

Universitatea "Politehnica" Timișoara

ing. Mircea VODĂ

Studii și cercetări proprii
privind proiectarea și realizarea unui
**Model preexpert pentru
evaluarea tendinței de fisurare a
îmbinărilor sudate din oțel**

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA
"POLITEHNICA" TIMIȘOARA

Conducător științific:
Prof.dr.ing. Dragoș CIOCLOV

- 1997 -

CUPRINSUL TEZEI DE DOCTORAT

Introducere	1
Capitolul 1. Stadiul actual al studiilor și cercetărilor pe plan mondial în domeniile fenomenologiei și tendinței de fisurare a îmbinărilor sudate din oțel	2
1.1. Fisurarea la rece	4
1.1.1. Cauzele și mecanismul fisurării la rece	5
1.1.2. Factori de influență la fisurarea la rece	10
1.2. Fisurarea la cald	14
1.2.1. Cauzele apariției fisurării la cald	14
1.2.2. Modele fizice ale mecanismului fisurării la cald	14
1.2.3. Factori de influență la fisurarea la cald	18
1.3. Fisurarea la reîncălzire	23
1.3.1. Mecanismul fisurării la reîncălzire	23
1.3.2. Modele fizice ale mecanismului fisurării la reîncălzire	25
1.3.3. Factori de influență la fisurarea la reîncălzire	27
Capitolul 2. Metode, echipamente și probe pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor. Studii, cercetări, contribuții personale.	31
2.1. Testarea susceptibilității la fisurare la rece	31
2.1.1. Teste cu aplicarea unor sarcini exterioare	31
2.1.2. Teste de autoconstrângere	35
2.2. Testarea susceptibilității la fisurare la cald	42
2.2.1. Teste de evaluare în funcție de viteza critică de deformare	43
2.2.2. Teste de evaluare în funcție de deformația critică și lungimea fisurilor	46
2.3. Testarea susceptibilității la fisurare la reîncălzire	49
2.3.1. Încercări mecanice pentru evidențierea unor caracteristici de material	49
2.3.2. Încercări pe epruvete ce simulează condițiile reale de sudare	50
2.4. Adaptare în concepție proprie a mașinii de fisurare la cald SFC-ISIM, pentru încercări de fisurare la rece prin metoda implanturilor	56
2.5. Concluzii	57
Capitolul 3. Modelarea și simularea fisurării la sudare a oțelurilor	58
3.1. Modelare matematică în vederea evaluării fisurării la sudare a oțelurilor	59
3.1.1. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la rece	60
3.1.2. Relații proprii pentru calculul temperaturii de preîncălzire	69
3.1.3. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la cald	73
3.1.4. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la reîncălzire	73
3.1.5. Algoritmi de calcul pentru determinarea caracteristicilor mecanice și de rezistență în ZIT-ul oțelurilor sudate	75
3.2. Evidențierea parametrilor cu caracter aleator	76
3.3. Simularea de tip Monte-Carlo a modelelor de fisurare	79
3.4. Definierea în sens probabilistic a indicilor de fisurare	84
3.5. Concluzii	85

Capitolul 4. Sistem preexpert pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor	87
4.1. Sinteză în concepție proprie pentru informatizarea cunoștințelor existente privitor la previzionarea tendinței la fisurare a îmbinărilor sudate din oțel	87
4.2. Experimente și realizări în domeniul sistemelor expert	90
4.3. Suportul conceptual al sistemelor expert	91
4.4. Stabilirea bazelor conceptuale ale sistemelor expert	93
4.4.1. Elemente definitorii pentru sistemele cognitive	93
4.3.2. Elemente definitorii pentru sistemele rezolutive	94
4.5. Concepera sistemului preexpert propriu în vederea determinării tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor.....	96
4.5.1. Construcția unui mediu integrat propriu pentru aplicații matematice și reprezentări grafice în mediul de programare Turbo Pascal	96
4.5.2. Construcția sistemului preexpert propriu în vederea evaluării tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor	100
4.6. Concluzii	113
Capitolul 5. Studii și cercetări proprii în vederea determinării tendinței de fisurare a îmbinărilor sudate din oțel	114
5.1. Cercetări proprii în vederea testării susceptibilității la fisurare la rece pe oțelul A387 gr.11.....	114
5.1.1. Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale.....	114
5.1.2. Concluzii	128
5.2. Cercetări privind tehnologia cadru de sudare pentru un oțel tip T1	130
5.2.1. Experimentări și prelucrări proprii ale datelor experimentale.....	130
5.2.2. Concluzii	133
5.3. Analiză metalografică și încercări de duritate pe oțelul ASTM A 514 grad F	133
5.3.1. Experimentări și prelucrări proprii ale datelor experimentale.....	133
5.3.2. Concluzii	135
5.4. Cercetări proprii, pe oțeluri de granulație fină, în vederea stabilirii temperaturii optime de preîncălzire	135
5.4.1. Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale.....	135
5.4.2. Concluzii	139
5.5. Cercetări proprii în vederea testării susceptibilității la fisurare la cald a oțelurilor	140
5.4.1. Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale.....	140
5.4.2. Concluzii	143
5.6. Considerații generale și concluzii	143
Capitolul 6. Concluzii și contribuții originale	148
6.1. Concluzii	148
6.2. Contribuții originale	153
Bibliografie	155

