îmbinare sudată și din fiecare variantă de sudare, acestea examinându-se atât în zona materialului de bază influențată termic (ZIT) cât și în zona metalului de adaos (MA). Rezultatele cercetărilor vor fi prezentate separat avându-se în vedere cele

două zone distincte ale îmbinării sudate, ZIT și MA, cărora le corespund modificări structurale diferite.

4.2.1. Analiza microscopică

Cercetările metalografice efectuate asupra diferitelor zone ale îmbinărilor sudate (MB, ZIT și MA) au scos în evidență rezultatele prezentate în tabelul 4.1 și figurile 4.1 (a și b), 4.2 (a și b), 4.3 (a și b), 4.4 (a și b) și 4.5 (a și b).

În zona influențată termic a materialului de bază, la toate probele analizate, s-a evidențiat o creștere a conținutului de ferită cu 1e-20%, față de starea inițială a materialului de bază (tabelul 4.2).

Aprecierea creșterii procentului de ferită s-a făcut în baza rezultatelor examinărilor la microscopul optic și a măsurătorilor volumetrice cantitative efectuate cu aparatul FT2 (URSS) pe epruvete \varnothing 3 mm, prelevate din MB și ZIT. Creșterea conținutului de ferită în ZIT (tabelul 4.2) se datorește încălzirii materialului la temperaturi superioare valorii de 1150°C și menținerii datorită straturilor succesive de sudură, mai mult timp la aceste valori. În fig. 4.4, a, este prezentată micrografia ZIT (subzona de supraîncălzire) la o îmbinare sudată WIG + EM, din oțel 10 TiMoNiCr 175, cu evidențierea fazei feritice.

În zona de influență termică, se remarcă de asemenea, la toate probele analizate o ușoară creștere a granulației, fapt datorat aceleiași cauze - temperaturilor ridicate la care este supus materialul de bază ZIT (subzona de supraîncălzire).

Precipitarea carburilor a fost slab evidențiată prin examinarea la microscopul optic. În cazul procedurii de sudare SAF (cu regim termic mai ridicat) fenomenul de precipitare fiind mai accentuat, au fost puse în evidență, la o parte din eşantioanele analizate, precipitate de carburi care vor fi analizate în cele ce urmează.

În figurile 4.2 ... 4.5, se prezintă astfel microstructura în ZIT a îmbinărilor sudate, prin procedeele EM și SAF, din oțelurile 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175 - tablă cu grosimea 10 ... 24 mm.

Rezultatele examinărilor microscopice a îmbinărilor sudate

Tabelul 4.1

Sarja	Marca oțelului	Varian- ta de sudare	Proce- deul de sudare	Grosi- mea pro- dusu- lui (mm)	Zona exa- mina- tă	Structură	Mări- me grăun- te	Propor- ție de ferită	Observații
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
I	10 TINICr 180	A	EM	12	MA	Structură dendritică de austenită cu porțiuni eterofazice de ferită delta. Figura 4.1 (a+b)	-	5-8	
					ZIT	Austenită cu ferită și carburi fine, precipitate pe roseturi. Figura 4.2 (a+b)	6	3-3,5	Se remarcă creșterea ușoară a grăunțelului austenitic în subzona de supraîncălzire (figura 4.2 a+b)
II	10 TINICr 180	C	WIG+EM	24	MA	Structură dendritică de austenită cu porțiuni eterofazice de ferită delta. Figura 4.3 (a+b)			
					ZIT	Austenită cu ferită și carburi fine, precipitate la marginea grăunților	6-5	2,5-3	

./.

Tabelul 4.1 (continuare)

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
III 10 TIMONICr 175	B	WIG+EM	23	MA	MA	Structură dendritică de austenită cu porțiuni eterofazice de ferită delta, figura 4.4 (a+b)	-	7-9	In stratul de rădăcină, sudat WIG se remarcă o structură dendritică mai fină și mai omogenă (Figura 4.4, b)
	ZIT				ZIT	Austenită cu ferită în șiruri și urme de carburi fine, precipitate la marginea grăunților	6	sub 8	Se remarcă tendința de creștere a proporției feritice în ZIT (Figura 4.4, a)
III 10 TIMONICr 175	D	SAF	23	MA	MA	Structura dendritică (mai grosolană în straturile exterioare) de austenită cu porțiuni eterofazice de ferită delta. Figura 4.5 (a+b)	-	8-10	Se remarcă o structură dendritică mai grosolană în straturile exterioare (Figura 4.4, a)
	ZIT				ZIT	Austenită cu ferită în șiruri discontinue și carburi	5	sub 7	Se remarcă tendința creșterii proporției feritice în subzone de supraîncălzire din ZIT (Figura 4.5, b)

Natura precipitatelor puse în evidență se va analiza în cele ce urmează.

Proporția de ferită în MB și ZIT la probele sudate

Tabelul 4.2

Sarja	Marca oțelului	Gro- sime tablă (mm)	Pro- ce- deul de su- dare	Proporția de ferită ¹⁾ , %		
				MB	ZIT (îmb. sudată) 2)	Dife- ren- ța, (%)
				Conținut mediu	Conținut mediu	
I	10 TiNiCr 180	12	EM	3	3,5	17
II	10 TiNiCr 180	24	EM	2,5	2,8	10
III	10 TiMoNiCr 175	23	SAF	6	7,2	20

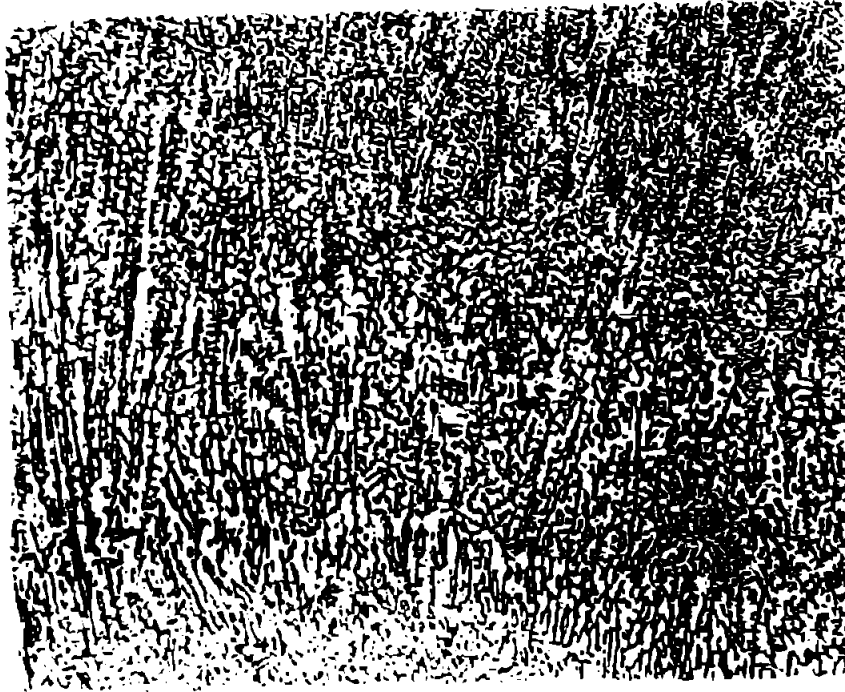
1) S-au analizat 4 + 4 eșantioane și câte 10 cîmpuri pentru fiecare MB și îmbinare sudată. Valorile date reprezintă media aritmetică a valorilor rezultate pentru cîmpurile analizate.

2) În ZIT s-a analizat subzona de supraîncălzire - pînă la o distanță de circa 0,5 mm de la linia de fuziune.

4.2.2. Analiza röntgenografică

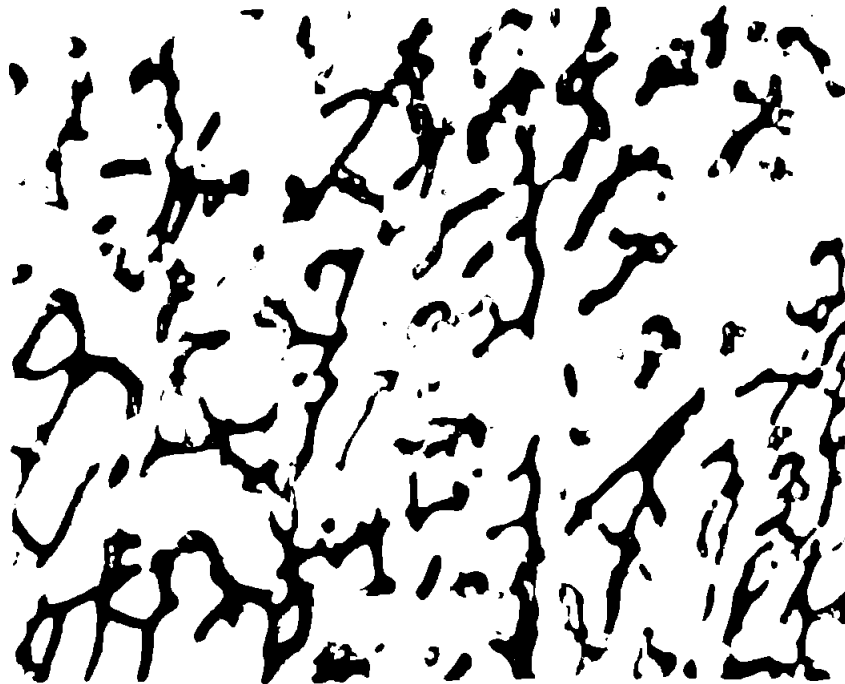
Analiza röntgenografică, efectuată pe probe masive, prelevate din îmbinările sudate, din oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, care a cuprins zona metalului de bază neafectat termic și zona metalului de bază influențat termic (ZIT), a evidențiat apariția după sudare a precipitatelor de carburi, fenomen mai accentuat în cazul procedurii de sudare SAF. Se prezintă astfel, în figura 4.6, diagrama röntgenografică a unei probe analizate, prelevată din îmbinarea sudată SAF, din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosimea 24 mm, care evidențiază apariția liniilor de difracție caracteristice carburilor - planele cristalografice (123) și (301).

În figura 4.7 se prezintă diagrama röntgenografică, cu aspect reprezentativ pentru oțelul 10 TiMoNiCr 175, în cazul sudării prin procedurii SAF. (Determinarea constituenților s-a făcut după liniile de difracție indexate cu ajutorul fișelor ASTM-Catalog X-RAY-DIFFRACTION și cantitativ după intensitatea liniilor de difracție).



a

x1100



b

x1800

Fig. 4.1. Microstructura unui strat interior (din cusătură) depus prin procedeele EM, cu electrozi inverși (energie liniară 6000 J/cm), la o îmbinare din tablă de oțel 10 TiNiCr 180

- Atac electrolytic - acid oxalic 10%
- a) microstructură, x1100
 - b) detaliu din microstructură, x1800



Fig. 4.2. Izbinare sudată EM din tablă de
10 mm-otel 10 TiNiCr 180, cu detalii
micrografiate în ZIT

- a) microstructura stratului exterior, la limita liniei de fuziune cu M.B., depus prin sudare cu electrod învelit (energie liniară, 6000 J/cm). Se evidențiază tendința de creștere a grăunțelului austenitic în ZIT ;
- b) microstructura stratului de rădăcină la limita liniei de fuziune - depus prin sudare cu electrod învelit cu conținut mic de carbon. Se evidențiază efectul de finisare a structurii sub influența straturilor ulterioare depuse.



a

Atac electrolytic-acid oxalic 10%
x100



b

Atac electrolytic - acid oxalic 10%
x100



Fig. 4.3. Imbinare sudată WIG-EM, din tablă de 24 mm grosime - oțel 10 TiNiCr 180, cu detalii micrografiate în ZIT

- a) microstructura stratului exterior sudat EM (energia liniară 600 J/cm)
Se evidențiază tendința de creștere a grăuntelui austenitic în ZIT
- b) microstructura stratului de rădăcină, sudat WIG, la limita liniei de separație cu un strat intermediar.
Se evidențiază structura dendritică mai fină a stratului deșus WIG



a

Atac electrolitic - acid oxalic 10% x100



b



Fig. 4.4. Imbinare sudată WIG-EM, din tabla de 23 mm grosime - oțel 10 TiMoNiCr 175, cu detalii micrografiate în ZIT ;

a) microstructura stratului exterior, sudat EM (energia liniară 600 J/cm), cu evidențierea tendinței de creștere a porțiunii fazei feritice în subzona de supraîncălzire din ZIT ;

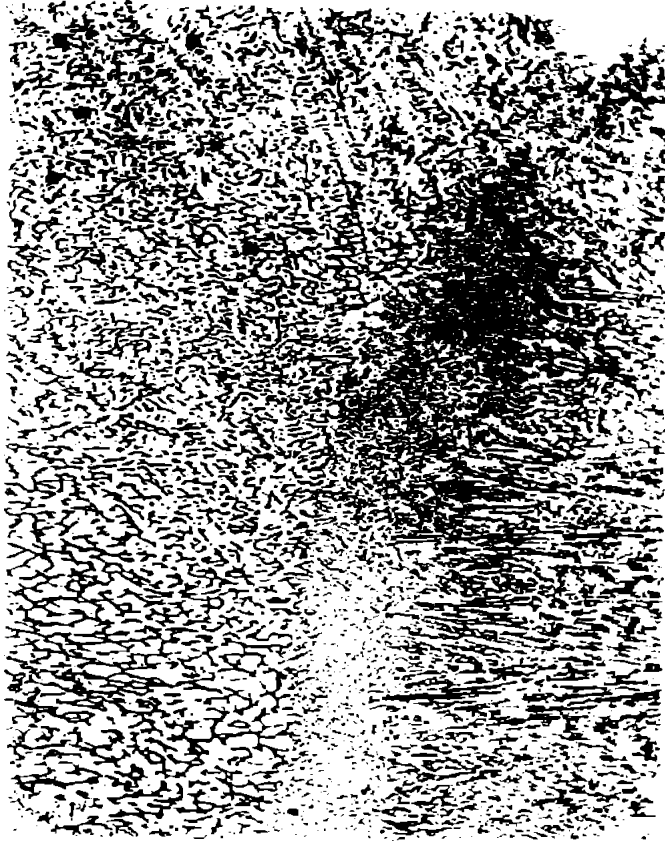
b) microstructura stratului de rădăcină, sudat WIG, la limita liniei de separație cu stratul deșus EM.

Se evidențiază structura dendritică mai fină a stratului deșus WIG



a

Atac electrolitic-acid oxalic 10% x100



b

Atac electrolitic-acid oxalic 10% x100

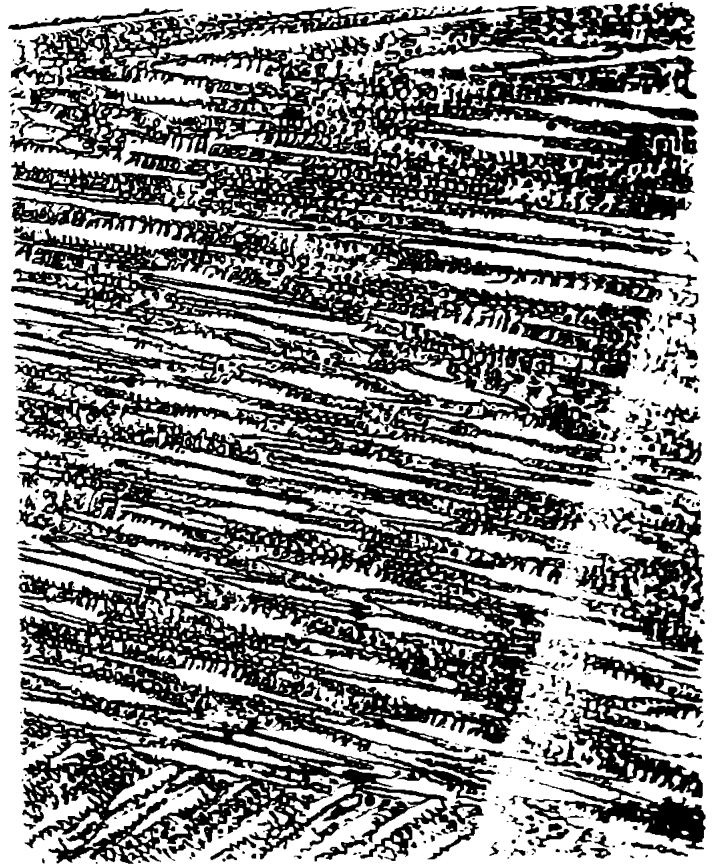


Fig. 4.5. Imbinare sudată SAF din tablă de 24 mm, oțel 10 TiMoNiCr 175, cu detalii micrografiate din MA ;

- a) microstructura stratului exterior deșus prin sudare sub strat de flux (energie liniară 16000 J/cm) ;
- b) microstructura stratului interior (de rădăcină) la limita liniei de fuziune cu MB.



x100
Atac electrolitic-acid azotic 10%



x100

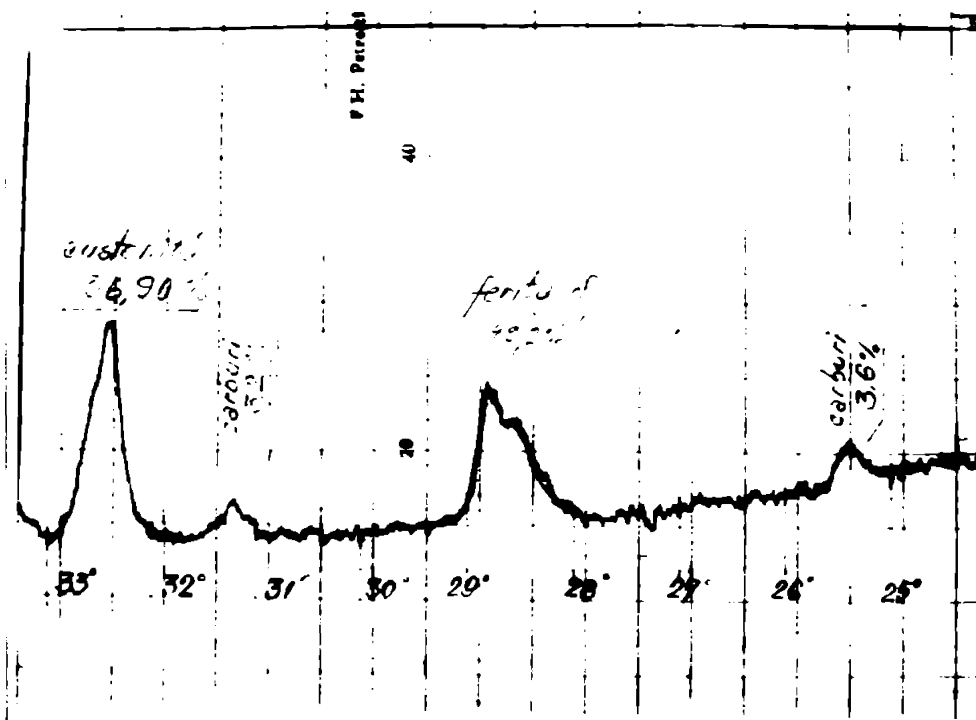


Fig. 4.6. Diagrama röntgenostructurală a unei probe din îmbinarea sudată SAF - tablă din oțel 10 TiNiCr 180, cu grosimea 24 mm

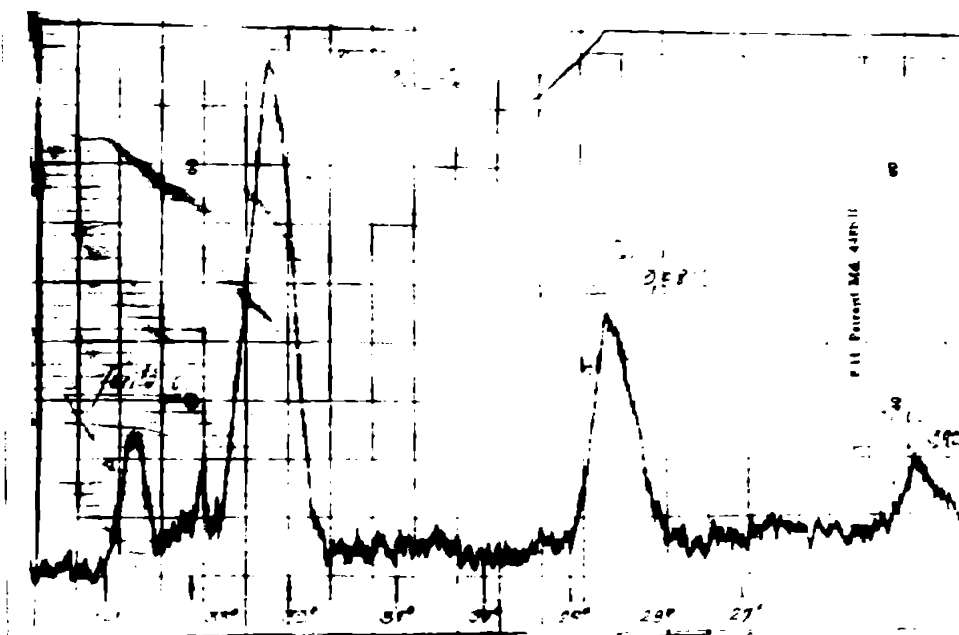


Fig. 4.7. Diagrama röntgenostructurală a unei probe din îmbinarea sudată SAF - tablă din oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea 23 mm

Intensitatea slabă a liniilor de difracție caracteristice carburilor, remarcată în cazul ambelor oțeluri, sudate EM, reliefează un grad minim al tendinței de precipitare a carburilor la sudare pentru aceste oțeluri.