LISTA ABREVIERILOR FOLOSITE ÎN TEXT

A_5	= alungirea în ZIT
B_s, B_f	= temperaturile de început, respectiv sfârșit de transformare bainitică
BF	= bază de fapte
BR	= bază de reguli
CC_{min}, CC_{max}	= limitele de variație ale compoziției chimice pentru metalul de bază
C_e	= carbonul echivalent pentru oțeluri slab aliate cu mangan
CEN	= carbonul echivalent după relația determinată de Yurioka
Cr_e	= cromul echivalent
Cr_e/Ni_e	= condiția de fisurare după Kujanpaa
E_L	= energia liniară la sudare
F	= fapte
FC	= fisurare la cald
FR	= fisurare la rece
FRI	= fisurare la reîncălzire
H	= nivel ridicat al hidrogenului
H_{adm}	= duritate admisibilă în ZIT
HCS	= sensibilitatea fisurării la cald (hot cracking sensitivity)
HD	= hidrogen difuzibil
HV	= duritatea maximă în ZIT
IF	= indice de fisurare
I.F.R.	= instalație de fisurarea la rece
IIS	= Institutul Internațional de Sudură
$J_{Ccritic}$	= factorul critic de intensitate al tensiunii
KV	= reziliență
L	= nivel scăzut al hidrogenului
L_M	= parametrul de fisurare la cald după Morishige
M	= nivel mediu al hidrogenului
M_s, M_f	= temperaturile de început, respectiv sfârșit de transformare martensitică
M_s	= vîroul de martensită
NH	= nivelul de hidrogen
Ni_e	= nichelul echivalent
P (condiție)	= probabilitate de apariție a unui fenomen
P_{cm}	= carbonul echivalent după relația determinată de Ito-Bessyo
P_s	= temperatura de început de transformare perlitică
P_{NB}	= parametrul de fisurare la rece pentru oțeluri C-Mn
P_{SRI}	= parametrul de fisurare la cald după Ito
P_{wg}, P_{wHS}	= parametri de fisurare la rece a oțelurilor slab aliate
PH	= hidrogen potențial
q_{pr}	= temperatura de preîncălzire după Ito-Bessyo
R	= reguli
R_{O_2}	= limita de curgere în ZIT
R_m	= rezistența la rupere în ZIT
S_0	= valoare minimă de începere
s^2	= abatere standard
S.F.C.	= stand de fisurare la cald
T	= parametrul de fisurare la cald după Horya, Takeda
T_0	= temperatura de preîncălzire după Uwer

T_{V1}, T_{V2}	= temperatura de preîncălzire după Duren
$t_{8/5}$	= durata de răcire de la 800 la 500 °C
$t_{100\text{ cr}}$	= durata de răcire până la 100 °C
t_c	= durata între momentul aplicării sarcinii și momentul ruperii
t_m	= durata critică pentru transformarea martensitică
t_b	= durata critică pentru transformarea bainitică
t_p	= durata critică pentru transformarea perlitică
UCS	= parametrul de fisurare la cald Bailey-Jones
δ	= grosimea componentelor
ε	= grad de deformare al probei
ΔG_L	= parametrul de fisurare la cald după Nakamura
ΔG_N	= parametrul de fisurare la cald după Naiki
σ_{crit}	= efortul critic pentru inițierea fisurării la rece
σ_{imp}	= tensiunea critică de implant
σ_{st}	= rezistența de durată
θ_{pr}	= temperatura de preîncălzire
$\theta_{\text{pr}\delta}$	= temperatura de preîncălzire după relațiile proprii
SEETFS	= sistem preexpert pentru evaluarea tendinței de fisurare
VL	= nivel foarte scăzut al hidrogenului
Z	= gătuirea în ZIT
ZIT	= zona influențată termic

INTRODUCERE

Problematika generală în care se încadrează prezenta teză este aceea a evaluării tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor.

Având ca bază stadiul actual al studiilor și cercetărilor pe plan mondial în domeniile fenomenologice și tendinței de fisurare a îmbinărilor sudate din oțel, această problemă este tratată din două puncte de vedere concrete:

1. Evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor în baza testelor de susceptibilitate, teste fundamentate pe criterii cantitative (numărul și lungimea fisurilor).
2. Evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor în baza unor algoritmi de calcul determinați în urma cercetărilor efectuate până în prezent în concordanță cu fenomenologia fisurării.

Scopul principal al studiilor și cercetărilor este realizarea unui *sistem preexpert propriu* de evaluare a tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor cu un nivel de predictabilitate al realității cât mai fidel posibil.

Cercetările în domeniul testelor de fisurare au evidențiat diverse metode de încercare în funcție de mărcile și calitatea oțelurilor folosite, grosimea componentelor, tipul îmbinărilor sudate, materialele pentru sudare, tehnologia de sudare. Fiecare dintre metode prezintă avantaje și dezavantaje din punct de vedere al satisfacerii cerințelor privind fenomenologia și tendința de fisurare. Pe de altă parte utilizarea tuturor testelor în mod curent la stabilirea comportării la sudare a unui oțel conduce la un consum mare de timp și la costuri ridicate.

Posibilitatea evaluării în baza algoritmilor de calcul oferă o imagine informativă a comportării la sudare a oțelurilor și permite restrângerea numărului de încercări efectuate pentru un tip de oțel.

Multitudinea relațiilor existente precum și necesitatea cuprinderii acestora într-un lanț causal care să descrie fenomenologia implică un volum mare de calcule și un consum mare de timp. Din aceste motive rezultă necesitatea utilizării tehnicii de calcul pentru estimarea comportării la sudare a îmbinărilor sudate din oțel și deci a unui sistem preexpert.

Asistăm în prezent, pe plan mondial, la o intensificare continuă a concepției și utilizării programelor software de prelucrări statistice și simulări în domeniul sudării.

Inexistența unor algoritmi de calcul care să sintetizeze factorii de influență în fenomenologia fisurării la sudare a oțelurilor implică necesitatea cercetărilor în acest domeniu.

Am optat pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a îmbinărilor sudate din oțel din punct de vedere al metalului de bază utilizând ca parametru aleator compoziția chimică în condițiile unor tehnologii de sudare prestabilite.

Sistemul preexpert în concepție proprie oferă concluzii privitoare la tendința de fisurare la sudare a oțelurilor, în urma unei simulări compoziționale a metalului de bază, ponderea mare a informațiilor fiind în sfera fisurării la rece, domeniu puțin abordat până în prezent.

STADIUL ACTUAL AL STUDIILOR ȘI CERCETĂRIILOR PE PLAN MONDIAL ÎN DOMENIILE FENOMENOLOGIEI ȘI TENDINȚEI DE FISURARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE DIN OȚEL

Fisurile sunt cele mai periculoase defecte de continuitate datorită faptului că în condiții prielnice se propagă rapid și degenerază în ruperi și deci în avarii.

Fisura este definită în STAS 7084/3-86 ca o discontinuitate limitată a materialului, de formă bidimensională, care se produce în principal datorită procesului de sudare.

Apariția fisurilor ca urmare a învingerii localizate a unor legături coezionale, fără a exista în prealabil o deformare plastică importantă în această zonă, implică drept condiții generale, de bază, ale fisurării existența unor tensiuni locale suficiente și o stare locală fragilă a materialului [123]. Starea locală a tensiunilor mecanice se evidențiază prin mărimea și caracterul tensiunilor principale, gradul de triaxialitate al acestora, precum și prin viteza lor de variație. Făcând distincție între fragilitatea intrinsecă și fragilitatea extrinsecă obținută prin fragilizare, se scot în evidență drept factori care influențează tenacitatea locală a materialului:

- prezența structurilor fragile intrinsec;
- prezența unor filme lichide plasate intergranular sau intercelular;
- prezența hidrogenului dizolvat interstițial.

Având în vedere că, în sens strict, este mai corect să se vorbească de stări fragile ale materialului și nu de materiale fragile, în sensul că un același material se poate comporta tenace sau fragil, funcție și de factori independenți de material, ca de pildă temperatura, gradul de triaxialitate al tensiunilor mecanice și viteza de sollicitare, se subliniază faptul că tenacitatea locală trebuie privită ca dependentă atât de tenacitatea locală a materialului, cât și de starea locală a tensiunilor mecanice. De asemenea dat fiind faptul că materialul nu este capabil să discearnă proveniența tensiunilor mecanice, este de reținut ideea că în considerente privind fisurarea se au în vedere tensiunile totale, care țin seama și de tensiunile proprii.

Clasificarea tehnică a fisurilor se face având în vedere aspecte geometrice și de timp. În funcție de *mărimea* lor, se deosebesc:

- *macrofisuri* sau *crăpături*, având dimensiuni suficiente de mari pentru a fi observate cu ochiul liber, eventual cu lupa;
- *microfisuri*, ce pot fi observate numai cu microscopul la mărimi de 10-1500x;
- *fisuri submicroscopice*, a căror decelare necesită mărimi mai mari decât cele realizabile la microscopul optic.

Localizarea în raport cu grăunții sau celulele rezultate din cristalizarea primară, permite clasificarea în: *fisuri intercrystaline* sau transcristaline, propagate prin corpul grăunților, *fisuri mixte*, cu propagare parțial inter, parțial transcristalină.

În funcție de *orientarea generală*, în raport cu axa cusăturii, se deosebesc *fisuri longitudinale* (11,12,13), și *fisuri transversale* (21,23).

După *locul* în care este situată fisura se vorbește despre *fisuri în cusătură* (41), *în zona de trecere* (12'), *în zona de influență termomecanică* (12, 22), *în metalul de bază* (23) și *în crater* (41) (fig.1.1, a).

Fisurile grupate se clasifică în *fisuri stelate* (31), *fisuri în rețea* (51) și *fisuri ramificate* (61) (fig.1.1 b).

După momentul apariției lor se deosebesc *fisuri neîntârziate*, acelea care apar în timpul sudării sau răcirii produsului, până la temperatura mediului ambiant și *fisuri întârziate*, care apar după aceasta, la un timp ce poate ajunge în unele cazuri la câteva zile sau chiar mai mult.

Principalul criteriu de clasificare îl constituie mecanismul distinct de apariție al diferitelor categorii de fisuri. Astfel există fisurile care se formează deasupra temperaturii solidus - Fisuri

suprasolidus - sau **fisuri la cald** respectiv fisuri care se formează sub temperatura de solidificare; - Fisuri subsolidus - sau **fisuri la rece** (uneori se înțelege prin acestea fisuri la temperatura normală iar noțiunii de fisură la cald i se dă o accepțiune mai extinsă); **fisuri** produse **la reîncălzire** subcritică și fisuri produse prin destrămarea lamelară.

Fisurarea suprasolidus

Pentru ca să se producă o fisură în timpul unui ciclu termic metalul trebuie să prezinte o lipsă de ductilitate iar tensiunea rezultată în urma contracției trebuie să depășească rezistența la rupere. Deci proprietățile mecanice ale metalului în regiunea solidus sunt importante în relație cu fisurile suprasolidus.

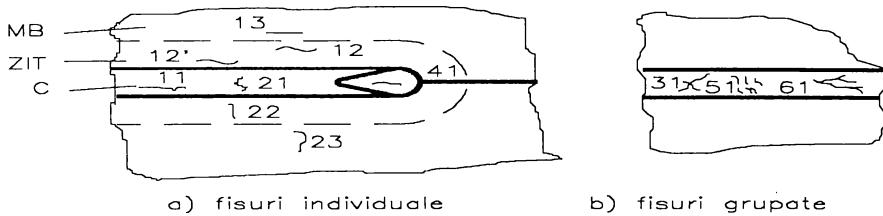


Fig. 1.1

La răcirea unui aliaj sub temperatura lui lichidus cristalele nuclează și cresc până la o anumită temperatură unindu-se și formând o masă coerentă dar nu complet solidificată. La această temperatură, temperatura de coerență, aliajul obține pentru prima dată rezistența mecanică. La început aliajul este fragil dar la răcirea în continuare se ajunge la temperatura de ductilitate (nil-ductility temperature) sub care ductilitatea crește rapid (fig.1.2).