Se remarcă în urma analizei röntgenografice (fig.4.7), o bună stabilitate la sudare a oțelurilor analizate - tendința de precipitare a carburilor fiind slabă, semnalându-se mai ales în cazul sudării cu regimuri termice ridicate și în special în cazul procedurii de sudare SAF, la grosimi mari ale tablei. Intre cele două mărci de oțel studiate, la oțelul 10 TiMoNiCr 175 se constată o relativă întârziere a tendinței de precipitare, fapt datorat în cea mai mare măsură procentului mai ridicat al conținutului de ferită.

4.2.3. Analiza microchimică

Analiza microchimică efectuată la microsonda electronică, pe epruvete prelevate din îmbinările sudate, în zona de tranziție MB (ZIT)- MA, în apropierea liniei de fuziune, a scos în evidență natura precipitatelor de carburi semnalate prin analiza microscopică și röntgenografică. Au fost examinate pe mai multe câmpuri, epruvetele prelevate din îmbinările sudate în variantele menționate (v. paragraful 3.2.3), după ce în prealabil s-au pregătit prin șlefuire fără atac și respectiv cu atac (acid oxalic 10%) o parte din probe.

În toate cazurile examinate s-a evidențiat faptul că precipitatele de carburi formate în ZIT, dispuse cu preponderență pe rosturi, sînt constituite din carburi simple de titan (fig. 4.8), molibden (fig. 4.11) și crom (fig. 4.12) și în mai puține cazuri din carburi complexe (în special în cazul sudării SAF, la oțelul 10 TiMoNiCr 175).

În cazul oțelului 10 TiNiCr 180, la toate epruvetele examinate și mai cu seamă în cazul probelor sudate prin procedurii de sudare SAF, s-au pus în evidență carburile de titan (TiC), în formă de plachete sau filiforme, precipitate în urma procesului de sudare în subzona de supraîncălzire (în apropierea liniei de fuziune). Dimensiunea medie a acestor precipitate nu depășește valoarea de 6-8 μm . În cazul acestor probe, s-au identificat în ZIT

și particule de carburi de crom, la probele sudate SAF, de dimensiuni mici ($< 5\mu\text{m}$), amplasate exclusiv la marginea grăuntelui austenitic. Carburile de crom identificate în ZIT sînt de forma Cr_{23}C_6 și Cr_7C_3 , într-un raport aproximativ de 6/4 /37/. În subzona de supraîncălzire a ZIT-ului, s-au identificat în exclusivitate, carburi de forma Cr_{23}C_6 /37/.

În figura 4.8, a, se prezintă imaginea microscopică în ZIT, a unui detaliu cu carburi de titan (TiC), dintr-o probă sudată EM din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 analizată la microsonda electronică, ca aspect tipic pentru oțelul examinat.

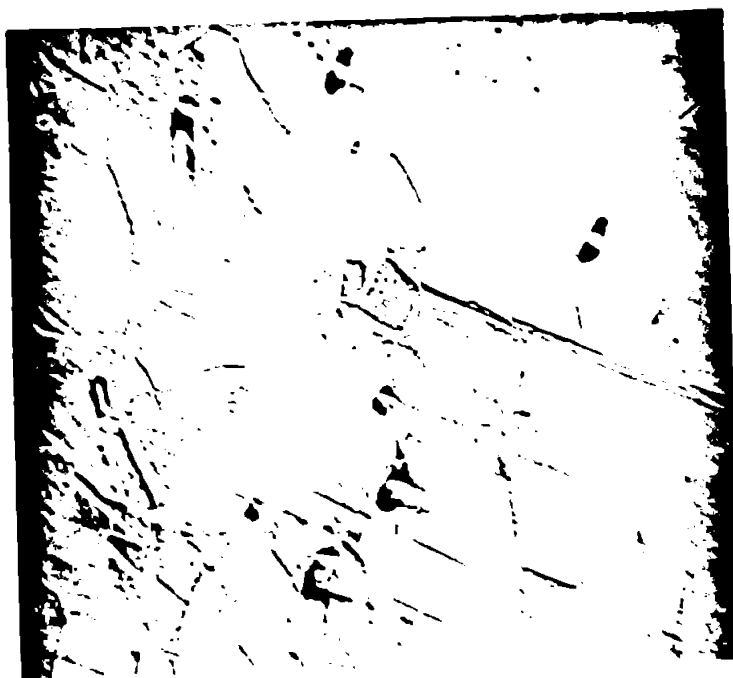
Pentru detaliul cu carburi din figura menționată se prezintă repartiția titanului în același câmp microscopic, figura 4.8, b, evidențiindu-se aglomerările de titan în limitele carburilor analizate.

Repartiția cromului în cadrul aceluiași câmp, evidențiază o distribuție relativ uniformă, cu absența aglomerărilor în perimetrul carburilor examinate.

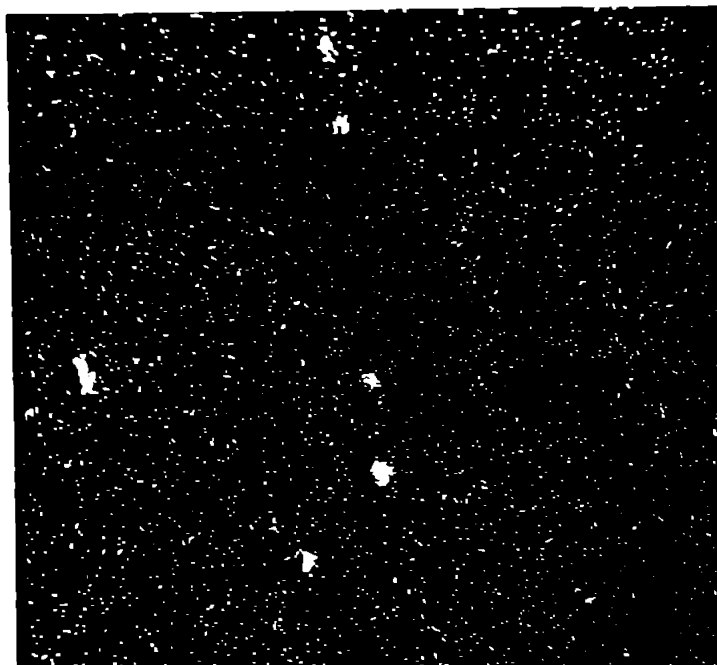
Repartiția cromului a arătat totuși ușoare urme de aglomerări în cazul probelor din îmbinările sudate SAF, fapt ce confirmă prezența particulelor relativ fine de carburi de crom la aceste îmbinări. În cazul îmbinărilor menționate, prezența particulelor de carburi de crom a fost pusă în evidență și prin variația liniară a compoziției cromului în câmpul cu carburi. Aglomerările relativ accentuate în repartiția titanului, în limitele de carburi (exemplu, figura 4.8, b), sînt tipice pentru probele analizate, confirmînd prezența precipitatelor de carburi de titan (TiC) în zona de influență termică. Mărimea maximă a acestora la îmbinările sudate E.M, nu a depășit valoarea de $8\mu\text{m}$.

Prin analiza microchimică, efectuată la microsonda electronică, în zona de tranziție a îmbinărilor sudate, figura 4.9, a, s-a determinat că prin procesul de sudare, în funcție de parametrii acestuia, în urma topirii (diluției) MB, titanul difuzează în mod diferit în cusătură (fig. 4.9).

La probele analizate, sudate EM, s-a constatat prezența titanului în MA pînă la o adîncime de aproximativ $30\mu\text{m}$, față de linia de fuziune, figura 4.9, b. Acest fapt influențează favorabil cusătura în apropierea liniei de fuziune mărind stabilitatea structurală în această zonă prin diminuarea precipitării cro-



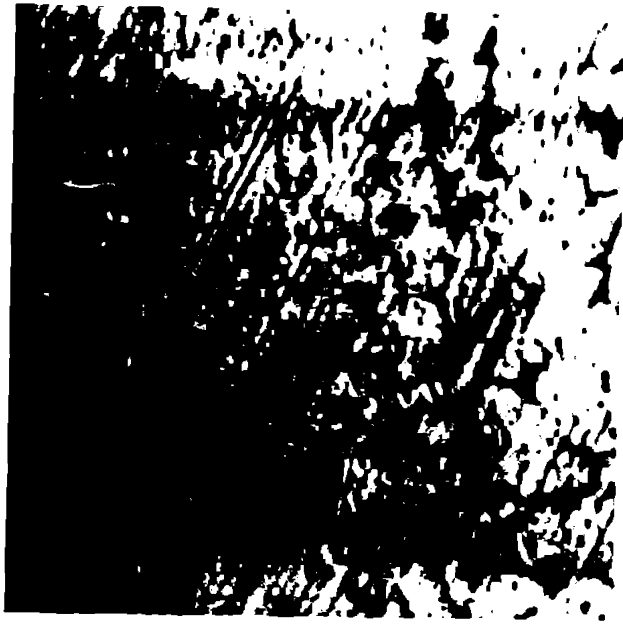
a) Detaliu din zona de influență termică (ZIT) cu carburi precipitate



b) Repartiția titanului în detaliul "a" din zona de influență termică

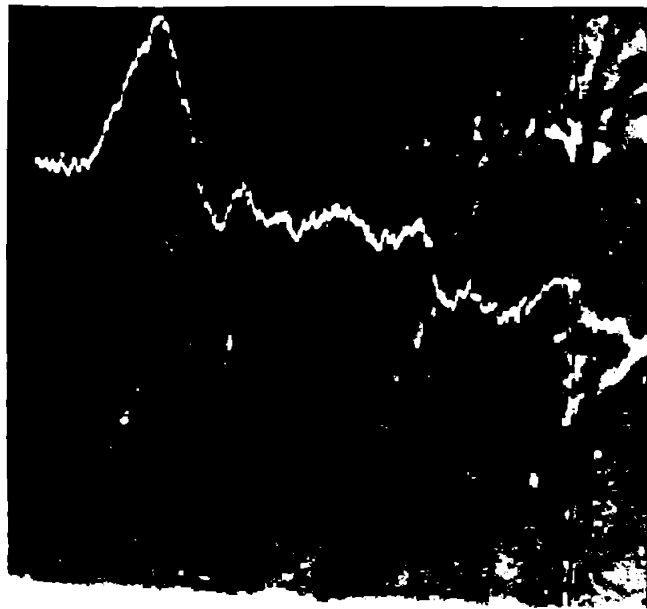
Fig. 4.8. Imaginea microscopică (la microsonda electronică) a unui detaliu din zona de influență termică (ZIT), la o probă preluată din îmbinarea sudată EM, din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosimea 12 mm :

- a) Detaliu cu carburi;
- b) Repartiția titanului.



x500

Atac electrolitic
a). Zonă de tranziție MB-MA



x1200

Fără atac
b) Variația titanului în zona
de tranziție MB-MA

Fig. 4.9. Imaginea microscopică (la microsonda electronică) a zonei de tranziție cu variația liniară a titanului la o probă sudată EM din tablă de oțel le TiNiCr 18o cu grosimea 23 mm

- a) Zonă de tranziție ;
- b) Variația liniară a titanului în zona de tranziție

./.

mului în condițiile unei creșteri locale a conținutului de carbon după sudare /37/.

La procedeul de sudare SAF s-au determinat valori mai mari ale "penetrației" titanului în cusătură (MA), acestea ajungând pînă la aproximativ 50 μm , față de linia de fuziune /37/.

În ceea ce privește prezența carburilor de titan (TiC) în cusătură, în imediata apropiere a liniei de fuziune, acestea s-au identificat la toate probele analizate, mărimea lor fiind însă sub 5 μm . În figura 4.10,a, se evidențiază imaginea micrografică la microsonda electronică a unei zone din cusătură (MA), din imediata apropiere a liniei de fuziune. Pentru evidențierea carburilor de titan, în figura 4.10,b, este prezentată repartiția compoziției titanului în această zonă. Aglomerările de titan din MA (în imediata apropiere a liniei de fuziune) pun în evidență prezența carburilor de titan din această zonă a îmbinării sudate.

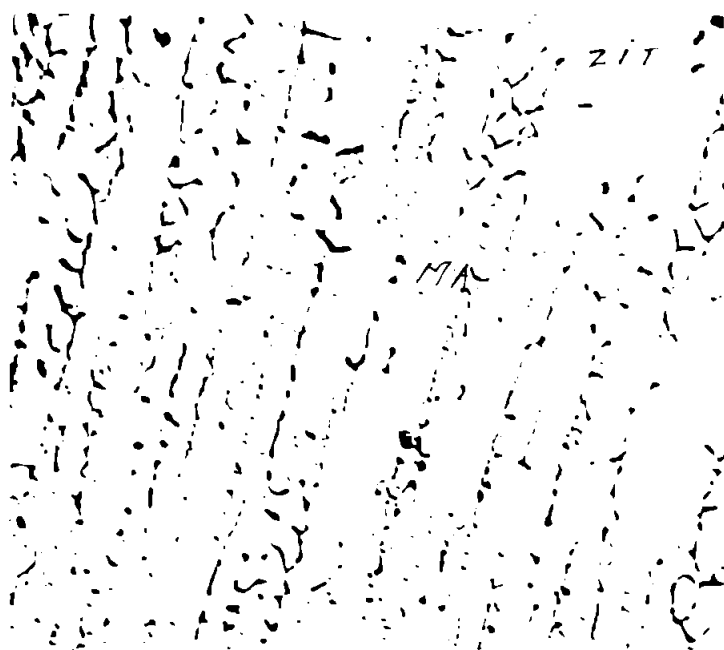
Prezența carburilor de titan este evidențiată și de variația liniară a compoziției titanului în această zonă (figura 4.9,b).

- În cazul oțelului 10 TiMoNiCr 175, la toate probele examinate, s-au pus în evidență în ZIT, particule de carburi de titan (TiC), carburi relativ fine de molibden (Mo_2C) și în mai puține cazuri particule fine de carburi de crom (Cr_7C_3 și Cr_{23}C_6), figura 4.11,a. S-au mai identificat în cazul acestui oțel, în special la sudarea SAF, carburi complexe formate în cea mai mare parte din carburi de titan (TiC) și carburi de molibden (Mo_2C), figura 4.11,c și 4.11,d, în conglomerate alungite sub formă de bastonașe, cu lungimea pînă la 25 μm , sau rotunjite cu diametru mediu pînă la 15-20 μm .

În figura 4.11 și figura 4.12, se evidențiază prezența carburilor de titan și de molibden, simple și sub formă de conglomerate, prin repartițiile compozițiilor elementelor ce le formează, în detaliile cu carburi (figurile 4.11,b și 4.12,a).

În figura 4.12,d, care prezintă imaginea repartiției compoziției cromului în detaliul de carburi (figura 4.12,a), se evidențiază lipsa aglomerărilor de crom în detaliul analizat și lipsa, deci, a cromului în perimetrul carburilor analizate, fapt ce confirmă lipsa prezenței carburilor de crom în acest detaliu cu carburi.