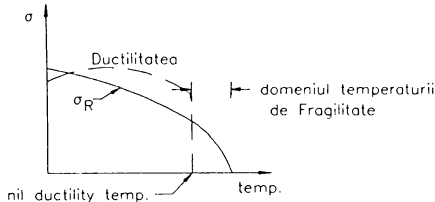


Fig. 1.2.

Aliajele care au un domeniu de temperatură de fragilitate extins sunt sensibile la fisurare.

Fragilitatea în regiunea solidus se pare că este datorată prezenței filmelor lichide la marginea grăunților. Lichidul poate fi un eutectic, ca în cazul unor aliaje de aluminiu sensibile la fisurare, sau poate fi format de impurități de sulf, ca în cazul oțelurilor. Se va forma un film intergranular numai dacă acesta este capabil să ude limitele grăunților, adică energia lui este superioară relativ la cea a limitei grăunților care este mică.

Astfel Mn care tinde să globulizeze sulfurile ajută la inhibarea fisurării datorată sulfurilor în oțeluri.

Fisuri subsolidus

Apar de asemenea în cazul combinat al tensiunilor și fragilizării. Fragilizarea în aceste cazuri poate să apară din diferite cauze.

În ZIT-ul unor aliaje, se poate produce o topire incipientă în faza de încălzire a ciclului de sudare, astfel că la solidificarea prin răcire a constituienților cu punct scăzut de topire rezultă o fragilizare locală.

Transformările de fază în timpul perioadei de răcire pot de asemenea să cauzeze fragilizarea (transformarea martensitică).

Fragilizarea și fisurarea poate să survină și la tratamente post sudare (reheat cracking) sau în serviciu la temperaturi ridicate (în ZIT-ul oțelurilor austenitice Cr-Ni).

1.1 Fisurarea la rece

Fisurarea la rece poate să apară în sudurile oțelurilor feritice în MD sau ZIT în apropierea frontierei sudurii. Fisurile tipice și nomenclatura lor sunt ilustrate în figura 1.3.

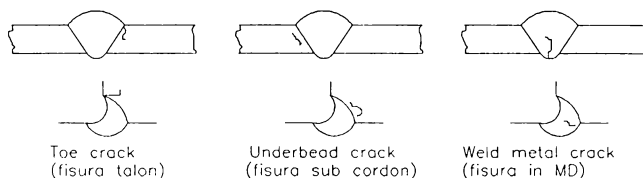


Fig.1.3

Fisurarea se produce la temperaturi sub 200 °C manifestându-se cel mai sever la temperatura ambiantă, motiv pentru care suprafața fisurilor ce nu comunică cu mediul ambiant este curată neoxidată. Fisurarea la rece nu are loc la temperaturi sub -100°C.

Acest tip de fisuri nu se produc instantaneu la răcire ci se dezvoltă în timp, de la câteva secunde până la câteva zile de la solidificarea MD.

Propagarea fisurilor de asemenea poate să dureze în timp până la 24 de ore și mai mult [110].

Inițial fisurile sunt foarte fine și scurte, dar în timp se măresc pe măsură ce se degajă hidrogenul. După apariția germenului de fisură, viteza de creștere a acestuia este relativ mică, astfel încât dacă nu intervin alte fenomene, talia finală a acestuia este atinsă numai după câteva ore.

Aceste defecte sunt tipice pentru oțelurile mediu și bogat aliate și cele cu conținut ridicat de carbon care prezintă o tendință pronunțată de călire.

Fisurile la rece apar de regulă în zona influențată termic ZIT și mai rar în cordon MD. Cel mai des, fără însă ca acest lucru să fie absolut necesar, în ZIT asemenea fisuri apar în prezența martensitei sau a altor structuri de călire și nu apar în structuri integral austenitice. În MD locurile de inițiere a fisurilor la rece sunt cu predilecție incluziunile nemetalice sau diferite precipitate. Sub aspect microstructural, în raport cu grăunții inițiali de austenită, pot avea un caracter intergranular sau intragranular, cu schimbări bruște de direcție sau uneori ramificații.

În raport cu cusătura sudată, fisurile pot să fie orientate longitudinal sau transversal (fig.1.4).

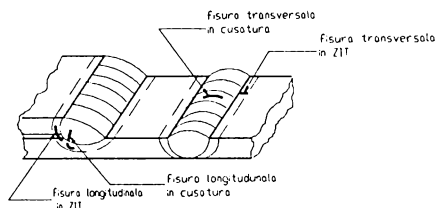


Fig.1.4

În ZIT, fisurile longitudinale sunt paralele cu zona de trecere sau localizate la nivelul unei discontinuități existente în îmbinare formând fisurile de racordare sau de rădăcină. Unele fisuri din ZIT pot sau nu să se deschidă la suprafața pieselor sudate.

Astfel este cazul fisurilor de rădăcină la sudurile de colț sau al fisurilor de racordare apărute după depunerea unui strat, ulterior acoperit cu altul.

1.1.1 Cauzele și mecanismul fisurării la rece

Fisurarea la rece este determinată de interacțiunea a trei factori :

- *Structura microscopică* (constituenți de călire, precipitate intergranular, zone cu segregajii);
- *Nivelul tensiunilor de bridare și contracție* care se manifestă la nivelul sudurii;
- *Fragilizarea produsă de hidrogenul difuzibil* introdus prin operația de sudare.

Dacă unul din factori nu este prezent, probabilitatea apariției fisurării la rece scade atât de mult încât fisurile nu se produc.

Plecând de la cauzele și condițiile de formare a fisurilor la rece, în zona influențată termic (A) și în cusătura sudată (B), s-a emis teoria potrivit căreia fisurile la rece se datoresc unor importante modificări ale însușirilor mecanice și a stării de tensiune create în cursul procesului de transformare a austenitei. Efectul formării martensitei provoacă modificarea caracteristicilor mecanice ale îmbinării sudate, iar în prezența hidrogenului și a tensiunilor remanente, se produce fisurarea. Astfel se explică de ce oțelurile nealiate sunt sensibile la fisurare numai în cazul unui conținut ridicat de carbon, iar oțelurile slab aliate sunt mai sensibile la fisurare datorită călibilității mai ridicate. Fisurarea va fi mai frecventă când rezistența oțelurilor este mai ridicată și conținutul de martensită mai ridicat. Cercetările arată că în cazul structurilor mixte, formate din martensită și bainită cu puțin carbon, acestea sunt mai sensibile la fisurare decât cele alcătuite numai din martensită, aceasta datorită posibilităților pe care le oferă bainita propagării intercristaline a fisurilor.

După unii autori, fisurarea la rece este în legătură directă cu temperatura de sfârșit de transformare martensitică și ar exista fisuri atunci când această transformare se termină sub 563°K , susceptibilitatea unui oțel la fisurare fiind cu atât mai importantă cu cât temperatura de sfârșit de transformare martensitică este mai redusă [178].

A. Fisurarea zonei influențate termic

Sub influența ciclului termic la sudare un anumit volum din metalul de bază numit "zonă influențată termic" ZIT este austenitizat datorită existenței căldurii, deci, în timpul răcirii, transformările suferite depind de condițiile de austenitizare și de legea răcirii, ambele fiind dependente de condițiile de sudare, adică de căldura introdusă la sudare, grosimea tablelor și temperatura lor inițială. Este important să se accentueze pentru început că aceste transformări au loc pas cu pas în lungul băii de sudare [63].

Accasta înseamnă (fig.1.5) că pentru o poziție dată a arcului de sudare, zona influențată termic cuprinde porțiunea 1, constând din austenită încă netransformată și în spatele izotermei T_B corespunzătoare transformării de temperatură, porțiunea 2, în care transformarea este completă sau în curs.

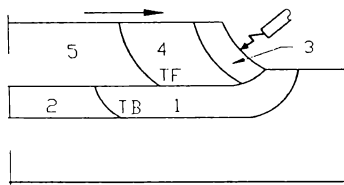


Fig.1.5

În același timp cusătura cuprinde metal depus propriu-zis 3, metal solidificat în stadiu austenitic 4 și în spatele izotermei de transformare T_F metal deja transformat sau în stadiul de transformare. Trebuie reținut că T_F și T_B nu coincid neapărat.

Dat fiind caracteristicile specifice ale ciclului termic la sudare (încălzire rapidă la temperatură foarte ridicată, austenitizare scurtă) curbele de transformare la răcire continuă au fost special stabilite pentru a explica modul de transformare al oțelului în concordanță cu condițiile de sudare.

Pentru a simplifica determinarea și întrebuițarea unor asemenea curbe, avantajul este dat de faptul că rata răcirii în transformările de temperatură produse în oțel este constantă pe întreaga zonă influențată termic. Este astfel posibilă cunoașterea ratei de răcire asociată cu fiecare dintre condițiile de sudare, pentru a prevedea modul de transformare în ZIT.

În particular poate fi determinată probabilitatea cu care condițiile de sudare pot provoca parțial sau complet transformarea martensitică în această zonă.

Astfel dacă se reprezintă (fig.1.6) transformările de temperatură în funcție de timpul de răcire între două temperaturi de referință se observă doi timpi critici de răcire : TR1 sub care apare martensita și TR2 după care nu mai există altceva decât martensită.

Se poate de asemenea observa că intervalul transformării martensitice este redus, ceea ce înseamnă că în fig.1.5 izoterma T_B apare mult după ce a survenit transformarea martensitică.

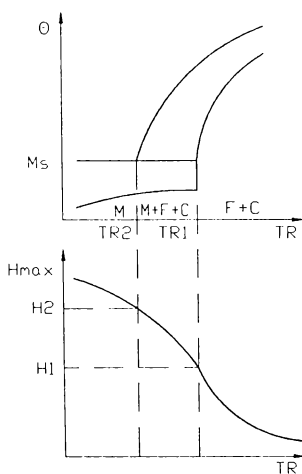


Fig.1.6

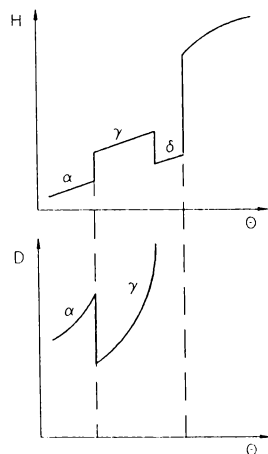


Fig.1.7

în metalul deșus și metalul de bază când numai acesta din urmă trece prin transformarea martensitică.

Reprezentarea curbelor de transformare în funcție de timpul de răcire are avantajul de a face posibilă compararea durtății maxime cu timpul de răcire. Această comparație (fig.1.6) arată că valoarea asociată durtății maxime poate fi utilizată ca referință pentru timpul critic de răcire. De fapt această reprezentare este doar o aproximare convențională deoarece se neglijează efectele temperaturii de austenitizare.