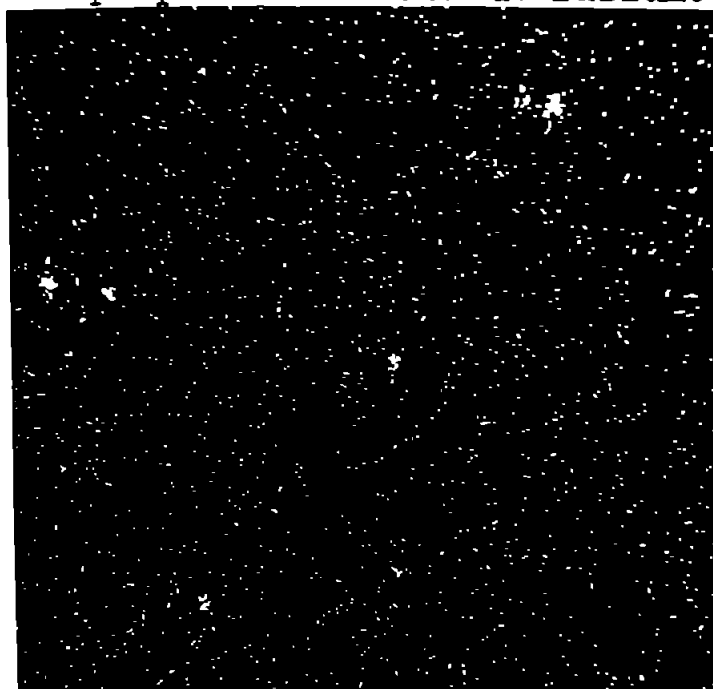
Imaginile variației liniare (fig. 4.13), în zona de tranziție



x500

Atac electrolitic

a) Detaliu MA situat în imediata apropiere a liniei de fuziune



x1200

b) Repartiția titanului în câmpul detaliului a

Fig. 4.10. Microstructura MA în zona de tranziție (MA-MB) la o probă din îmbinarea sudată EM din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosimea 12 mm

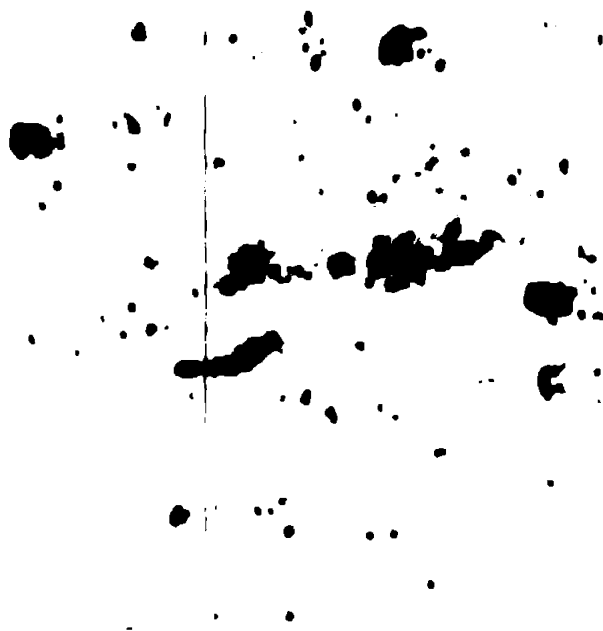
a) Detaliu MA

b) Repartiția titanului în detaliu MA



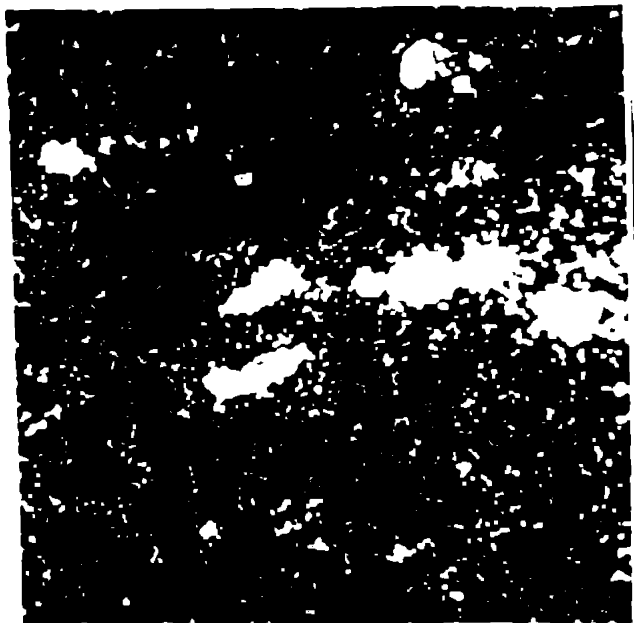
x500

Fără atac
a) Zonă de tranziție MB
(ZIT) - MA



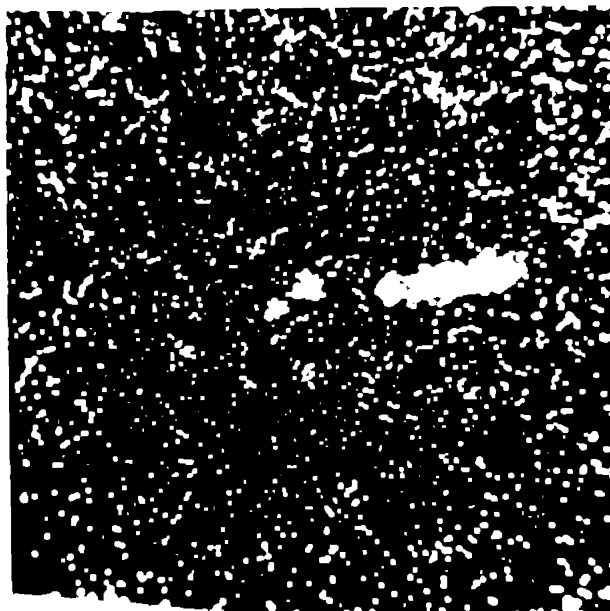
x1000

b) Detaliu din ZIT



x1200

c) Imaginea repartiției tita-
nului în detaliul din ZIT, b



x1200

d) Imaginea repartiției mo-
libdenului în detaliul
din ZIT, b

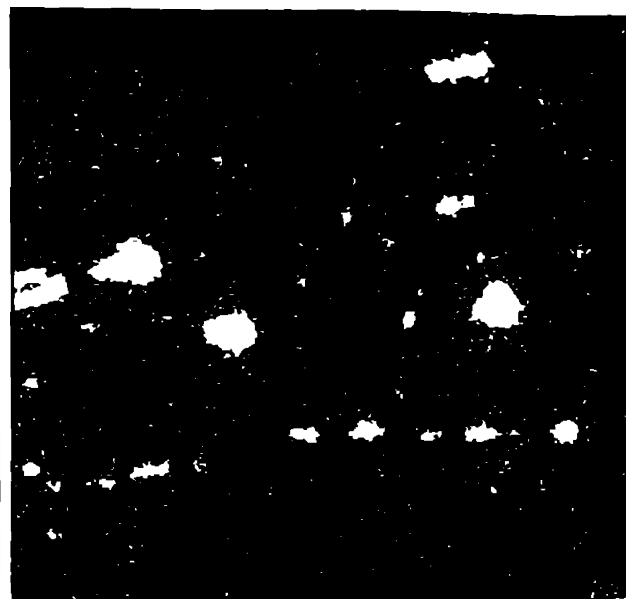
Fig.4.11. Imaginea microscopică (la microsonda electronică) a
zonei de tranziție cu repartiția titanului și molibde-
nului în detaliul ZIT, la o probă din îmbinarea sudată
SAF, din oțel 10 TiMoNiCr 175

- a) Zona de tranziție ;
- b) Detaliu din ZIT ;
- c) Repartiția titanului ;
- d) Repartiția molibdenului.



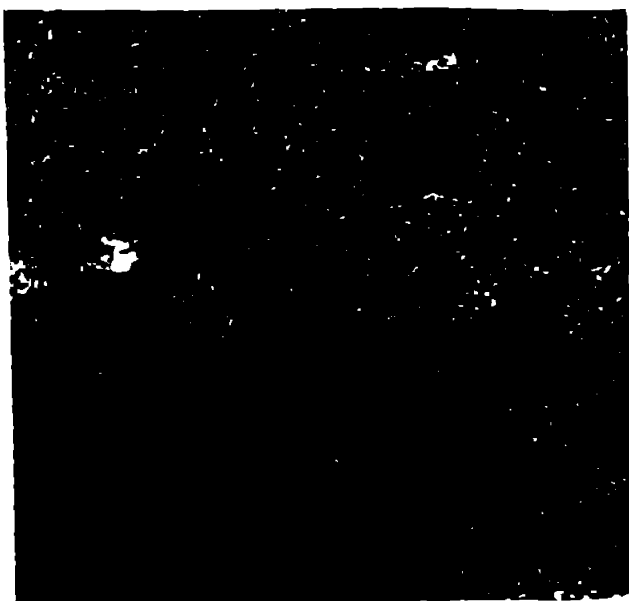
x1200

Fără atac
a) Detaliu cu carburi din
ZIT



x1200

b) Imaginea repartiției
titanului în detaliul
cu carburi, a



x1200

c) Imaginea repartiției
molibdenului în deta-
liul cu carburi, a



x1200

d) Imaginea repartiției cro-
mului în detaliul cu car-
buri, a

Fig. 4.12. Imaginea microscopică a unui detaliu din ZIT cu car-
buri și repartiția titanului, molibdenului și cromului la
o probă din îmbinarea sudată SAF, din oțel 10 TiMoNiCr 175

- a) Detaliu cu carburi;
- b) Repartiția titanului;
- c) Repartiția molibdenului ;
- d) Repartiția cromului.

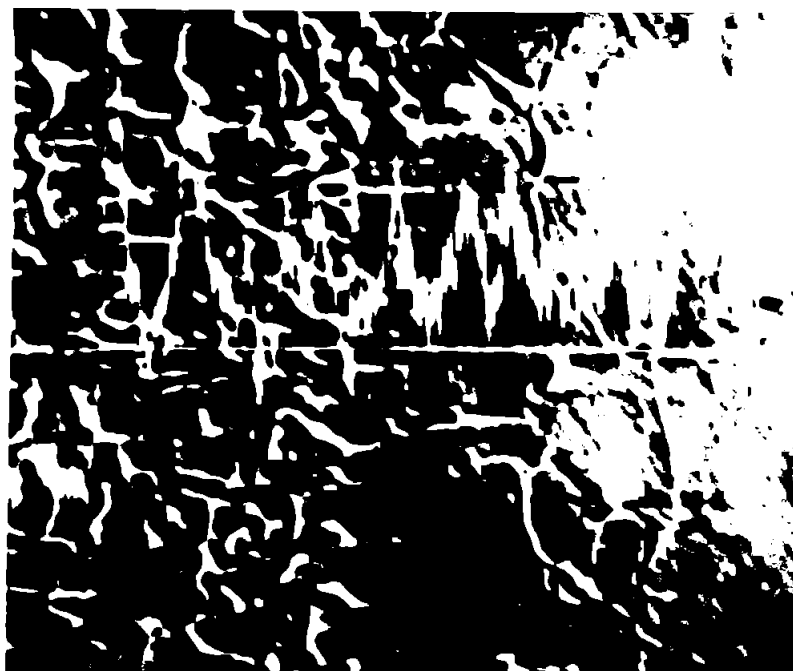
a titanului, nichelului și cromului, figura 4.13,a și b, la o probă sudată SAF, din tablă de oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea 23 mm, pun de asemenea în evidență prezența carburilor de titan și a carburilor de crom. Se remarcă de asemenea, la trecerile peste limitele de grăunte, reducerea conținutului de nichel și creșterea conținutului de crom și titan, la un nivel ce corespunde compoziției fazei feritice, confirmându-se astfel prezența constituentului feritic la rosturi și totodată caracterul spațial al acestuia.

În figurile menționate, se poate observa de asemenea existența titanului în MA, în vecinătatea liniei de fuziune până la circa 45-50 μ m de aceasta (figura 4.13,a), precum și creșterea conținutului de crom în cusătură, asigurată prin regimul de sudare, în vederea realizării procentului de ferită impus (figura 4.13,b).

4.3. Examinarea materialului depus prin sudare (MA)

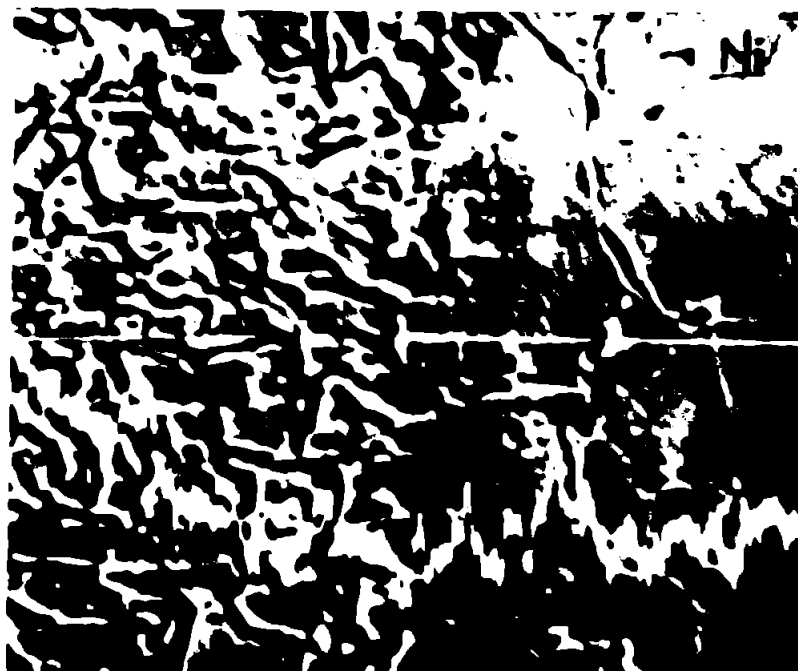
Materialul depus prin sudare, este format prin topirea materialului de adaos (electrozi înveliți sau sârme) și parțial a materialului de bază. Acesta prezintă după solidificare, cum s-a văzut și anterior, o structură dendritică (figura 4.1), caracteristică metalului turnat. La probele analizate structura are aspectul unei structuri dendritice pronunțate cu tendință de orientare a dendritelor perpendicular pe curbele izoterme.

În figura 4.2,a, în care s-a prezentat structura materialului de adaos (MA), în zona unui strat exterior din îmbinarea sudată EM din oțel 10 TiNiCr 180, se evidențiază un pronunțat caracter eterogen al structurii, căruia îi corespunde o neomogenitate chimică pronunțată datorată segregățiilor rezultate după sudare - procesului de sudare fiindu-i caracteristic atât modificarea intervalelor de solidificare, cât și reducerea relativă a vitezei de difuzie în stare solidă. În ceea ce privește mecanismul segregăției chimice la sudare, acesta a fost descris în prima parte a lucrării în baza datelor existente în literatură /18/, /32/, /38/, /39/. Gradul de finisare al structurii dendritice din metalul depus, este deci, diferit funcție de energia liniară de sudare (aportul termic) și respectiv, funcție de poziția stratului în cusătura sudată.



Variația
Ti

x1000
a) Variația liniară, în zona de
tranziție a titanului



Variația
Ni

Variația
Cr

x1000
b) Variația liniară, în zona de
tranziție a nichelului și
cromului

Fig. 4.13. Imaginile variației liniare a compoziției Ti, Ni
și Cr la o probă sudată SAF, din oțel 10 TiMoNiCr 175

- a) Variația liniară a compoziției titanului ;
- b) Variația liniară a compoziției nichelului
și cromului.

În figura 4.3,a, prezentată anterior, este evidențiată microstructura unui strat exterior și a unui strat de rădăcină (figura 4.3,b), la sudarea WIG-EM, cu energie liniară 6 KJ/cm, evidențiindu-se gradul de finisare (omogenizare) avansat al stratului de rădăcină, datorită aportului termic al straturilor de sudură depuse ulterior. În cazul sudării SAF (figura 4.5), unde energiile de sudare au fost crescute la 14 KJ/cm, se evidențiază caracterul mai grosolan al structurii dendritice. Și aici, stratul de rădăcină, este supus tendinței de finisare și omogenizare datorită influenței ciclurilor termice corespunzătoare straturilor depuse ulterior.

În ceea ce privește conținutul feritic în materialul depus, în urma examinării îmbinărilor sudate, pe fiecare variantă de sudare, s-a determinat o proporție a conținutului de ferită de la 5% până la 10%. Proporțiile maxime s-au evidențiat în cazul sudării SAF, a oțelului 10 TiMoNiCr 175. În variantele de sudare EM și WIG-EM a oțelului 10 TiNiCr 180, proporția de ferită în metalul depus fiind sub 8%. În tabelul 4.1, sînt sintetizate rezultatele examinărilor microstructurale în MA. În ceea ce privește conținutul de ferită în cordoanel de sudură, se cunoaște în general că un anumit procent de ferită este necesar pentru evitarea fisurării în metalul depus [73].

Prin cercetările efectuate, după cum se va vedea în cele ce urmează, s-a determinat pentru oțelurile indigene analizate, limita extremă minimă a procentului de ferită în cusătură, necesară pentru evitarea fisurării la cald, avîndu-se în vedere comportarea la sudare, pentru ambele mărci de oțel.

Măsurătorile de ferită s-au efectuat atât prin metoda magnetică (feritoscopul Fischer), cît și prin metoda microscopiei cantitative. Rezultatele obținute prin cele două metode au fost apropiate, practic suprapuse.

Compoziția chimică a feritei din cusătură (MA), la îmbinările sudate examinate, precum și proporția acesteia, s-a dovedit a fi sensibil variabile funcție de diametrul electrodului și regimul termic de sudare pentru același tip de electrod. În cazul unui regim optim de sudare, repartiția elementelor în

faza feritică a metalului depus (folosind materialele de adaos din fișa tehnologică - anexa 1) este dată în tabelul 4.3, alături de repartiția medie a aceluiași elemente în materialul de bază.

Repartiția elementelor în faza feritică

Tabelul 4.3

Ele- men- tul	C o n ț i n u t, %			
	In ferita din MA	In aliajul MB (conținut mediu)	In ferita din MA	In aliajul MB (conținut mediu)
	Oțel lo TiNiCr 180 - sudare WIG-EM -		Oțel lo TiMoNiCr 175 - sudare SAF -	
Cr	22,40	17,45	24,00	18,00
Mo	-	-	4,20	2,28
Si	0,95	0,59	1,20	0,73
Ni	7,40	10,00	5,40	10,26
Mn	1,10	0,92	1,30	0,67

Concluzii : Rezultatul examinărilor, privind proporția feritei în cusătura, efectuate pe epruvetele prelevate din îmbinările sudate, din oțelurile lo TiNiCr 180 și lo TiMoNiCr 175, prin toate procedeele de sudare, EM; WIG-EM și SAF, au arătat că procentul de ferită este cuprins între 5% (pentru procedeul EM) și respectiv 10% (pentru procedeul SAF), în cazul sudării oțelului lo TiMoNiCr 175. Nu s-au semnalat precipitări importante de carburi și nici precipitări de fază sigma în metalul depus.

Carburile puse în evidență, respectiv, NbC; Mo₂C și Cr₂₃C₆, au avut în marea lor majoritate forme rotunjite și în mai puține cazuri, aciculare. În ambele situații însă, diametrul echivalent mediu nu a depășit 10 μm, distribuția precipitatelor fiind relativ uniformă în agregatul austeno-feritic al cusăturii. În zona M.A., din apropierea liniei de fuziune, după cum s-a arătat și în paragraful anterior, la examinarea zonei de

tranziție MA-MB (figurile 4.9 și 4.13), s-a semnalat prezența precipitatelor de carburi de titan (TiC) în particule de formă rotunjită cu mărimea (diametrul mediu) sub 5 μm .

La una din epruvetele prelevate dintr-o îmbinare sudată suplimentar, SAF, din tablă de oțel 10 TiMoNiCr 175, cu regim termic mai ridicat față de cel recomandat (energia liniară de sudare, 22000 J/cm), la care procentul de crom în ferită a fost de 26,5% și de molibden 5,2%, s-a semnalat în mod izolat prezența fazei intermetalice sigma în straturile intermediare ale depunerii. În figura 4.14 se prezintă un aspect micrografic al fazei intermetalice sigma, ca rezultat al descompunerii feritei. Aici pot fi observate precipitatele de fază sigma (culoare închisă) și anastomozate, rezultate după descompunerea feritei.



x1000

Atac : anhidridă cromică 10%

Fig. 4.14. Evoluția structurală a feritei în ZIT, la straturile intermediare ale metalului depus în cusătura sudată SAF, cu energia liniară 22000 J/cm, din tablă de oțel 10 TiMoCrNi 175, cu grosimea 24 mm
Faza σ de culoare închisă la observare în câmp întunecat

Faza sigma [$\sigma = (\text{Fe}, \text{Mo}) \text{Cr}$], a fost pusă în evidență și prin măsurători de microdurate (680 HV).

La toate celelalte epruvete prelevate din îmbinările sudate SAF și WIG-KM, cu energie liniară sub 14000 J/cm

(procedeul SAF) și respectiv sub 7000 J/cm (procedeul EM), examinate în MA și ZIT, nu s-a semnalat la nici una din probele examinate prezența precipitatelor de fază sigma. Fenomenul de fisurare la cald (la sudare) fiind specific oțelurilor inoxidabile austenitice cu procent redus de ferită a impus cercetarea comportării oțelurilor respective și sub aspectul determinării conținutului de ferită delta necesar pentru evitarea fisurării la cald a cusăturii, la îmbinările sudate.

4.4. Fisurarea la cald

În cazul oțelurilor inoxidabile austenitice cu procent redus de ferită fenomenul fisurării la cald se evidențiază frecvent, la temperaturi ridicate și constituie unul din principalele fenomene negative la sudare. Deși în general comportarea la sudare a acestor oțeluri este relativ mai bună decât a altor oțeluri înalt aliate susceptibilitatea acestora la fisurare ridică uneori probleme deosebit de dificile în utilizare.