Influența tipului oțelului în fenomenul fisurării la rece derivă din diagrama de transformare și din susceptibilitatea martensitei la fragilizare prin hidrogen.

La temperatura ridicată la care este încălzit metalul topit în arcul electric hidrogenul disociază în atomi de H sau chiar în protoni H' dizolvați în acest metal care sunt reținuți în suprasaturație în primul rând din cauza duratei de răcire a fazei lichide și apoi datorită solubilității discontinue în timpul solidificării. Curba de solubilitate a hidrogenului în fier (fig.1.7) prezintă (calitativ) o idee despre evoluția care are loc în cazul fierului : în cursul răcirii fazei solide, deja suprasaturată prin condițiile de răcire, intervine o discontinuitate în solubilitate în timpul transformării austenitei în ferită, în timp ce la coeficientul de difuzie D apare o discontinuitate inversă, adică D este mai mare în ferită decât în austenită la același nivel al transformării de temperatură.

Aceste două caracteristici joacă un rol important în migrarea hidrogenului în ZIT.

Dacă fig.1.7 referitoare la diagrama de solubilitate a hidrogenului în fier și diagrama variației coeficientului de difuzie a hidrogenului (D) în fier este comparată cu fig.1.8 referitoare la secvențele transformărilor în metalul deșus și în ZIT, poate fi explicat mecanismul care generează difuzia hidrogenului

- În fața izotermei T_F , când metalul este în fază austenitică există hidrogen care are puțin timp să difuzeze în metalul de bază care este de asemenea austenitic.

- Odată ce intervine transformarea perlitică sau bainitică, hidrogenul devine brusc mai puțin solubil și în același timp mai puțin difuzibil, se observă tendința în acest punct de a traversa linia de joncțiune AB dintre MD și ZIT pentru a pătrunde în zona austenitică încă netransformată a ZIT-ului. Dar această austenită are încă un coeficient scăzut de difuzie, și hidrogenul nu poate difuza foarte departe de linia de joncțiune.

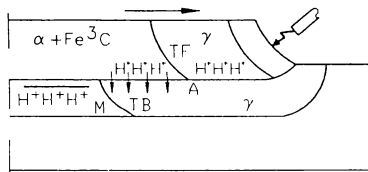


Fig.1.8

- După punctul B intervine transformarea martensitică a zonei influențate termic a materialului de bază. Frontul de transformare se deplasează din exterior spre interior, avansând frontul de hidrogen difuzat astfel încât transformarea austenitei în martensită în vecinătatea liniei de joncțiune se face cu frontul de hidrogen în interior. Fragilizarea intervine imediat în cazul în care conținutul de hidrogen este suficient de mare și tensiunile datorate solidificării sunt suficient de ridicate ca să îl rețină.

Când ZIT-ul devine feritic hidrogenul nu îl mai poate părăsi fiindcă mobilitatea atomilor a scăzut mult în timpul răcirii și în vecinătate nu mai sunt structuri propice solubilizării.

Atomii de hidrogen aflați în soluție suprasaturată, produc tensiuni mari în rețeaua cristalină a ZIT-ului și astfel capacitatea de deformare a acestuia scade. Fenomenul cuplat cu apariția unor constituenți fragili tot în ZIT, crește mult nivelul fragilizării. De asemenea tensiunile de întindere în ZIT, create de procesele termice ale sudării, pot genera și propaga fisuri.

B. Fisurarea cusăturii sudate

Influența celor trei factori care stau la baza fisurării la rece se manifestă în mod diferit asupra cusăturii și ZIT. Astfel din punct de vedere al structurii microscopice, apar diferențe datorită compoziției chimice și deci a călibilității. În mod obișnuit conținutul în carbon al metalului cusăturii nu este atât de ridicat ca al metalului de bază. În ceea ce privește concentrația de hidrogen, cel puțin în faza inițială a răcirii aceasta este mai mare în cusătura sudată decât în ZIT-ul limitrof; în cursul răcirii, hidrogenul difuzează spre ZIT, migrare ce depinde de comportarea cusăturii sudate, a zonei influențată termic și de timpul transformării structurale la răcire. Referitor la tensiunile induse la sudare, cele mai ridicate tensiuni de tracțiune longitudinale sunt în cusătura sudată.

În afară de factorii menționați anterior, se semnalează că incluziunile nemetalice prezente în cusătura sudată joacă un rol mai important asupra fisurării intercrystaline decât în ZIT. De asemenea este importantă nu numai prezența hidrogenului în cusătură ci și repartiția lui.

Studii mai recente au relevat faptul că fisurile la rece în cusăturile sudate se amorsează la limita dintre grăunți, sediul unei microsegregații importante.

Observându-se fenomenul fisurării la microscopul electronic [110], se demonstrează că fisura apare în regiunile cu deformații plastice puternice (fig.1.9).

Fisurarea nu este continuă dar poate apărea în locuri izolate ale sudurii și atunci se îmbină cu fisurile existente. Fisurarea a fost observată de-a lungul benzilor de alunecare paralele, benzi de martensită. Suprafața de rupere a fost descrisă ca fiind de cvasi-clivaj cu multe fisuri striate superficiale. Pornind de la fisura principală și regiunea deformată intens plastic au fost observate fisuri independente izolate.

Savage [64] studiind fisurarea datorată hidrogenului folosind testarea cu creșterea tensiunii observă că fisurarea este în general transgranulară și survine numai de-a lungul

granițelor celulelor de solidificare când celulele sunt orientate perpendicular pe tensiune. Când celulele fac un unghi cu tensiunea se observă o fisurare mixtă, în lungul celulei și transversal pe aceasta.