Procesul de fisurare se poate manifesta atât în cusătură cât și în ZIT, caracterul fisurilor fiind interdendritic în cusătură și intercristalin în ZIT. Intervalul temperaturilor în care se formează este cuprins între temperatura de solidificare a aliajului (T_a) și temperatura de solidificare a compuşilor nemetalici cu punct scăzut de fuziune (T_b), odată cu solidificarea cusăturii /33/.

Segregațiile ce se produc la solidificare constituie, după cum s-a arătat anterior, sursa eterogenității chimice și acționează implicit asupra stabilității feritei existente la începutul procesului de solidificare - cinetica de transformare (descompunere) a feritei delta din zonele interdendritice, la răcire, fiind încetinită, din cauza conținutului mai bogat în elemente alfa-gene datorat segregării. Segregarea guvernează, astfel, procesul de localizare și descompunere a feritei în structura dendritică a cusăturii influențând cantitativ conținutul feritic după solidificare /33/.

Gradul intensității de segregare fiind influențat la rîndul lui direct de regimul termic utilizat la sudare se explică de ce relativ mici variații ale intensității curentului de

sudare modifică sensibil gradul heterogenității în cusătură și deci valoarea conținutului feritic.

În diagramele din fig. 4.15, a și fig. 4.15, b se poate remarca îmbogățirea și respectiv sărăcirea prin mecanismul segregăției a aliajului (A) în elementul "N". La răcire lichidul și straturile exterioare ale cristalelor în formare, care sînt în permanent contact, aproximează la echilibru curba 1.

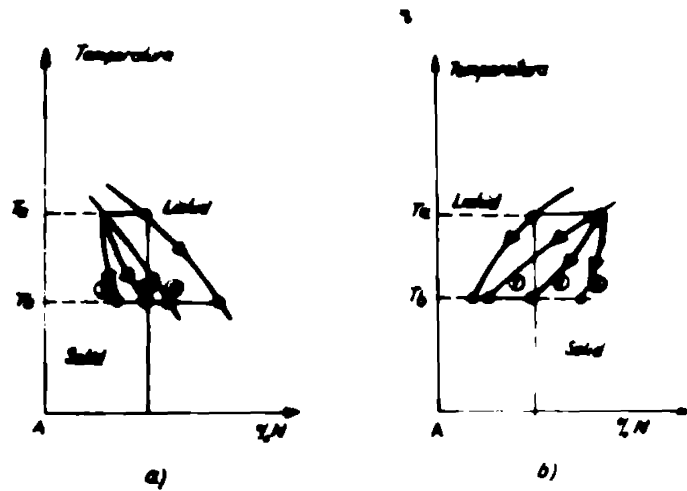


Fig. 4.15. Reprezentarea schematică a mecanismului segregării :

- a) îmbogățirea soluției în elementul "N" ;
- b) sărăcirea soluției în elementul "N" datorită segregării.

În mod real compoziția miezului dendritic descrie o curbă ce diferă de curba stării de echilibru, care s-ar produce la $V_r \approx 0^\circ\text{C/s}$, viteza reală de răcire fiind relativ mare, $V_r \gg 0^\circ\text{C/s}$, curba stării de echilibru este deplasată, aproximînd alura 3.

Evoluția compoziției medii a solidului, în acest caz, va fi aproximată de o curbă intermediară 2. Alura diagramei va corespunde cazului "a" sau cazului "b" după cum materialul zonelor interdendritice s-a îmbogățit sau sărăcit în elementul "N", în raport de compoziția medie a aliajului.

Segregarea în cristalele soluției solide este deci cu atât mai intensă cu cât viteza de răcire este mai mare, viteza de difuzie mai mică și intervalul de solidificare mai mare. La sudare segregarea este accentuată în metalul depus, deoarece viteza de răcire este relativ mare, viteza de difuzie redusă și intervalul de solidificare mărit. Un atac chimic pe o suprafață șlefuită pune ușor în evidență acest lucru. Un exemplu de acest fel se poate observa și în figura 4.1, prezentată anterior, care arată aspectul micrografic al unei probe prelevată din îmbinarea sudată EM din tablă de oțel 10 TiNiCr 180.

În ceea ce privește gradul diferit al solubilității elementelor de aliere, însoțitoare și a impurităților, în cele două faze structurale ale aliajului, la sudare, trebuie subliniat faptul că ferita prezintă o capacitate mai mare de solubilizare a elementelor ce influențează apariția fisurilor la temperaturi ridicate, reducând astfel efectul nociv al acestora. În tabelul 4.4, se prezintă pentru exemplificare solubilitatea, la temperatura de cca 1200°C, pentru elementele cele mai frecvent întâlnite în fazele structurale ale aliajului /33/.

Solubilitatea în austenită și
ferită a Si, Nb, S și P

Tabelul 4.4

Elementul	Solubilitatea (%) în :	
	austenită	ferită
Siliciu	2,15	18,5
Niobiu	2,00	4,5
Sulf	0,05	0,18
Fosfor	0,25	2,8

Se remarcă din datele prezentate că, pentru toate elementele analizate, gradul de solubilizare în ferită este mult mai avansat în raport cu gradul de solubilizare în austenită. În concordanță cu aceasta experimentările efectuate pe probele susdate (tab. 4.5), au pus în evidență că fisurile la cald sînt mai frecvente în cazul structurilor pur austenitice sau cu procent redus de ferită. La marginea grăunților de austenită s-au semnalat, odată cu reducerea procentului feritic sub cca 2%, separări de formațiuni eutectice cu punct scăzut de fuziune care sînt răspunzătoare de apariția fenomenului de fisurare la cald.

Prin analizele microchimice efectuate în zonele fisurate din cusătură, s-au identificat separări eutectice în compoziția cărora s-a evidențiat prezența P și S la majoritatea eșantioanelor și prezența Nb, C, N, Fe și Si, la o parte din eșantioanele cu fisurare mai pronunțată (fig. 4.16).

Se poate astfel explica acțiunea în procesul de fisurare a fosforului și a sulfurii care formează zone de separări eutectice cu punct scăzut de fuziune și tot la fel a niobiului, care formează un eutectic complex cu carbonul, azotul, fierul și siliciul.

Pentru determinarea conținutului minim de ferită necesar în vederea evitării fisurării la cald, în paralel cu experimentările de bază, s-au efectuat probe suplimentare cu dimensiunile : 12 x 150 x 400 mm din oțel 10 TiNiCr 180, marcate P.1, a...e și din oțel 10 TiMoNiCr 175, marcate P.2, a...e, prin procedeul de sudare EM, utilizînd regimul de sudare dat în anexa 1, cu inserție de nichel (bară dreptunghiulară) de grosime variabilă (1,00 x 3,00 x 400 mm, pentru probele "a"; 0,75 x 3,00 x 400 mm, pentru probele "b"; 0,50 x 3,00 x 4000 mm, pentru probele "c" și 0,25 x 3,00 x 400 mm, pentru probele "d").

Probele marcate "e" s-au efectuat fără inserție de nichel, cu regimul de sudare dat în anexa 1. S-au realizat astfel cusături cu conținut variabil de ferită delta și în consecință cu grad diferit de fisurare la cald. Punerea în evidență a fisurilor s-a făcut prin examinare metalografică (macro și microscopică). Un aspect tipic al fisurării, în condițiile de sudare menționate, pentru proba P.1, a, este dat în figura 4.16.

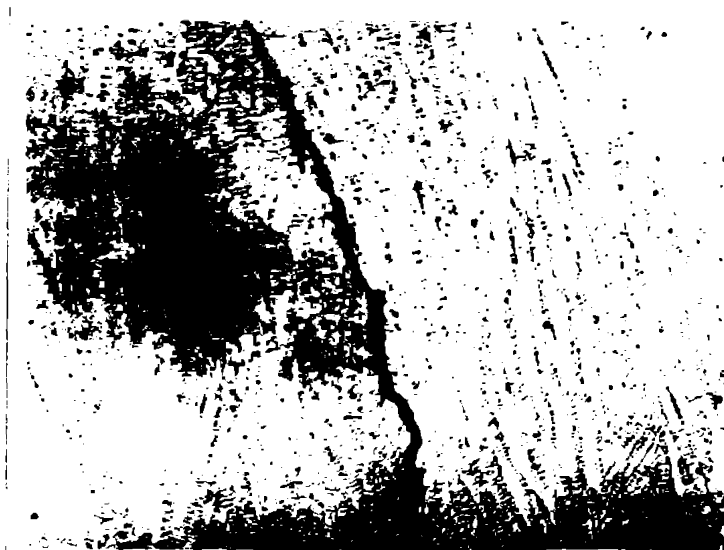


Figura 4.16. Aspect tipic de fisurare la cald
- probă P.1,a, din tabelul 4.5

In tabelul 4.5 este prezentat rezultatul examinării în cusătură a probelor P.1.a ... e și P.2.a ... e, sub aspectul compoziției chimice, procentului de ferită delta și al gradului de fisurare. Pentru determinarea gradului de fisurare s-a folosit factorul de fisurare F , care reprezintă raportul între lungimea totală a fisurilor însumate pe cusătură și lungimea totală a îmbinării sudate. Influența conținutului de ferită δ asupra factorului de fisurare (F) este ilustrată în figura 4.17.

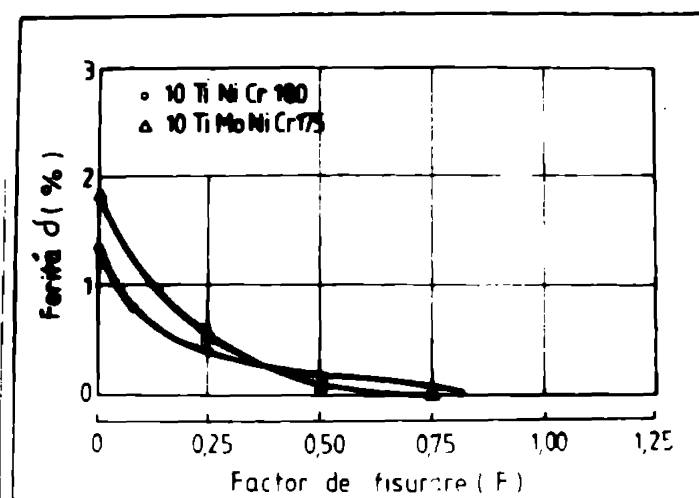


Figura 4.17. Influența conținutului de ferită asupra factorului de fisurare (tabelul 4.5)

Rezultatul examinării probelor P.1, a..... și P.2, a.....

Tabelul 4.5

Marcaj probă	Compoziția chimică în cusătură (F)										Cr(e) 1)	Ferită (F) (Proc. mediu)	Factor de fisu- rare (F) 2)	M1(e)/ Cr(e)
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	M1(e) 1)						
P.1, a	0,061	0,80	1,94	17,1	12,00	-	0,48	14,75	18,69	0,0	0,80	0,79		
P.1, b	0,060	1,10	1,94	17,4	10,68	-	0,52	13,45	19,21	0,2	0,50	0,70		
P.1, c	0,063	0,96	1,86	18,0	10,06	-	0,49	12,88	19,68	0,8	0,15	0,65		
P.1, d	0,062	0,89	1,92	18,2	9,61	-	0,50	12,13	19,41	1,4	0	0,62		
P.1, e	0,066	0,85	2,00	18,4	9,30	-	0,54	12,28	19,94	4,5	0	0,61		
P.2, a	0,058	0,85	1,60	16,1	13,60	2,50	0,58	16,10	20,16	0,0	0,75	0,79		
P.2, b	0,060	0,82	1,70	16,3	12,30	2,50	0,59	14,90	20,33	0,1	0,50	0,73		
P.2, c	0,060	0,82	1,65	16,5	11,80	2,55	0,60	14,45	20,58	0,5	0,25	0,69		
P.2, d	0,061	0,81	1,75	16,8	11,20	2,60	0,60	13,90	20,92	1,8	0	0,66		
P.2, e	0,062	0,80	1,80	16,9	10,50	2,60	0,60	13,26	21,00	5,1	0	0,63		

1) Pentru M1 (echivalent) și Cr (echivalent) s-au folosit relațiile date la paragraful 1.4.1

2) Factorul de fisurare (F) reprezintă raportul lungimii totale a fisurilor însumate la lungimea cusăturii pentru fiecare probă

Analizând datele sintetizate în tabelul 4.5 și figura 4.17, se remarcă, în situația oțelurilor studiate, că pentru evitarea fenomenului de fisurare la cald a materialului depus prin topire la sudare, este necesar a se asigura în cusătură un conținut procentual de ferită delta superior valorii de 1,4% pentru oțelul 1o TiNiCr 18o și de 1,8% pentru oțelul 1o TiMoNiCr 175. Remediul cel mai rațional pentru asigurarea conținutului feritic menționat constă în echilibrarea cantitativă a elementelor de aliere rezultate în metalul topit ($MA + MB$), la regimul de sudare ales, în așa fel ca raportul $Ni_{(e)}/Cr_{(e)}$ să se limiteze la valorile minime date în tabelul 4.5. Practic acest lucru se realizează printr-o alegere corectă a materialelor de adaos în cadrul regimurilor de sudare stabilite, verificându-se în cusătură valoarea raportului $Ni_{(e)}/Cr_{(e)}$.

În cadrul cercetărilor, evaluarea tendinței de fisurare la cald a materialului de bază (MB) s-a făcut anterior sudării, utilizând încercarea Varestraint (fig. 4.18), care constă în deformarea la cald a epruvetelor prelevate longitudinal din tablă, pe o matriță metalică profilată, imediat după topirea unui strat prin sudare WIG, aplicându-se criteriul însumării dimensionale a fisurilor /66/, /67/.

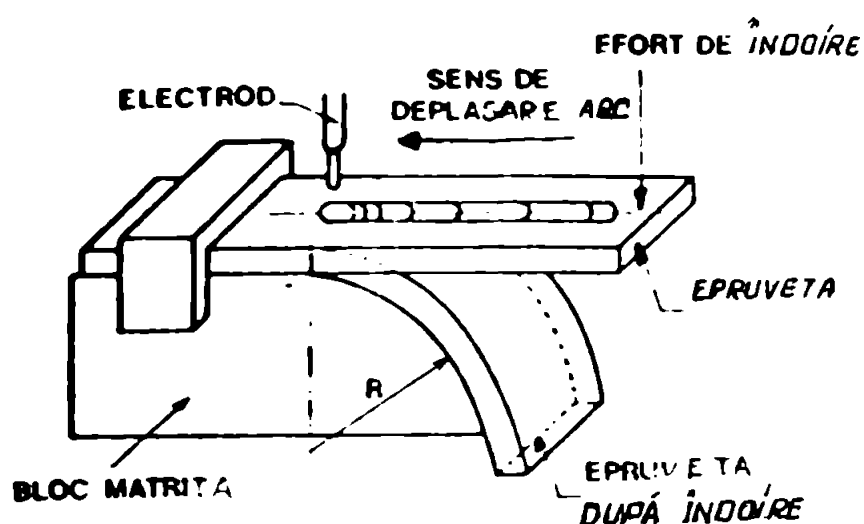


Figura 4.18. Schema de principiu
- încercarea Varestraint

S-au supus analizei cîte șase epruvete cu strat depus, curbate, din fiecare șarjă de oțel (șarja I, II și III, tabelul 2.2). Rezultatele sînt date în tabelul 4.5, a.

Rezultatele încercării Varestreaint

Tabelul 4.5, a

Nr. crt.	Sarje	Marca oțelului	Fisuri ¹⁾ în MB(ZIT)	Proporția ²⁾ de ferită în MB (ZIT) %
1	I	1o TiNiCr 18o	fără fisuri	3,2
2	II	1o TiNiCr 18o	fără fisuri	2,6
3	III	1o TiMoNiCr 175	fără fisuri	6,3

1) S-au supus încercării cîte 6 epruvete din fiecare șarje de material.

2) S-au analizat cîte 4 eșantioane pentru fiecare epruvetă. Valorile date reprezintă media aritmetică a trei măsurători.

Examinarea macro și microscopică a epruvetelor, după îndoire, a scos în evidență, în toate cazurile lipsa fisurilor și a microfisurilor la materialul de bază (MB) și totodată prezența în zona metalului topit (inclusiv zonele învecinate) a unui conținut de ferită de cca 3% pentru oțelul 1o TiNiCr 18o și de cca. 6% pentru oțelul 1o TiMoNiCr 175 /35/, /36/.

Concluzii. Analiza detaliată a mecanismului segregării în cazul solidificării cusăturii (fig. 4.15), la oțelurile austenitice indigene /34/, a scos în evidență rolul regimului de sudare asupra gradului de segregare și respectiv al acestuia asupra conținutului feritic după solidificare. Rezultatele obținute pe îmbinările sudate experimental cu parametri dați în anexa 1

(tabelul 4.5), utilizând inserție de nichel (98,5% Ni) au evidențiat că fisurarea la cald se datorește separărilor eutectice, cu punct scăzut de fuziune, la marginea grăunților de austenită și că pericolul apariției acestui fenomen la sudare este în raport indirect cu procentul feritic din cusătură (v. tabelul 4.5).

Evitarea fisurării la cald se poate realiza în cazul oțelurilor studiate, prin asigurarea formării în cusătură a unui conținut de ferită delta de peste 1,4%, pentru oțelul 10 TiNiCr 180 și de peste 1,8%, pentru oțelul 10 TiMoNiCr 175 (figura 4.17). Rezultatele obținute prin sudarea experimentală a oțelurilor austenitice indigene cu materialele de adaos indicate în anexa 1 și verificate prin experimentări, au evidențiat formarea unui conținut feritic de peste 4,5% în cazul oțelului 10 TiNiCr 180 și de peste 5,1% în cazul oțelului 10 TiMoNiCr 175 (tabelul 4.5, proba P.1,e și P.2,e), lipsa tendinței de fisurare la cald în cusătură fiind pe deplin asigurată.

4.5. Analiza calității îmbinărilor sudate și proprietățile acestora corelate cu modificările structurale

4.5.1. Controlul nedistructiv al îmbinărilor sudate

- Controlul cu lichide penetrante, efectuat conform STAS 10214-76, pe toate îmbinările sudate, a scos în evidență lipsa defectelor clasificate conform STAS 9399-73 și conform normelor C 20-76 (ISCIR).

- Controlul radiografic. Controlul cu raze penetrante, Rx, s-a efectuat la 60% din îmbinările sudate, în cadrul fiecărei variante de sudare. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 4.6. Cu excepția unei singure îmbinări, din varianta E (marcaj E 1, în tabelul 4.6), toate probele sudate, controlate Rx, au corespuns clasei I de calitate, conform

Rezultatele controlului radiografic al îmbinărilor sudate

Tabelul 4.6

Procedeu de sudare	Grosimea probei (mm)	Materialul de bază	Sarja	Marcaj indicativ film probă	ICI 10-ISO-16	Lungimea film	Lungimea rețerșă	Defecte	Clasa de calitate (CR20-76)	
EM	10	T1M1Cr 180	I	A.1...6	A.0...5	FeO,4/0,1	240	120	fără defecte	I
WIG-EM	12	T1M1Cr 180	I	B.1...6	B.1...6	"	240	120	fără defecte	I
SAF	24	T1M1Cr 180	II	C.1...6	C.2...7	"	240	120	fără defecte	I
EM	12	T1M0N1Cr 175	III	E.1...6	E.1...6	"	300	150	nepătrundere limitată "D" pentru proba E.1. Probele E.2-6 fără defecte	II pentru proba E.1 I pentru probele E.2-6
WIG-EM	23	T1M0N1Cr 175	III	I.1...6	I.1...6	"	300	150	fără defecte	I
SAF	23	T1M0N1Cr 175	III	K.1...6	K.1...6	"	300	150	fără defecte	I

Condiții tehnice de executare a controlului :
 STAS 6606-75 tehn. B
 ISCIR CR 20-76
 STAS 10137-78
 STAS 10138-75

normei ISCIR - C 20-76. Îmbinarea E1, a fost încadrată în clasa a II-a, conform normei ISCIR menționate, din cauza unui defect limitat, de nepătrundere la rădăcină.

4.5.2. Variația durității în îmbinările sudate

Pentru analiza variației durității la îmbinările sudate s-a prelevat câte o epruvetă din fiecare variantă de sudare. Rezultatele măsurărilor de duritate HV10, sînt prezentate în tabelul 4.7. Analiza valorilor obținute prin măsurătorile de duritate, în îmbinările sudate, evidențiază o durificare minimă a zonei de influență termică (ZIT), aceasta ajungînd în medie la circa 3%, fapt ce se corelează cu tendințe de precipitare a carburilor sesizată în ZIT, după sudare, la toate probele examinate. La probele prelevate din îmbinarea sudată SAF, unde tendința de precipitare a fost mai accentuată, se remarcă și pentru durificare, valori mai ridicate, acestea indicînd o creștere a durității materialului de bază în ZIT ce atinge valoarea maximă de 7%.

4.5.3. Încercări de încovoiere prin șoc la temperatura ambiantă și la temperaturi joase

Încercarea de încovoiere prin șoc s-a efectuat pe epruvete cu creștătura în V, canal 2 mm, luate perpendicular pe cusătură. Creștătura V2, a fost practică în zona de influență termică (ZIT) și orientată paralel cu suprafața probei. Temperaturile de încercare au fost : $(+20)^{\circ}\text{C}$, $(-70)^{\circ}\text{C}$ și $(-196)^{\circ}\text{C}$.

Din fiecare variantă de îmbinare sudată s-au prelevat câte șase epruvete și s-au supus încercării în condițiile date de norma SEN 680. Rezultatele obținute sînt sintetizate în tabelul 4.8.

Variația durității în îmbinările sudate

Tabelul 4.7

Sarja și calitatea M.B.	Grosi- me probă (mm)	Proce- deu de sudare	D u r i t a t e s, HV 10 ¹)			
			MB	ZIT	MA (cusătură)	MB
I						
10 TINICR 180	12	EM	180;176;176	183;180;186	190;185;185	180;185;182 176;178;176
II						
10 TINICR 180	24	WIG-EM	180;175;175	185;180;190	206;210;205	188;190;180 180;180;175
III						
10 TIMONICR 175	23	SAP	182;180;185	192;195;191	212;210;206	191;195;190 180;182;178

1) Fiecare valoare înscrisă în tabel reprezintă media aritmetică a trei măsurători

Rezultatele încercărilor de încovoiere prin șoc a îmbinărilor sudate

Tabelul 4.8

Serja	Calitatea materielului de bază	Gro- si- mea mat. (mm)	Procedeu de sudare	C a r a c t e r i s t i c e, KV - T (J/cm ²)			
				Temperatura, °C :			
				0	-70	-196	
				Valori indivi- duale	Valori indivi- duale	Valori indivi- duale	Valoare medie
I	10 TIN1Cr 180	12	EM	82;85;73	72;76;68	32;40;36	36
II	10 TIN1Cr 180	24	WIG-EM	80;82;82	76;80;60	32;30;31	31
III	10 TIMON1Cr 175	12	WIG-EM	79;88;85	64;66;63	36;34;28	32
II	10 TIN1Cr 180	24	SAP	80;78;80	66;72;66	27;27;33	29
III	10 TIMON1Cr 175	23	SAP	78;81;76	64;58;62	26;28;30	28

./.

Concluzii. Din analiza rezultatelor încercărilor de încovoiere prin șoc în cazul epruvetelor simulate, s-a văzut că valorile rezilienței sînt apropiate de ale materialului de bază aflat în stare inițială - neafectat termic prin cicluri de sudare (tabelul 3.1) și că valorile cele mai reduse sînt în cazul ciclurilor suprapuse.

Analiza microstructurală a arătat de asemenea că nu s-au produs modificări structurale importante, tendința de precipitare a carburilor fiind slab evidențiată chiar în cazul ciclurilor suprapuse.

În cazul îmbinărilor sudate, se poate remarca din tabelul 4.8 că, cele mai reduse valori s-au obținut pentru procedeul de sudare sub strat de flux (SAF), la oțelul 10 TiMoNiCr 175, unde reziliența a căzut cu circa 60% la $(-196)^{\circ}\text{C}$, față de materialul de bază neafectat termic, fapt ce concordă cu modificările structurale evidențiate în cadrul procedurii de sudare amintit, unde pe lângă o tendință mai accentuată a separării carburilor se alătură și o creștere mai importantă a proporției feritice în ZIT.

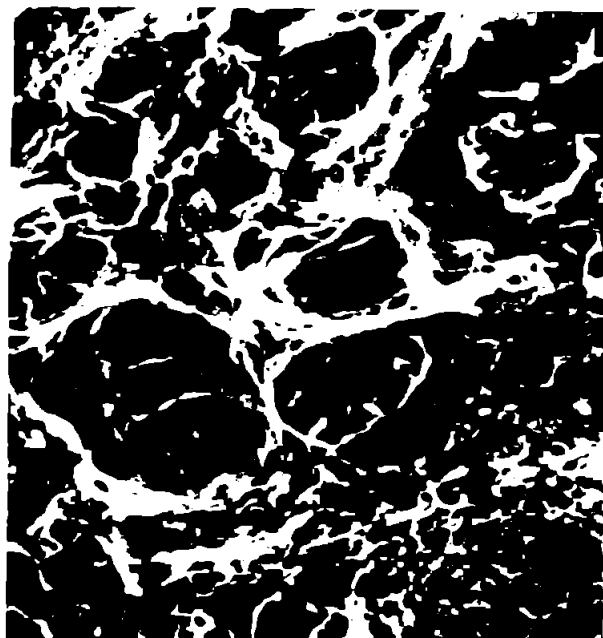
Examinarea suprafețelor de rupere a epruvetelor încercate la reziliență, la $(-196)^{\circ}\text{C}$, la microscopul electronic, au arătat în toate cazurile, o rupere cu caracter ductil cu carburi în conurile de rupere.

În figura 4.19, a și b, se prezintă aspectul tipic al suprafețelor de rupere prin șoc la temperatura de $(-196)^{\circ}\text{C}$, în cazul îmbinărilor sudate prin procedeul SAF, pentru oțelul 10 TiNiCr 180 (figura 4.19, a) și 10 TiMoNiCr 175 (figura 4.19, b).

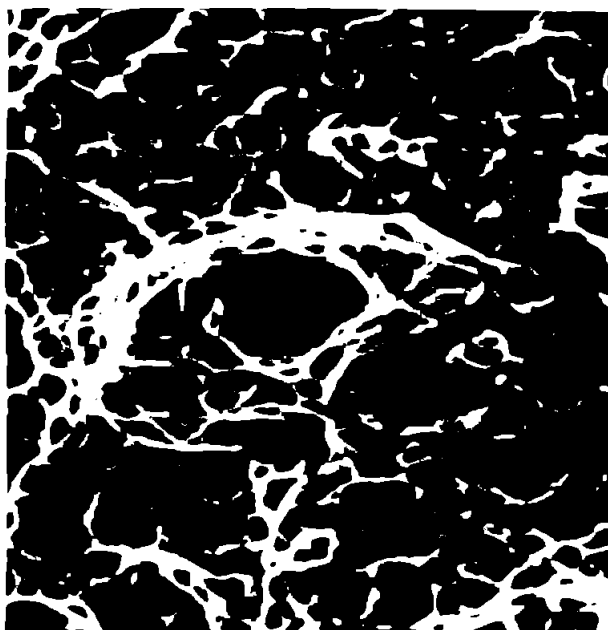
Compararea rezultatelor obținute pentru îmbinările sudate, cu valorile date în norme străine (SEW 680) pentru materiale similare, arată o încadrare superioară a oțelurilor indigene asimilate, îmbinate prin sudare.

4.5.4. Încercări la tracțiune și îndoire la rece

În ceea ce privesc valorile caracteristicilor mecanice



a) Suprafață de rupere în ZIT ^{x600}
- îmbinare SAF, din oțel
10 TiNiCr 180
Rupere ductilă 100%



b) Suprafața de rupere în ZIT ^{x600}
- îmbinare SAF, din oțel
10 TiMoNiCr 175
Rupere ductilă 100%

Fig. 4.19. Aspectul suprafețelor de rupere prin șoc, la temperatura de $(-196)^{\circ}\text{C}$, la epruvetele provenite din îmbinările sudate SAF din :

a) tablă de oțel 10 TiNiCr 180 cu grosime 24 mm ;
b) tablă din oțel 10 TiMoNiCr 175 cu grosimea 24 mm.

la tracțiune, îmbinărilor sudate le corespund trei regiuni distincte : materialul neafectat termic (MB), zona de influență termică (ZIT) și cusătura sudată (MA). În zona de influență termică (ZIT), din vecinătatea liniei de fuziune, avînd în vedere tendința semnalată la oțelurile studiate, de creștere a grăunțiilor și precipitarea carburilor, care influențează rezistența mecanică prin rigidizarea materialului, caracteristicile mecanice par a fi minime și aparent capabile să producă ruperea. Această situație ar dăuna materialului în exploatare, deoarece, ruperea s-ar produce la tensiuni mai mici decît cele asigurate de materialul de bază neafectat termic prin sudare. În realitate însă, datorită limitei de curgere mai ridicate în ZIT, curgerea se va produce mai întîi în MB, într-o parte sau alta a îmbinării sudate, ruperea producîndu-se datorită concentrării tensiunilor, în această zonă. Rezultatele obținute la epruvetele încercate, prezentate în tabelul 4.9 și figura 4.20, evidențiază ruperea în materialul de bază, în afara zonei de influență termică, la toate probele analizate.

Pentru verificarea gradului de rigidizare în ZIT, a îmbinărilor sudate, s-a folosit încercarea de îndoire la rece, pe dorn, la un unghi de 180° .

Rezultatele încercării de îndoire la rece pe dorn, sînt prezentate în tabelul 4.9 și figura 4.21, evidențîind o bună comportare a îmbinărilor sudate la deformare.

Concluzii. Analiza rezultatelor obținute la încercările de tracțiune a arătat pentru toate probele analizate o rupere ductilă, localizată în materialul de bază. După cum se remarcă, la nici una din probele prelevate din îmbinările sudate, ruperea nu s-a produs în ZIT sau MA, fapt ce se corelează cu rezultatele evidențiate în cazul examinărilor microscopice.

Rezultatele îndoirii la rece, pe dorn la 180° , evidențiază o bună comportare a îmbinărilor sudate, la deformare, nefiind puse în evidență fisuri în cusătură sudată sau în ZIT.

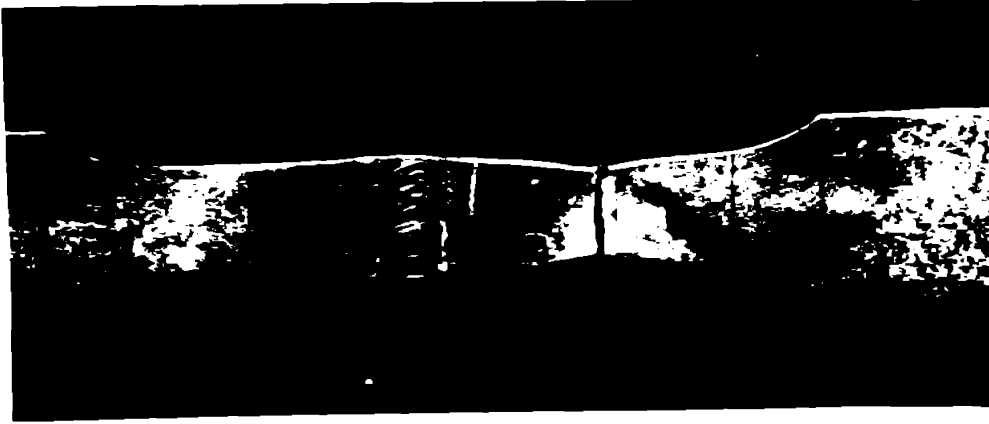
În figura 4.20, a și b, sînt prezentate imaginile a două epruvete, rupte la încercarea de tracțiune, prelevate din

Rezultatele încercărilor de rezistență la tracțiune și de îndoire
la rece pe dorn

Tabelul 4.9

Sarja	Calitatea materialului de bază	Grosimea materialului, S(mm)	Procedee de sudare	Rezistența la tracțiune		Unghiul de îndoire (grade)	Rezultatul
				R_m (N/mm ²)	Locul de repere		
I	10 TiNiCr 180	12	EM	M.B.	614	180	fără fisurare
				M.B.	608	180	idem
II	10 TiNiCr 180	24	WIG+EM	M.B. (figura 4.20,a)	595	180	fără fisurare
				M.B. 4.20,a)	590	180	idem (figura 4.21,a)
III	10 TiMoNiCr 175	12	WIG+EM	M.B.	608	180	fără fisurare
				M.B.	618	180	idem
III	10 TiMoNiCr 175	23	WIG+EM	M.B. (figura 4.20,b)	604	180	fără fisurare
				M.B. 4.20,b)	601	180	idem (figura 4.21,b)
II	10 TiNiCr 180	24	SAF	M.B.	592	180	fără fisurare
				M.B.	598	180	idem
III	10 TiMoNiCr 175	23	SAF	M.B.	600	180	fără fisurare
				M.B.	597	180	idem

./.



a) Epruvetă din îmbinarea sudată WIG + EM -
tablă din oțel 10 TiNiCr 180, cu grosimea
de 24 mm



b) Epruvetă din îmbinarea sudată WIG + EM -
tablă din oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea
de 24 mm

Fig. 4.20. Epruvete încercate la tracțiune :

a. îmbinare sudată din tablă de oțel
10 TiNiCr 180 ;

b. îmbinare sudată din tablă de oțel
10 TiMoNiCr 175.

îmbinările sudate WIG + EM, din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea de 24 mm și respectiv 23 mm.

Imaginile prezentate evidențiază aspectul și locul ruperii, care este tipic pentru toate încercările de tracțiune efectuate, remarcându-se alungirea materialului la rupere și locul ruperii care este în afara zonei de influență termică.

Figura 4.21 a și b, prezintă fotografiile a două epruvete rezultate după îndoirea la rece la 180° , prelevate din aceleași îmbinări sudate ca epruvetele de tracțiune. Acestea evidențiază comportarea bună a îmbinărilor sudate la deformarea la rece și lipsa fisurilor în zonele de influență termică ale îmbinării.

4.5.5. Incercări privind rezistența la coroziune a îmbinărilor sudate

Oțelurile austenitice studiate, după cum s-a văzut anterior (cap. 2, paragraful 2.6), pot fi susceptibile unui tip de coroziune destul de periculos pentru siguranța în exploatare a construcției sudate și anume tipului de coroziune intercristalină.

S-a văzut la mărcile de oțel studiate că dacă acestea se încălzesc în intervalul critic de temperaturi ($450-800^{\circ}\text{C}$), în masa metalică se produc modificări structurale care constau în principal în apariția tendinței de precipitare a carburilor simple și (sau) complexe datorită solubilității limitate a carbonului în soluția solidă gama. La sudarea acestor oțeluri, în zona de influență termică a îmbinării sudate s-a evidențiat tendința de precipitare a carburilor de titan (TiC), de molibden (Mo_2C) și mai puțin de crom (Cr_7C_3 și Cr_{23}C_6) - sub formă de carburi simple sau sub formă de conglomerate -, ca efect principal al modificărilor structurale la sudare. Pe fondul acestor precipitări, influența factorilor corozivi existenți în mediul de exploatare, poate compromite oțelul prin atacul corosiv intergranular, ducând printr-un proces lent, la dezagregarea materialului și în primul rând în zonele influențate termic din îmbinările sudate.

Din aceste motive s-a considerat necesară, în primul rând, verificarea la coroziune intergranulară a îmbinărilor sudate, știindu-se totodată că în cele mai multe din cazuri aceste



a) Epruvetă din îmbinarea sudată WIG + EM -
tablă din oțel 10 TiNiCr 180, cu grosimea
de 24 mm



b) Epruvetă din îmbinarea sudată WIG + EM -
tablă din oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea
de 23 mm

Fig. 4.21. Epruvete încercate la îndoire :

- a) îmbinare sudată din tablă de oțel
10 TiNiCr 180 ;
- b) îmbinare sudată din tablă de oțel
10 TiMoNiCr 175.

oțeluri sînt utilizate în medii corozive sau chiar puternic corozive.

Încercarea rezistenței la coroziune s-a efectuat pe probe prelevate din îmbinările sudate (din tablă de 12 mm și 24 mm).

Încercările s-au realizat în mediu sulfo-cupric, la temperatura de fierbere (test Strauss - metoda B, STAS 7114-73).

Din fiecare grosime de tablă, respectiv din fiecare îmbinare, s-au expus atacului coroziv cîte trei probe identice, cu dimensiunea de 50 x 20 x 10 mm, prelevate de la suprafața îmbinării sudate, avînd cordonul de sudură la mijloc.

Analiza pentru punerea în evidență a rezistenței la coroziune s-a făcut prin examinarea macroscopică și microscopică a probelor îndoite la 180° , în formă de "U", după ce acestea au fost menținute timp de 24 h, în soluție sulfo-cuprică la fierbere.

Rezultatele încercărilor sînt prezentate în tabelul 4.10.

Concluzii. În urma analizării rezultatelor la toate probele încercate, tabelul 4.10, prelevate din îmbinările sudate din oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, s-a remarcat lipsa coroziunii intergranulare atît în zona de influență termică cît și în cusătura sudată. În zona de influență termică (ZIT), la toate epruvetele analizate după îndoire, a fost pusă în evidență o structură neafectată de atacul mediului coroziv.

Rezultatele corespunzătoare la încercarea de coroziune intergranulară se corelează astfel cu modificările structurale care au evidențiat lipsa sau slaba tendință de precipitare a cromului în cazul îmbinărilor sudate EM, WIG + EM și SAF din oțelurile 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175.

Pentru materialul depus (MA), în scopul stabilizării structurale a cusăturii s-au folosit materiale de adaos cu niobiu, în proporție de circa 0,95%, proporție ce s-a dovedit a fi optimă în cazul sudării oțelurilor inoxidabile asimilate în țară, rezultatele obținute la încercările de rezistență la coroziune intergranulară, la încercările mecanice și la fluaaj a îmbinărilor sudate fiind superioare oțelurilor similare din import (studiu comparativ, C. 2249/78 - ICEM).

În concluzie, se poate arăta că siguranța în exploatare a oțelurilor asimilate în țară, prelucrate și sudate în condițiile tehnologice verificate în teză, poate fi pe deplin garantată.