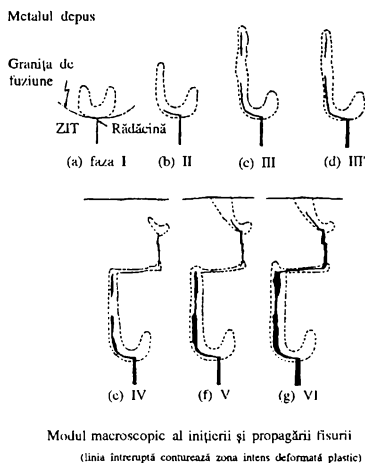


Fig.1.9

Eforturile longitudinale ridicate (conform observațiilor lui Both Allen și Mota [64]) crează benzi de forfecare la 45° și concentrația deformației plastice în proeutectoidul feritic intercolumnar combinată cu transportul de hidrogen conduce la nucleerea fisurii (fig.1.10).

Procesul poate interveni în mai multe locuri conducând la formarea a numeroase fisuri decalate. Aceste fisuri sunt în legătură cu mecanismul ruperii ductile în prezența hidrogenului.

Metalul cusăturilor sudate din oțel carbon este în general mai puțin sensibil la fisurare, aceasta putând interveni numai la conținuturi ridicate de hidrogen și în cazul unei constrângeri puternice.

La oțelurile slab aliate, riscurile fisurării sunt mult mai mari și din această cauză preîncălzirea sau postîncălzirea se impune în majoritatea cazurilor, chiar dacă conținutul în hidrogen și nivelul tensiunilor sunt reduse.

Fisurarea atât în ZIT cât și în cusătură se datorește acumulărilor de hidrogen atomic în anumite locuri. Acumulările locale sunt determinate de existența așa numitelor capcane pentru hidrogen, capabile să prindă hidrogenul și să creeze suprasaturări locale. Capcanele acestea pot fi reversibile când reținerea hidrogenului e de scurtă durată, în anumite condiții acesta putând fi eliberat. Asemenea capcane sunt și straturile intergranulare, (limitele grăunților), dislocațiile și unii atomi în soluția de substituție. În general capcanele reversibile fiind uniform distribuite rezultă că ele contribuie la repartizarea mai uniformă a hidrogenului micșorând astfel înclinarea spre fisurare la rece.

O altă categorie de capcane sunt cele ireversibile, la care energia de scoatere a protonului este relativ mare. În această categorie intră precipitatele.

Distribuția eterogenă a acestor capcane și marea lor capacitate de captare, fac ca existența capcanelor ireversibile să favorizeze concentrarea zonală a hidrogenului și deci mărească înclinarea materialului spre fisurare.

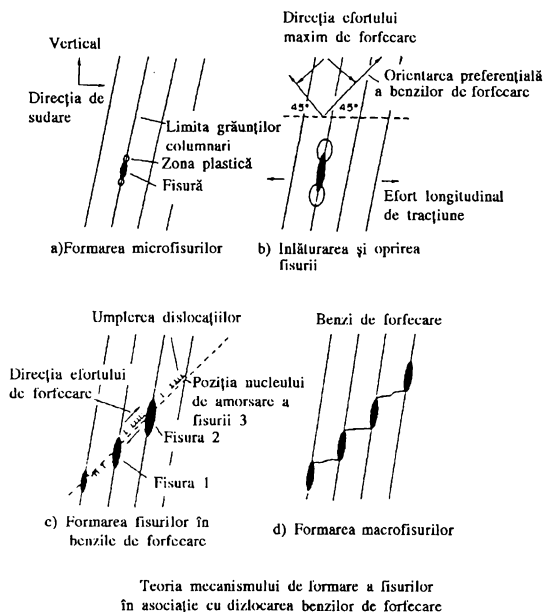


Fig.1.10

Fragilizarea datorită hidrogenului trece printr-un maxim în jurul temperaturii normale. Creșterea temperaturii duce la scăderea treptată a fragilizării, astfel încât la circa 250 °C ea dispare complet. Acest lucru se explică prin aceea că, creșterea agitației termice, permite scăderea hidrogenului din capcane, făcându-le progresiv inactive. Aceasta constituie una din cauzele pentru care fisurarea prin hidrogen se manifestă în cazul sudurilor numai la răcirea acestora sub 250°C.

Scăderea treptată a fragilizării sub temperatura normală, se explică prin micșorarea mobilității de difuzie a hidrogenului care nemaiputând urmări mișcarea dislocațiilor, dă acestora posibilitatea să scape de interacțiunea cu hidrogenul. Deși se manifestă în general, începând cu -50°C, practic se poate conta pe o dispariție a fragilizării prin hidrogen la temperatura de -100°C.

S-a constatat de asemenea că mărirea vitezei de deformare are drept rezultat o micșorare a fragilității. Acest lucru se datorește faptului că în domeniul temperaturilor mari, capcanele sunt din ce în ce mai puțin active, iar hidrogenul din ce în ce mai mobil.

În domeniul temperaturilor scăzute, mobilitatea redusă a hidrogenului, face ca acesta să poată urmări din ce în ce mai greu mișcarea dislocațiilor, pe măsură ce crește viteza de deformare [130].

Din anumite încercări rezultă că fragilizarea este oarecum proporțională cu concentrația hidrogenului dar numai până la o anumită limită, peste care creșterea concentrației de hidrogen nu mai amplifică fragilizarea. Este posibil ca aceasta să se datoreze saturării cu hidrogen a capcanelor. S-a constatat că la toate celelalte condiții neschimbate, fragilizarea depinde de compoziția chimică a oțelului, iar la compoziția dată și de starea structurală a oțelului. Acest lucru explică înclinarea diferită spre fisurare la rece a diferitelor oțeluri și faptul că această tendință poate fi modificată prin tehnologia de sudare și prin eventualele tratamente termice anterioare și posterioare sudării.