Incercarea la coroziune a îmbinărilor sudate

Tabelul 4.10

Nr. crt.	Calitatea materialului de bază	Sar-ja de bază	Gro-sime de mate-rial sudare (mm)	Proce-deul de sudare	Marcaj probă	Mediul coroziv	Examinare microscopică			Aprecierea rezistenței la coroziune
							MB	ZIT	MA	
1	10 TiNiCr 180	I	10	EM	Al-6	SO ₄ Cu-110 g	fără A.I. 1) și	fără A.I. 1) și	Corespun-zător	
2	10 TiNiCr 180	I	10	EM	B1-6	idem	idem	idem	idem	
3	10 TiNiCr 180	I	12	EM+WIG	Cl-6	"	"	"	"	
4	10 TiNiCr 180	II	24	EM+WIG	D1-6	SO ₄ H ₂ -100 ml	fără C.G. 2)	fără C.G. 2)	"	
5	10 TiNiCr 180	II	24	SAF	F1-6	H ₂ O-1000 ml	fără C.G. 2)	fără C.G. 2)	"	
6	10 TiNiCr 180	II	24	SAF	Gl-6	"	"	"	"	
7	10 TiMoNiCr 175	III	12	EM	E1-6	"	"	"	"	
8	10 TiMoNiCr 175	III	12	EM+WIG	H1-6	"	"	"	"	
9	10 TiMoNiCr 175	III	23	EM+WIG	I 1-6	"	"	"	"	
10	10 TiMoNiCr 175	III	23	SAF	K 1-6	"	"	"	"	

1) A.I. - atacuri intergranulare

2) C.G. - coroziune generală

./.

Capitolul 5

COMPORTAREA SI STUDIUL TRANSFORMARILOR STRUCTURALE LA FLUAJ A ÎMBINĂRILOR SUDATE DIN OTELURI AUSTENITICE INDIGENE

5.1. Comportarea la fluaj a materialului de bază

Una din destinațiile principale ale oțelurilor austenitice studiate fiind utilizarea acestora la cald, în condiții de sarcină diferite, cercetarea comportării la fluaj a materialului de bază și a îmbinărilor sudate este cu atât mai importantă cu cât aceste oțeluri, asimilate în țară, sub formă de produse plate, vor fi utilizate în cele mai diverse și importante obiective industriale, inclusiv pentru centralele nucleare-energetice. În literatura de specialitate, datele publicate sînt sumare iar în ceea ce privesc transformările structurale și comportarea la fluaj a îmbinărilor sudate, lipsesc pentru aceste oțeluri.

Studiul stabilității structurale la fluaj a îmbinărilor sudate, în cazul alegerii unei compoziții a materialului de aport apropiate de a materialului de bază, lărgeste domeniul cunoașterii în utilizările preconizate ale oțelurilor asimilate prin elucidarea transformărilor structurale ce au loc la fluaj - prin solicitarea de lungă durată la temperaturi înalte și sub sarcini diferite /14/, /22/, /46/, /61/.

Studiul comportării la fluaj a oțelurilor asimilate s-a efectuat avîndu-se în vedere temperatura de 600°C și sarcini cuprinse între 150 și 300 N/mm^2 . Prelucrarea și pregătirea epruvetelor precum și execuția încercărilor s-au făcut conform STAS 8894-71. Examinările structurale s-au efectuat prin microscopie optică, electronică și analize microchimice.

Pentru verificarea rezistenței de rupere la fluaj și a alungirii la rupere, s-au supus încercării 34 epruvete prelevate longitudinal din tablă de oțel 10 TiNiCr 180, cu grosimea 24 mm, șarja I (17 epruvete) și tabla de oțel 10 TiMoNiCr 175, cu grosimea 23 mm, șarja III (17 epruvete).

Rezultatele încercărilor sînt sintetizate în figura 5.1 (a și b), unde se prezintă evoluția caracteristicilor de fluaj, la

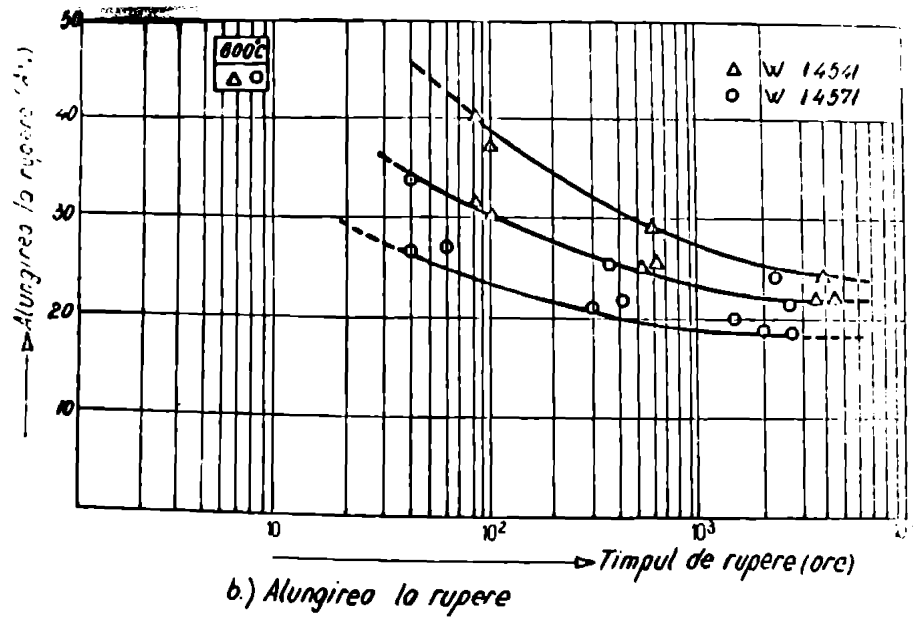
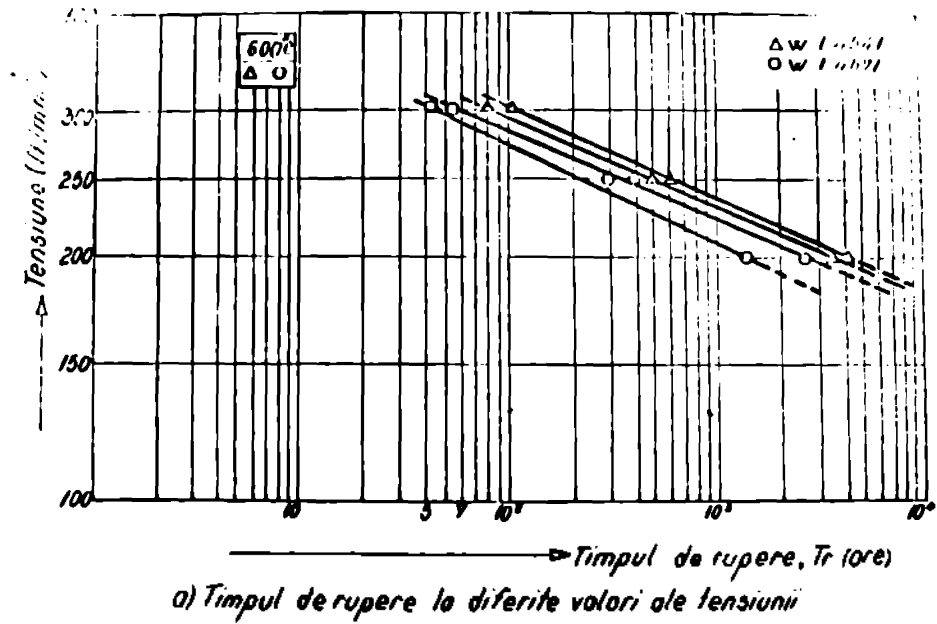


Fig. 5.1. Evoluția caracteristicilor la fluaj la 600°C a materialului de bază la TiNiCr 180 (W 4541) și la TiMoNiCr 175 (W 4571) :

- a) Timpul de rupere la diferite valori ale tensiunii ;
- b) Alungirea la rupere.

600°C, pentru rupere; timpul de rupere - tensiune (figura 5.1,a) și timpul de solicitare - alungire la rupere (figura 5.1,b).

Din analiza rezultatelor s-a remarcat că valorile obținute la materialul de bază pentru caracteristicile de fluaj, atât în ce privește timpul de rupere cât și pentru alungirea la rupere, sînt comparabile cu valorile date în literatură pentru oțeluri similare /11/.

5.2. Comportarea la fluaj a îmbinărilor sudate

S-au supus încercării de fluaj un număr de 36 epruvete prelevate din îmbinările sudate prin procedeul electric manual (EM), din tablă de oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMnNiCr 175.

Temperatura de fluaj a fost ca și în cazul materialului de bază, 600°C și tensiunile cuprinse între 150 și 300 N/mm². La prelevarea și pregătirea epruvetelor pentru încercarea la fluaj s-a urmărit ca zona cu materialul de adaos (MA) a îmbinării sudate să fie plasată la mijlocul probei.

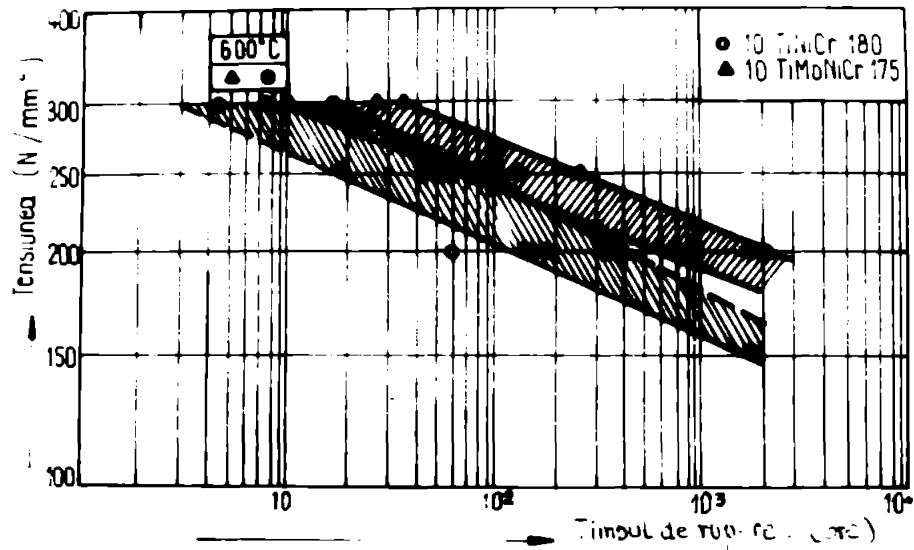
În figura 5.2 (a și b) se prezintă evoluția caracteristicilor de fluaj la rupere; timpul de rupere - tensiune (figura 5.2,a) și timpul de solicitare-alungire la rupere (figura 5, b).

Se remarcă, prin compararea rezultatelor cu cele ale materialului de bază, că valorile rezistenței la rupere sînt apropiate, menținîndu-se cu aproximație aceeași pantă a reducerii rezistenței la rupere funcție de timp ca în cazul materialului de bază. Acest fapt confirmă buna stabilitate structurală a oțelurilor studiate, după sudare și o alterare structurală redusă la fluaj.

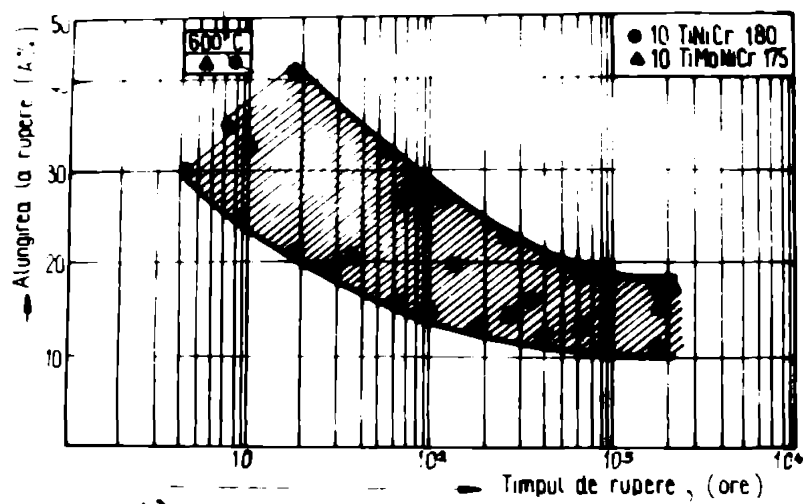
În ceea ce privește caracteristica de alungire la rupere, se remarcă în comparație cu materialul de bază, o reducere a valorilor cu aproximativ 10%. Acest fapt se datorează tendinței de precipitare a carburilor, rezultate după sudare în ZIT-ul materialului de bază, precum și a tendinței de descompunere a feritei datorită fluajului - fenomen ce se va evidenția detaliat în cele ce urmează.

5.3. Cercetarea transformărilor structurale la îmbinările sudate supuse încercării de fluaj

După cum s-a arătat anterior, epruvetele rezultate după încercarea de fluaj au fost examinate prin microscopia



a) Timpul de rupere la diferite valori ale tensiunii.



b) Alungirea la rupere

Fig. 5.2. Evoluția caracteristicilor la fluaj, la 600°C, a îmbinărilor sudate electric manual cu electrozi înveliți :

- a) Timpul de rupere la diferite valori ale tensiunii ;
- b) Alungirea la rupere.

optică, electronică și microchimic la microsonda electronică.

5.3.1. Examinări microscopice

Analiza probelor din îmbinările sudate, rupte la solicitarea de fluaj, au arătat că transformările structurale ce au loc, afectează în primul rând zonele granițelor dintre grăunții de austenită și ulterior zonele feritice dispuse în șiruri în masa metalului de bază. S-a remarcat că aceste transformări sînt intensificate în zona de influență termică, în apropierea liniei de fuziune, datorită influenței ciclurilor termice succesive din timpul procesului de sudare.

În figura 5.3, se prezintă micrografia zonei de tranziție MA-MB, în cazul unei probe rupte la fluaj în ZIT, după 4900 ore, cu sarcină 150 N/mm^2 , provenită dintr-o îmbinare sudată EM din oțelul 10 TiNiCr 180.

De asemenea, figura 5.4, prezintă micrografia zonei de tranziție MA-MB, în cazul unei probe rupte la fluaj, în ZIT, după 5600 ore, cu sarcină 150 N/mm^2 , dintr-o îmbinare sudată EM din oțel 10 TiMoNiCr 175.

Se remarcă în ambele cazuri, după încercarea de fluaj, în comparație cu starea materialului după sudare, o intensificare a separării precipitatelor de carburi la limitele de grăunți, precum și tendința formării la limitele zonelor feritice a precipitatelor de carburi. Pe măsura depărtării de linia de fuziune, separarea precipitatelor de carburi și tendința de descompunere a zonelor feritice scad în intensitate. În figura 5.5, se evidențiază imaginea microscopică a zonei de influență termică la 5 mm față de linia de fuziune, în îmbinarea sudată electric manual din oțel 10 TiMoNiCr 175 prezentată în figura 5.4.

O imagine mai clară asupra transformărilor structurale survenite după fluaj se poate observa în figurile 5.6 și 5.7, care prezintă micrografiile realizate la microscopul electronic (pe probe $\varnothing 3 \text{ mm} \times 0,2 \text{ mm}$, pregătite electrolitic în acid percloric 20%), la mărire, $\times 8000$, în zonele de influență termică din apropierea liniei de fuziune, corespunzătoare probelor sudate electric manual din oțel 10 TiNiCr 180 (figura 5.6) și 10 TiMoNiCr 175 (figura 5.7).

În figurile prezentate se poate observa intensificarea gradului de precipitare la marginea grăunților austenitici precum și formarea unui constituent nou cu aspect eutectoidic (fig. 5.5,b, fig. 5.6 și fig. 5.7), format din carburi, austenită și (sau) fază sigma.

În zonele unde se constată lipsa feritei, transformările structurale prezintă doar precipitări de carburi la limitele grăunților austenitici.

5.3.2. Examinări microchimice

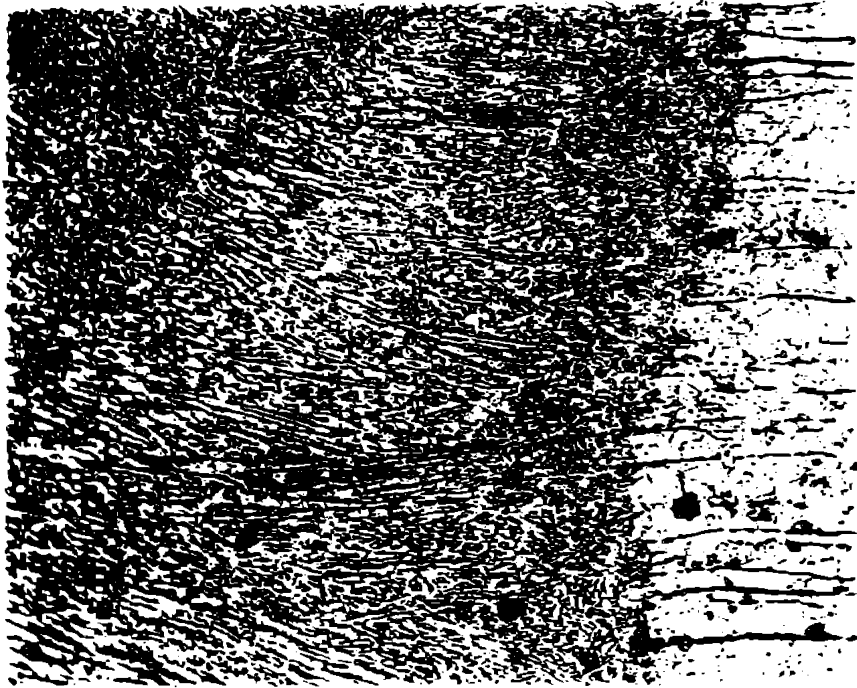
Pentru identificarea naturii precipitatelor formate în zonele feritice, s-au efectuat pe mai multe probe (trei eșantioane din fiecare îmbinare sudată) analize microchimice, examinându-se zonele de influență termică și cusătura sudată.

Datele rezultate, referitoare la variația conținutului procentual al elementelor de aliere, crom, nichel, titan și molibden, în perimetrul zonelor feritice cu precipitări de carburi, au scos în evidență existența carburilor de titan (TiC), carburilor de molibden (Mo_2C) și în mai puține cazuri a carburilor de crom ($Cr_{23}C_6$), evidențiate și prin atac cu acid picric + acid clorhidric.

În figura 5.8,a, este prezentat un aspect tipic al modificărilor structurale la fluaaj, în care se evidențiază precipitatele de carburi în zona de influență termică, la limita fazelor feritice. Imaginea amintită scoate în evidență detaliul analizat microchimic la microsonda electronică, reprezentând zona de influență termică în vecinătatea liniei de fuziune, la o îmbinare sudată EM din tablă de oțel 10 TiMoNiCr 175, supusă la fluaaj pînă la rupere (5600 ore cu sarcina $150 N/mm^2$).

Analizînd microchimic precipitatele identificate în detaliul amintit, se confirmă natura acestora ca fiind constituită din carburi de titan (TiC), carburi de molibden (Mo_2C) și carburi de crom ($Cr_{23}C_6$), formate separat, cu diametrul mediu sub $10 \mu m$, sau sub formă de conglomerate cu mărimea diametrului mediu pînă la $25 \mu m$. În figura 5.8, b, c și d, se prezintă astfel imaginile de compoziție pentru una din carburile analizate

din detaliul "a", formată la limita unei zone feritice alungite. Se remarcă din imaginile amintite, pentru zona carburii analizate, reducerea conținutului de crom (figura 5.8, b), creșterea conținutului de titan (figura 5.8, c) și creșterea conținutului de molibden (figura 5.8, d), fapt ce atestă natura precipitatului analizat ca fiind un conglomerat de carburi, format din carbură de titan (TiC) și carbură de molibden (Mo_2C). La toate probele din îmbinările sudate, analizate, din oțel 10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175, carburile identificate au fost formate din carburi de titan, carburi de molibden (în cazul oțelului 10 TiMoNiCr 175) și carburi de crom de forma $Cr_{23}C_6$, precipitate separat, cu diametrul mediu sub 10 μm , sau sub formă de conglomerate cu diametrul mediu pînă la 20-25 μm , semnalate în special în cazul oțelului 10 TiMoCrNi 175, locul preferențial de precipitare fiind plajele feritice (zonele feritice situate la limitele grăunților de austenită și zonele feritice aciculare sau în șiruri, din agregatul metalic). În perimetrul unor zone feritice s-a confirmat prezența constituentului cu aspect eutectoidic (p. 5.3.1), format din austenită, carburi și (sau) precipitate de fază sigma, fin dispersate în masa acestuia, relevate prin atac electrolic cu acetat de plumb. Formarea constituentului de tip eutectoidic a fost semnalată în special în zona de influență termică a îmbinărilor sudate și mai frecvent la oțelul 10 TiMoCrNi 175, la care procentul de ferită este mai ridicat față de oțelul 10 TiNiCr 180, ajungînd pînă la 8% în zona de influență termică (v. tabelul 4.1). Rezultatele cercetării evidențiază că intensitatea de formare și separare a precipitatelor de carburi, fază sigma și (sau) a constituentului eutectoidic, la probele din îmbinările sudate rupte la fluaj, este în raport direct cu durata de menținere și tensiunea de solicitare pentru un oțel și o temperatură dată. Conținutul procentual de ferită din materialul de bază și cusătură influențează în raport direct stabilitatea structurală și caracteristicile de rupere la fluaj. Rezultatele cele mai bune pentru caracteristicile de fluaj (fig. 5.1 și tab. 4.2, 4.5) s-au obținut la probele cu conținutul feritic sub 3%. Se recomandă ca urmare pentru cazul utilizării la cald, în condițiile fluajului, a îmbinărilor sudate, limitarea procentului de ferită în îmbinările sudate, la valori de pînă la 3% /36/.



x100

Atac electrolitic - acid oxalic 10%

Fig. 5.3. Imaginea microscopică a zonei de tranziție MA-MB, cu evidențierea zonei de influență termică la o probă sudată EM din oțel 10 TiNiCr 18e supusă la fluj (4900 ore cu sarcină 150 N/mm²)



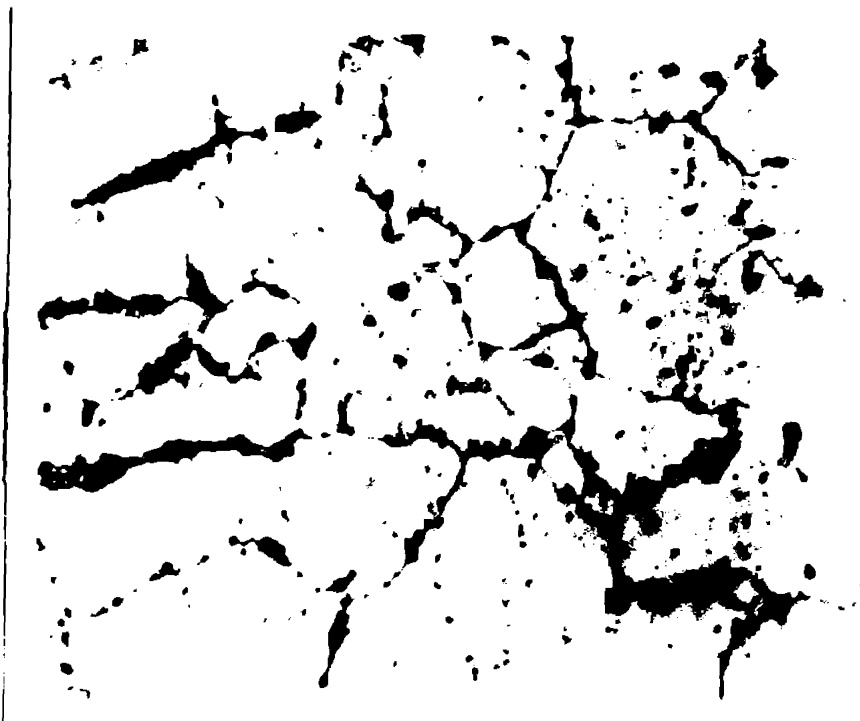
x100

Atac electrolitic - acid oxalic 10%

Fig. 5.4. Imaginea microscopică a zonei de tranziție MA-MB, cu evidențierea zonei de influență termică la o probă sudată EM din oțel 10 TiMoNiCr 175 supusă la fluj (5600 ore cu sarcină 150 N/mm²)



a) x100.
Atac electrolitic - acid oxalic 10%

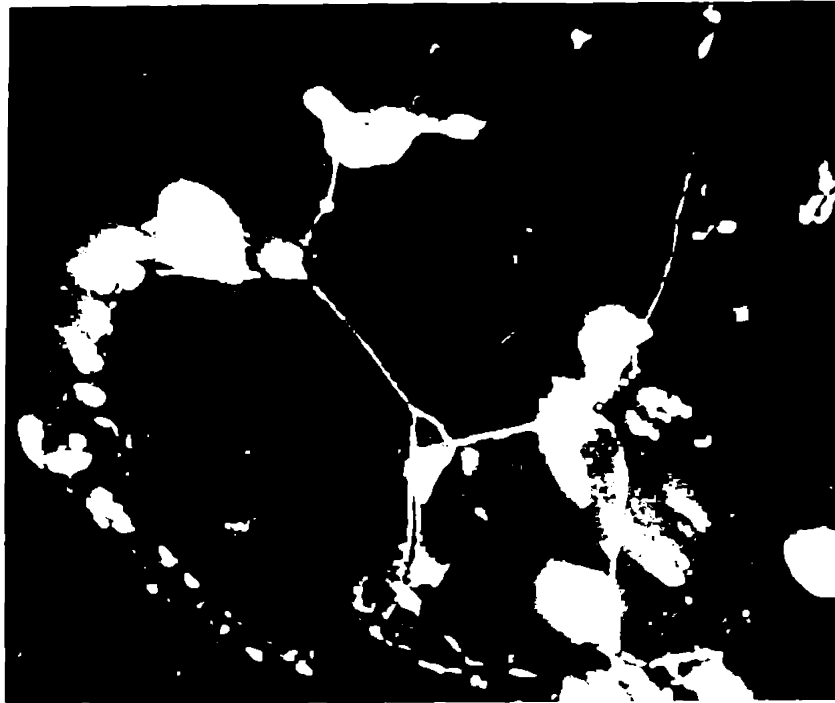


b) x800
Atac electrolitic - acid oxalic 10%

Fig. 5.5. Imaginea microscopică a zonei de influență termică la o probă sudată electric manual cu electrozi înveliți din oțel 10 TiMoNiCr 175 supusă la flueaj

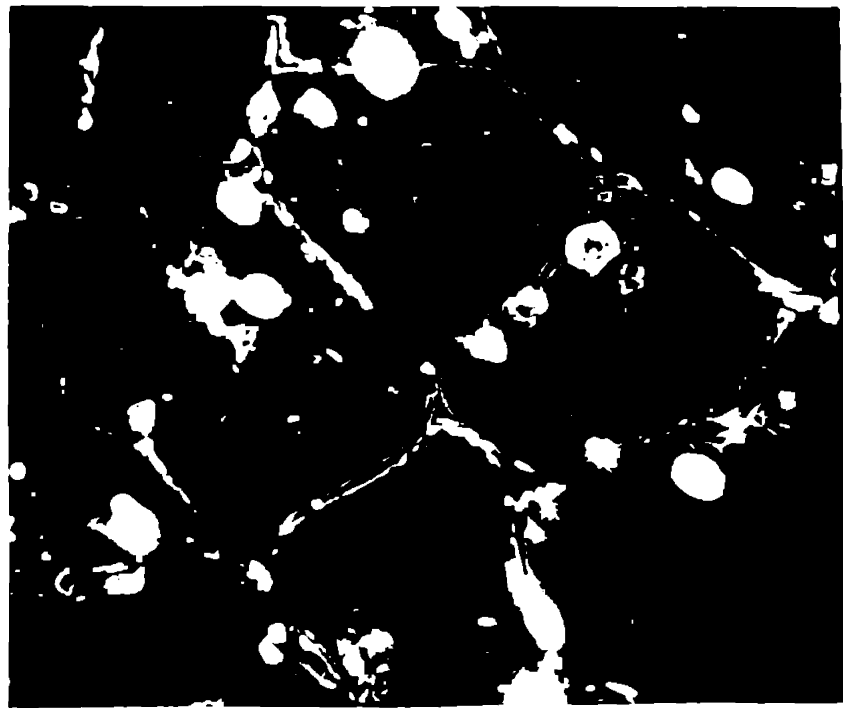
- a) Imagine microscopică, x100 ;
- b) Imagine microscopică, x800.

./.



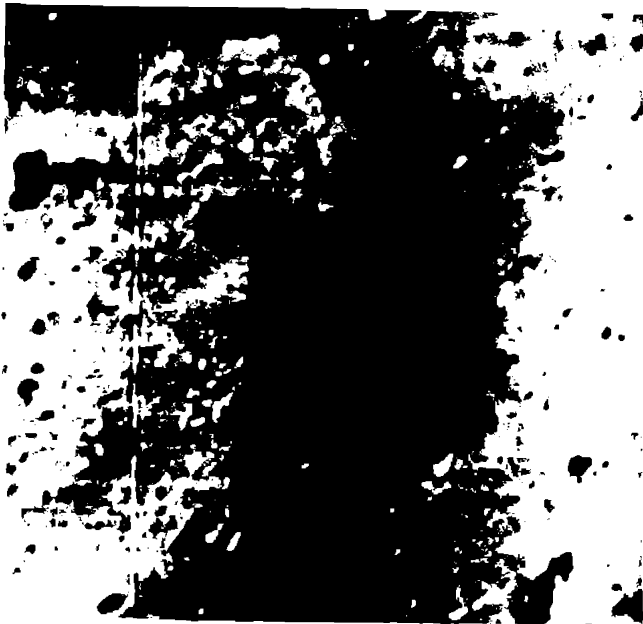
x8000

Fig. 5.6. Imagine din ZIT, la microscopul electronic, pentru o probă sudată EM din oțel 1o TiNiCr 180 ruptă la fluaj după 4900 ore cu sarcină 150 N/mm^2



x8000

Fig. 5.7. Imagine din ZIT, la microscopul electronic, pentru o probă sudată EM din oțel 1o TiMoNiCr 175 ruptă la fluaj după 5600 ore cu sarcină 150 N/mm^2



a) Imaginea unui detaliu din ZIT, în vecinătatea liniei de fuziune la o îmbinare sudată supusă la fluaj



b) Imaginea variației de compoziție a cromului în detaliul "a" (austenită, ferită și precipitate de carburi la limita zonelor feritice)



c) Imaginea variației de compoziție a titanului în detaliul "a"



d) Imaginea variației de compoziție a molibdenului în detaliul "a"

Fig.5.8. Imaginea de compoziție, la microsonda electronică, într-un detaliu din zona de influență termică, în vecinătatea liniei de fuziune, la o îmbinare sudată EM din tablă de oțel 10 TiMoNi Cr 175, supusă la fluaj (5600 ore cu sarcina 150 N/mm^2)

- a) Imaginea detaliului analizat ;
- b) Variația liniară a compoziției cromului ;
- c) Variația liniară a compoziției titanului ;
- d) Variația liniară a compoziției molibdenului.

Capitolul 6

CONSIDERATII FINALE

Obiectivul acestei lucrări a fost de a pregăti datele necesare programului de utilizare industrială a produselor plate (table cu grosimea 6 la 50 mm) asimilate în țară din oțelurile austenitice indigene, le TiNiCr 180 și le TiMoNiCr 175.

Lucrarea înscriindu-se în contextul eforturilor de asimilare a unor noi produse metalurgice plate din oțeluri înalt aliate indigene a contribuit la reducerea importului de table groase din oțeluri inoxidabile austenitice, pentru care se făcea necesar un efort valutar estimat la cca. 2.000.000 lei valută anual.

Pentru determinarea datelor privind modificările structurale la sudare, cercetările au cuprins studiul detaliat al transformărilor structurale pe epruvete simulate cu cicluri termice singulare și suprapuse, specifice procesului de sudare și pe epruvete preluate din îmbinările sudate experimental (la IMGB și ICEM București) în mai multe variante, folosind procedeele de sudare cele mai frecvent utilizate în practica industrială. Cercetarea transformărilor structurale în îmbinările sudate s-a făcut utilizând microscopia optică, microscopia electronică și analizele röntgenografice și microchimice (la microsonda electronică). În baza rezultatelor determinate, privind evoluția transformărilor structurale la sudare, s-au verificat regimurile de sudare în corelație cu proprietățile îmbinărilor sudate. Rezultatele cercetărilor au confirmat datele existente în literatura de specialitate cu privire la tendința de formare a precipitatelor de carburi și a fazei intermetalice sigma [$\sigma = (\text{FeCr})$] la sudare, aducând completări privind mărimea, distribuția și natura fazelor separate în cazul oțelurilor studiate.

În ceea ce privește fenomenul fisurării la cald, la sudare, lucrarea aduce completări noțiunilor existente, determinând

procentul minim al conținutului feritic necesar pentru evitarea fisurării în cazul ambelor mărci de oțel.

Studiul transformărilor structurale la fluaj, efectuat pe epruvete prelevate din îmbinările sudate, supuse încercării de fluaj (prima dată în țară pentru îmbinări sudate din oțel inoxidabil austenitic), a condus la determinarea unor date importante cu privire la evoluția structurii în ZIT în corelație cu rezistența de rupere în cazul solicitării de lungă durată, sub sarcină, la temperaturi ridicate.

Pe întreg parcursul cercetărilor s-a acordat o atenție deosebită rezolvării problemelor cu caracter aplicativ, prezentându-se cadrul tehnologic adecvat pentru utilizarea cu eficiență maximă și siguranță deplină în exploatarea industrială a produselor plate asimilate.

6.1. Sinteza contribuțiilor lucrării

6.1.1. Modificările structurale ale oțelurilor inoxidabile austenitice indigene (10 TiNiCr 180 și 10 TiMoNiCr 175) sub formă de produse plate (table de 12 mm și 24 mm), la sudare, constau în precipitarea de carburi (TiC , Mo_2C , $Cr_{23}C_6$ și Cr_7C_3), formarea fazei sigma, separări de formațiuni eutectice (în cusătură) și eutectoide (în cazul fluajului), creșterea granulației austenitice și creșterea conținutului feritic în ZIT (subzona de supraîncălzire a îmbinării).

6.1.2. Pentru produsele plate sudate s-a evidențiat corelația dintre gradul modificărilor structurale, pe procedee de sudare și proprietățile de utilizare. În cazul procedeeului de sudare SAF (cu energie liniară 15,6 KJ/cm), notat ca cel mai defavorabil, s-au evidențiat în ZIT carburile de titan (TiC) cu diametrul mediu de 6-8 μm , carburile de crom de forma $Cr_{23}C_6$ și Cr_7C_3 cu diametrul mediu sub 10 μm , carburile de molibden (Mo_2C) cu diametrul mediu sub 8 μm , numai în cazul oțelului 10 TiMoNiCr-175 și tot în cazul acestui oțel carburi complexe cu diametrul mediu pînă la 20 μm . Faza sigma [$\sigma = (Fe, Mo) Cr$] a fost pusă în evidență numai în cazul regimurilor "dure" de sudare (fig. 4.14), la energii liniare de sudare ce au depășit 20 KJ/cm.

Creșterea conținutului feritic în ZIT (tabelul 4.2) a avut valori diferite în cadrul procedeelelor de sudare, funcție de grosimea tablei, limitele variind între 10 și 20%. Creșterea granulației austenitice în ZIT a fost pusă în evidență în subzona de supraîncălzire a ZIT (fig. 4.3), valorile acestea limitându-se la 5% pentru cazurile cele mai nefavorabile.

Caracteristicile mecanice obținute pentru îmbinările sudate SAF (automat sub strat de flux) - procedeul cel mai defavorabil (tabelele 4.8 și 4.9) au fost :

$$R_m = 595 \frac{N}{mm^2} ;$$

$$KCV_{(0^{\circ}C)} = 79 \frac{J}{cm^2} ;$$

$$KCV_{(-196^{\circ}C)} = 29 \frac{J}{cm^2} .$$

6.1.3. Fisurarea la cald, ca fenomen specific pentru oțelurile studiate, în zona de influență termică (ZIT) și în cusătură (MA), s-a evidențiat că se datorește separărilor eutectice cu punct scăzut de fuziune, localizate la marginea grăunților austenitici și respectiv în spațiile interdendritice (fig. 4.15). În masa acestora s-a pus în evidență prezența P, S, Nb, C, N, Fe și Si (fig. 4.16 și tab. 4.5), determinându-se dependența directă a factorului de fisurare de conținutul feritic (tabelul 4.5 și figura 4.17). Caracterizarea susceptibilității la "fisurarea la cald" în corelație cu conținutul procentual de ferită delta, a permis stabilirea criteriilor de evitare a fenomenului la sudare. S-a determinat astfel, ca necesar, un conținut procentual de ferită delta superior valorii de 1,4%, pentru oțelul 10 TiNiCr 180 și superior valorii de 1,8% pentru oțelul 10 TiMoNiCr 175 (fig. 4.17).

./.

6.1.4. Examinarea modificărilor structurale la fluaaj a îmbinărilor sudate, a scos în evidență evoluția acestora în corelație cu evoluția caracteristicilor de rezistență la fluaaj, la 600°C (fig. 5.2 și fig. 5.3 la 5.8).

Modificările structurale în zona de influență termică (ZIT) au arătat pe lângă intensificarea fenomenului de precipitare a carburilor, separarea unui constituent nou cu aspect eutectoidic, compus din austenită, carburi și precipitate de fază sigma, fin dispersate, în raport cantitativ direct cu conținutul feritic. La valori ale acestuia de peste 3%, influența negativă este intensificată. A rezultat astfel pentru cazul utilizării îmbinărilor sudate la solicitări de lungă durată, în condiții de temperatură și sarcini ridicate, recomandarea limitării conținutului feritic în ZIT și în cusătură la valori de până la 3% (paragraf 5.3.2).

6.2. Probleme de viitor

Autorul consideră necesar ca pe viitor cercetările în domeniul modificărilor structurale la îmbinările sudate din oțelurile inoxidabile austenitice indigene să se contureze pe următoarele probleme :

6.2.1. Continuarea cercetărilor pentru table cu grosimea de 60 la 100 mm, dată fiind perspectiva utilizării acestora în cadrul realizării reactorilor CANDU și VVER pentru centralele nucleare.

6.2.2. Continuarea cercetărilor privind completarea informațiilor existente despre modificările structurale survenite îmbinărilor sudate la fluaaj, avându-se în vedere durate de solicitare de peste $6 \cdot 10^3$, la temperatura de 600°C , cu tensiuni de 1,5 la 15 dN/mm^2 , date fiind frecvențele accidente semnalate în exploatare pentru aceste condiții.

6.2.3. Inițierea unui program de cercetări pentru elaborarea în întregime, în țară, a materialelor de adaos pentru sudare (inclusiv a sârmei tubulare) care să asigure în cusătură un conținut feritic între limitele 2-3% și o compoziție chimică apropiată de a materialului de bază.

FISA TEHNOLOGICA Nr. 1

Tipul îmbinării:
cap la cap

Procedeele de sudare E.M. (electric manual)

Metalul de bază

- Oțel inoxidabil austenitic :

10 TiNiCr 180
10 TiMoNiCr 175

- electrozi :

E 19.9 Nb
E 19.12.3 Nb
(după norma DIN 8556)

Poziția de sudare :

orizontală

Forma rostului:
"V"

STAS 6662-74

OBSERVAȚII :

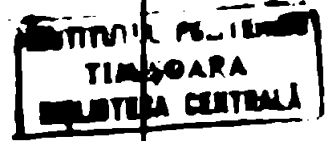
- Ordinea de depunere a răndurilor conform fig. 4.2

- Electrozii se calcinează 2 h la 250°C ;

- Temperatura maximă admisă între straturile 1000°C ;

- Polaritate directă.

Grosimea tablei (conf. STAS 6662-74)	Dimensiunile rostului (mm)	ros-Grade	mm	c	mm	(Ø)	Metal de adeas	Rînd nr.	Curent de sudare (Is) (A)	Tensiunea arcului (Ua) (V)	Viteza de sudare (VS) (cm/min)	Energia liniară maximă (EL) (J/cm)	Procedee de sudare
(b)	b	c	mm	mm	mm	(Ø)	mm	-	A	V	cm/min	J/cm	-
12	1-1,5	1,5-1,8	60	2,0	1.	2,0	17-18	55-60	17-18	15-20	0,44x10 ⁴	EM	
				2,0	2	2,0	17-18	55-60	17-18	15-20	0,44x10 ⁴	EM	
				3,25	3	3,25	20-21	90-95	20-21	20-25	0,57x10 ⁴	EM	
				3,25	4	3,25	20-21	90-95	20-21	20-25	0,57x10 ⁴	EM	
				3,25	5	3,25	20-21	90-95	20-21	20-25	0,57x10 ⁴	EM	
				3,25	6	3,25	20-21	90-95	20-21	20-25	0,57x10 ⁴	EM	
				3,25	7	3,25	21-22	95-100	21-22	20-25	0,60x10 ⁴	EM	



./.

ANEXA 2

FISA TEHNOLOGICA Nr. 2

Tipul îmbinării: icip la cap
 Poziția de sudare: orizontala
 Forma rostului: V
 STAS 6662-74
 STAS 8958-80

Metalele de adeos:
 Baghete: SGX5CrNiNb19.9
 Electrozi: 19.9.Nb B 20
 (după norma DIN 8556)

Metalele de beză:
 - Oțel inoxidabil austenitic 10 TiNiCr 180
 - Tablă de 12 mm grosime

Procedeele de sudare:
 - WIG (la rădăcină)
 - EM (pentru completare)

Grosimea: b c α
 Dimensiunile rostului: α
 Metal de adeos: Metal Rînd nr. Curent de sudare: Tensiunea de sudare: Viteza de sudare: Debit de gaz: Energia liniară: Procedeul de sudare: WIG sau MA
 (Is) (Us) (Vs) (Q) (EL)

OBSERVAȚII

- Electrozii se calcinează 2 h la 250°C
 - Temperatura maximă admisă între straturi: 100°C
 - Polaritate directă

mm	mm	mm	grade	mm	A	V	cm/min	l/mm	J/cm	WIG ou MA
12	1,0-1,5	1,5-1,8	60	Baghete ϕ 2,4	70-80	14-15	13	2,5-3,0	0,55x10 ⁴	WIG ou MA
				ϕ 2,4	70-80	14-15	13	2,5-3,0	0,55x10 ⁴	WIG ou MA
				3,25	90-95	20-21	20-25	-	0,57x10 ⁴	EM
				3,25	90-95	20-21	20-25	-	0,57x10 ⁴	EM
				3,25	90-95	20-21	20-25	-	0,57x10 ⁴	EM
				3,25	90-95	20-21	20-25	-	0,57x10 ⁴	EM
				3,25	90-95	20-21	20-25	-	0,57x10 ⁴	EM
				3,25	95-100	21-22	20-25	-	0,6x10 ⁴	EM

FISA TEHNOLOGICA Nr. 4

Tipul îmbinării:

cap la cap
 Pozitia de sudare:
 orizontala
 Forma rostului :
 "X"
 STAS 6726-75

Metal de adeas :
 - Sirmă X5CrNiNb 19.9/Flux AN 22
 - Sirmă X5CrNiMoNb 19.12/Flux
 LW 380
 (Sirmă de sudare după norma
 DIN 8556)

Procedeu :
 - SAF
 (sudare auto-
 metă sub
 flux)
 Metal de bază :
 - Oțel inoxidabil austenitic :
 10 TiNiCr 180
 10 TiMoNiCr 175
 - Tablă de 24 mm grosime

Grosi-
 me
 tablă
 STAS 6726-75)
 b c α

Diame-
 trul
 sîr-
 mei
 (Ø)

Rînd
 nr.
 (Ia)

Curent
 de su-
 dare
 (Ia)

Tensiu-
 ne arc
 (Ua)

Vite-
 za
 de
 suda-
 re
 (Vs)

Energie
 liberă
 max.
 (E.L.)

Proce-
 deu
 de
 suda-
 re

mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	cm/min	J/cm	
23	0,5-1	2,5-3	35x2	2,5	2,5	2,5	2,5	2,5	-
				1 ^{x)}	240-250	25-26	30	1,30x10 ⁴	SAF
				2	240-250	25-26	30	1,30x10 ⁴	SAF
				3	240-250	25-26	25	1,56x10 ⁴	SAF
				4	240-250	25-26	25	1,56x10 ⁴	SAF
			
			
			
				16	240-250	25-26	25	1,56x10 ⁴	SAF

OBSERVATII :
 - Ordinea de depu-
 nere a rînduri-
 lor conform
 fig. 4.5 ;
 - Fluxul se usucă
 înainte de su-
 dare la 200°C ;
 - Temperatura în-
 tre straturi,
 maximă admisă :
 100°C

x) Se sudează primele două rînduri pe pernă de flux (rîndul 1 și 2), după care se sudează
 partea opusă în 8 rînduri cu viteză de sudare mai redusă. Se completează apoi sudarea
 părții inițiale cu 6 rînduri de sudură, realizîndu-se în total 16 rînduri (figura 4.5)

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

- /1/ C. BAIN, T.N. ABORN - Trans.Amer.Soc-Steel Treat. **XXI** (1953)
- /2/ P. BASTIEN, E. DEDIEU - C.R. Acad. Sciences, 231. Metaux et Corrosion, nr. 11/1951
- /3/ A. BATHILY - Contribution à l'étude structurale des aciers austeno-feritiques, Thèse 3-a cycle, Université Paris, no. 6/1974
- /4/ D.W. BECKER, C.M. ADAMS - Investigation of Pulsed GTA Welding Parametere. Welding Journal, 1978 mai
- /5/ J. BJÖRKROTH - The influence of the carbon content on the weldability of austenitic stainless steels, Avesta stainless bulletin, nr. 4/1980
- /6/ T. BONISZEWSKI - Austenitic stainless steels welding must take account of service conditions. Metal and materials, nr. 12/1978
- /7/ J.C. BORLAND, N.N. YOUNGER - Formarea fisurilor în oțelurile austenitice Cr-Ni sudate. Partea I-a, Riviet a italiana della saldatura, nr. 6/1964
- /8/ F. BRAUMANN H. KRACHTER - Archiv Eisenh., 1954, p. 479
- /9/ A.W. BREWER, R.L. MOMENT - Techniques and standards for measuring ferrite in austenitic stainless steel welds. WELDING J. SUPPLEMENT RES., nr. 6/1976
- /10/ R. CASTRO - Metallurgie du soudage des aciers inoxydables et résistent à chaud. Ed. Dunod (Paris) 1968

- /11/ J.N. CALVET, ș.a. - Métaux - Corrosion - industrie, nr. 617, ianuarie 1977, p. 12-32
- /12/ COLOMBIER, HOCHMANN - Aciers inoxydables et aciers réfractaires, Paris, Ed. Dunod, 1965
- /13/ J.L. CROLET - Methods for studying the corrosion rezistance of stainless steels, Rev. de Metall. nr. 1/1978
- /14/ J. DEDIEU A. SULMONT, T. LEGRAND - Revue de métallurgie, 1965, nr. 5
- /15/ A. DESESTRET, F. GAUTHEY - Contribution to the study of the stress corrosion of 18.10 type austenitic stainless steels in boiling solutions of CaCl_2 , MgCl_2 and LiCl .
LES MEMOIRES SCIENTIFIQUES DE LA REVUE DE METALLURGIE
6/1977
- /16/ K. DETERT, W. BERTRAM - Werkstoffe und Korrosion, nr. 6/1980
- /17/ R.E. DOLBY, J.C. FARRAR și alții - Paper 22. Quality Control and NDT Conference 1974 Welding Institute London
- /18/ J.R. DONATI, P. SPITERI, LACHARIE - Etude de la fissuration des zones affectées par le soudage d'aciers austenitiques du type 18-10, stabilisés au titan
Mem. Sc. Rev. Mét. nr. 12/1973
- /19/ D. DUBOIS, J. POIRIES - Dimensional stability of welded structure in 18/18 type stainless steel. D. Dubois, J. Poirier, P. Rabbe, F. Leroy. LA REVUE DE METALLURGIE, no. 12/1976, 75, n.13, p. 807-816
- /20/ E.J. DULIS, C.V. SMITH - Symposium on Sigma Phase A.S.T.M., 1950
- /21/ L. EGNELL - Welding trials on a titanium - bearing austenitic steel. Welding Institute Conference, New Castle (februarie 1970)

- /22/ J. FRIDBERG, M. HILLERT - Acta metallurgica, vol. 25, 1977 (p. 86)
- /23/ V.H. GERKACH et E. SCHMIDTMANN - Influence du carbone, de l'azote et du bore sur le comportement à la précipitation d'un acier austénitique à 16% Cr, 2% Mo, 16% Ni. Archiv für das Eisenhüt - Tenwesen, nr. 39/1968
- /24/ A. GELPI, G. FRADE - Relation entre la microstructure électronique d'un acier du tip 316 Nb, et sa vitesse de fluage à 700°C. Les Mem. Sci. nr. 11-1969
- /25/ T.G. GOOCH D. SILINGHAM - Weld decay in austenitic stainless steels. The Welding Institute, Report, 1975, Cambridge
- /26/ G.J. GUARNIERI, J. MILLER - Trans. Amer. Soc. Metals, 42, 1950, 1981
- /27/ P. GUIRALDENQ - Action alphagene et gamagene des principaux éléments d'additions dans les aciers inoxydables NiCr dérivés du type 18-10, Mem. Sci. Rev. Met., nr. 64/1967
- /28/ B.O. HALL, S.H. ALGIE - Metallurgical Reviews, nr. 11/1966
- /29/ M. HANSEN - Constitutions of binary alloys, London 1958
- /30/ E.I. HALL, S.H. ALGIE - Met. REVIEWS, 11/1966 (64)
- /31/ P. HAMILTON - Materiali d'apporto per la soldatura degli acciai inossidabili austenitici. Convegno di soldature. Genova - ottobre 1970
- /32/ P. HILIBERT, DUN CUMB - Métaux Corrosion Industrie, nr. 5/ 1964
- /33/ GH. IVANOFF N. - Stadiul actual al cercetărilor asupra transformărilor structurale ce au loc la sudarea oțelurilor

inoxidabile austenitice.

Referat I.P. Timișoara, iunie 1978

- /34/ GH. IVANOFF N. - Caracterizarea oțelurilor inoxidabile austenitice românești și comportarea acestora sub influența ciclurilor termice de sudare - Comunicare sesiune ICM 10-12 septembrie 1980
- /35/ GH. IVANOFF N. - Aspecte privind comportarea la cald și după sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice asimilate în țară.
Revista Metalurgia nr. 11 - 1980
- /36/ GH. IVANOFF N., H. SELMERBANU - Comportarea oțelurilor inoxidabile austenitice românești în condiții de exploatare
Comunicare ISIM - Timișoara, 10-11 octombrie 1980
- /37/ GH. IVANOFF N. - Morfologia separării fazelor la sudarea oțelurilor austenitice inoxidabile asimilate în țară.
Referat I.P. Timișoara, 1979
- /38/ GH. IVANOFF N. - Aspecte privind sudarea oțelurilor inoxidabile austenitice indigene. Fisurarea la cald.
Comunicare - Sesiunea R N R, Orșova 1981
- /39/ R. KILLING, P. SOLIGEN - Tendința de fisurare la cald a materialului de adaos austenitic. ESAB Revue nr. 4/1962
- /40/ A. KRISCH, A. NAUMANN - Archiv für das Eisens hüttenwesen, nr. 1/1970
- /41/ R. LAGNE BORG - Metal Science Journal, nr. 3/1969
- /42/ A. LECLOU, ș.a. - Soudabilité des aciers austeniques. Détermination de la tendance à divers types de fissuration. In : Métaux - Corrosion - Industrie, nr. 590, octombrie, 1974

- /43/ P. LOVBAND, ș.a. - Strain hardening of austenitic steels
Jernkontoret. Annales vol. 155, 1974
- /44/ M.T. LEGER - La phase sigma dans les aciers refractaires.
Metaux Corrosion Industrie, nr. 5/1954 (și 1969)
- /45/ A. LENA - Metal Progres, 66/1954
- /46/ V. LEROY et al. - Etude du fluage secondaire a haute tempé-
rature des solutions solides Co-Ni-Cr-Met. Reviews, 10/1968
(70)
- /47/ J.O. LIPPOLD, W.F. SAVAGE - Solidification of Austenitic
Stainless Steel Weldments. Welding journal, nr. 58/1979
- /48/ W.T. DE LONG - Metal Progres, nr. 56/1949
- /49/ LORENZ, H. FABRITIUS, E. KRAME - Werkstoff probleme beim
Herstellen, und Verwenden Bauteile aus austenitischen
Cr-Ni. Stählen - Schweißen und Schneiden, nr. 20/1968
- /50/ MAMORU HISHIDA - Critical Cooling Rate of 18 Cr-8 Ni Stain-
less Steel for Sensitization and Subsequent intergranular
stress corrosion.
CORROSION - NACE, nr. 10/1978
- /51/ V. MICLOSI, I. LUPESCU - Sadarea prin topire a oțelurilor
aliate. Ed. tehnică, București, 1970
- /52/ C. MORIZOT, A. VIGNES - Etude du diagramme nickel, cobalt,
chrome, en de la prédiction de l'apparition de la phase
sigma dans les alliages superréfractaires. Les Mem.scient.
de la revue de mét. nr. 12/1973
- /53/ D.G. MORRIS, D.R. HARRIES - Massive particle formation in
a type 316 stainless steel during creep. Metal Science,
7/1977

- /54/ L. MORSING, GIUSEPP SILVA - The microstructure of austenitic stainless steels. Avesta stainless bulletin, nr. 4/1978
- /55/ M.C. MURPHY, G.D. BRENCH - Journal of the iron and steel institute, nr. 7/1971
- /56/ W. NICODEMI, R. ROBERTI - Corrosion attacks on AISI 321 steel piping. Avesta stainless bulletin, nr. 4/1978
- /57/ L.A. NORSTROM - The influence of nitrogen and grain size on yield strength in type AISI 316 L austenitic stainless steel. METAL SCIENCE Nr. 6/1977
- /58/ OHMAE, TAKASHI - Welding of niobium stabilized austenitic stainless steels with a new welding material. TECHN. REV. MITSUBISHI HEAVY IND., 1975, 12
- /59/ I.I. PEPE, W.F. SAVAGE - Effects of constitutional liquation in 18 Ni Maraging steel weldments. Welding journal, septembre 1967
- /60/ K. PIEHL - Stahl und Eisen, nr. 3/1975
- /61/ L. PEYCE, K.W. ANDREWIS - J.I.S.I., 1960, pag. 415-418
- /62/ R. ROBERTI, G. SILVA - Sigma phase detection by metallographic etching. Avesta stainless bulletin, nr. 3/1980
- /63/ R. ROBERTI, G. SILVA - The microstructure of duplex austenitic - ferritic stainless steels. Avesta stainless bulletin, nr. 3/1979
- /64/ T. ROWLEY, M.C. COLEMAN - Collaborative programme on the correlation of test data for the design of welded steam pipes - A working Party report - CBGB, November, 1973/M/ N. 710

- /65/ T. SALAGEAN - Fenomene fizice și metalurgice la sudarea oțelurilor cu arcu electric. Ed. Academiei R.S.R., București, 1963
- /66/ W.F. SAVAGE, C. LUNDIN - The Varestraint test. Welding Journal, Octombrie/1965
- /67/ W.F. SAVAGE, L. LUNDIN - Application of the Varestraint technique to the study of Weldability. Welding Journal, nr. 11/1966
- /68/ D. Seferian - Metallurgie de la soudure, Dunod (Paris), 1959
- /69/ R.S. STOUT, W.O. DOTY - Weldability of steels. Welding Research Council, New York, 1973
- /70/ H. SCHUMANN - Metalurgie fizică, București, Ed. tehnică, 1962
- /71/ A.L. SCHAEFFLER - Metal Progres, nr. 56/1949
- /72/ E. SCHURMANN, J. BRAUCKMANN - Investigation of the melting equilibria in the iron corner of the ternary sistem iron-chromium - nikel. Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 1/1977
- /73/ T. TAKALO - Influence of ferrite content on its morphology in some austenitic weld metals. METALLURGICAL TRANSACTION, 1e/1976
- /74/ TROITOT P. DOR - Note anexe : Doudage et techniques connexes, nr. 5-6/1966
- /75/ M. TRUSCULESCU - Studiul metalelor. București, Ed. didactică și pedagogică, 1977

- /76/ M. TRUSCULESCU, A.M. TACHE, I. MITELRA, V. BUDAU - Studiul metalelor - Tehnici de laborator. Editura Facla, 1977
- /77/ M. TRUSCULESCU, A. IEREMIA - Oțeluri inoxidabile și refractare. Editura Facla, 1983
- /78/ F.C. WILSON - The morphology of grain and twinboundary carbides in austenitic steels J.I.S.U., vol.209, nr.2/1971
- /79/ x ^x x - Catalog SANDVIK. Schweisszusatzwerkstoffe, septembrie 1977
- /80/ x ^x x - Developpement et propriétés d'emploi d'aciers austenitiques au Cr-Ni-Mo-N, Mem. Sci. Rev. Met. nr. 11/1969
- /81/ x ^x x - Electrodes for manual - arc welding. Stainless steel - nr. 4/1977 (BOC MURREX - Tc 741)
- /82/ x ^x x - Etude de la soudabilité des tubes en acier AISI 321. Journal de la soudure, nr. 12/1966
- /83/ x ^x x - arc welding, Stainless steel, nr. 4/1977 (BOC MURREX - TC 740)
- /84/ x ^x x - Soudage des aciers inoxydables. Avesta stainless Bulletin, nr. 4/1978
- /85/ x ^x x - Welding of Austenitic Chromium - Nickel, Steel Piping and tubing AWS 1966