1.1.2. Factori de influență la fisurarea la rece

Problemele particulare în sudarea oțelurilor de înaltă rezistență cu conținut scăzut în carbon pot fi conectate cu fisurarea la rece. Din cauza prezenței fisurilor în sudură crește posibilitatea de a defecta structurile, adoptarea procedeele de sudare nefiind o cauză importantă în fisurarea sudurilor. Fisurarea la rece este cauzată de interacțiunea mai multor factori [1]. Factorii de influență a fisurării la rece sunt prezentați sintetic în schema din figura 1.11.

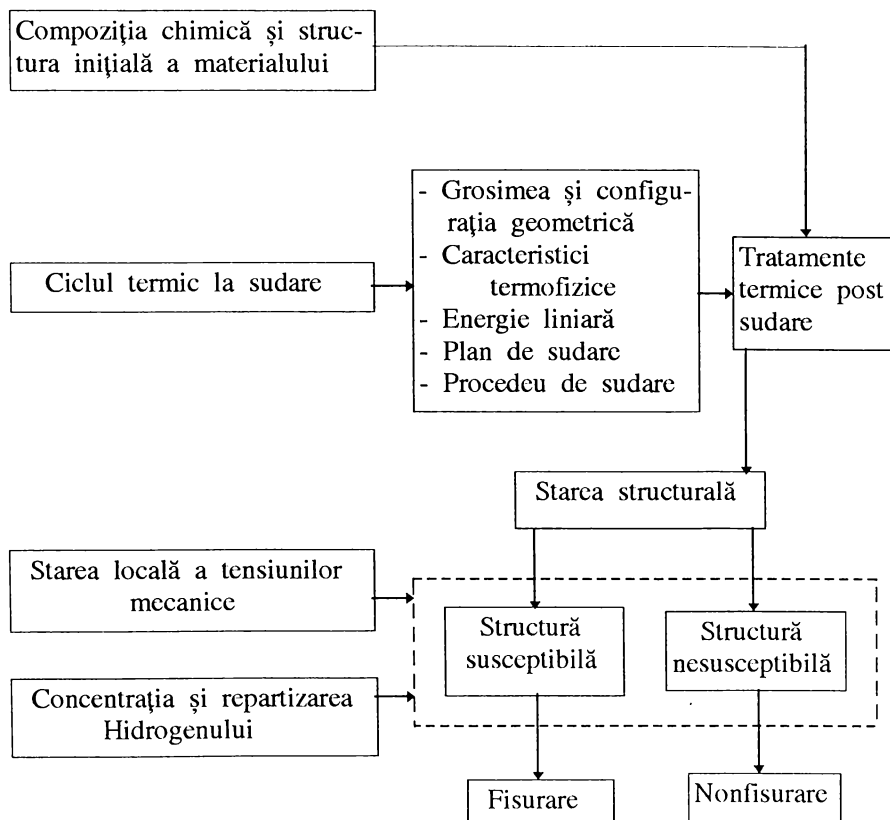


Fig.1.11

A. Influența hidrogenului

Conținutul de hidrogen este unul din principalii factori care influențează fisurarea la rece în îmbinarea sudată. Este important în investigarea fisurării la rece să se dea atenție conținutului de hidrogen după terminarea ciclului termic la sudare mai degrabă decât conținutului de hidrogen de imediat după solidificare. În Japonia timpul de răcire t_{100} , necesar pentru răcirea la temperatura de solidificare la 100°C în metalul sudat este considerat uzual ca indicație a conținutului de hidrogen după ciclul termic la sudare.

Conținutul de hidrogen necesar pentru a dezvolta fisurarea poate fi foarte mic și descrește cu creșterea rezistenței la tracțiune (fig.1.12)

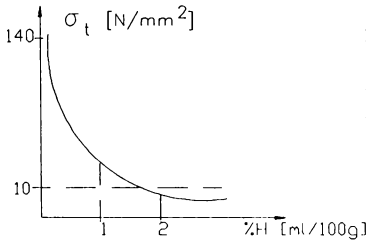


Fig.1.12

Se observă ca procente de 0,2% H provoacă fragilizarea.

Susceptibilitatea la fisurarea la hidrogen este minimă la temperaturi scăzute și mari, fiind maximă la temperatura ambiantă.

Hidrogenul este dizolvat în metalul depus în timpul sudării iar o parte din gaz difuzează în ZIT. Dacă metalul depus este călit imediat, hidrogenul este degajat la temperatura ambiantă, evoluția fiind completă în 7 - 20 zile. Hidrogenul este produs sub formă de hidrogen difuzibil.

O altă parte poate fi regăsită prin realizarea degazării la temperaturi înalte și este denumită hidrogen rezidual. Distincția dintre hidrogenul difuzibil și hidrogenul rezidual rezultă în primul rând din diferența dintre mijloacele practice de măsurare a conținutului de hidrogen.

Starea hidrogenului în oțel nu este foarte bine cunoscută existând teorii variate [110,137]. Se presupune că hidrogenul rezidual reprezintă hidrogen molecular în cantități care trebuie să se disocieze atomic pentru a difuza și apoi să fie neasociat cu hidrogenul molecular. De aici necesitatea pentru extracția prin vacuum la cald.

Conținutul de hidrogen se dă de obicei în ml/100g de metal depus, greutatea metalului depus fiind diferența între greutatea unei probe după sudare și greutatea ei înainte. De asemenea conținutul de hidrogen poate fi exprimat în ml/100g de metal topit, determinat din calculul secțiunii transversale a metalului depus.

Corelația dintre potențialul de hidrogen al diferitelor procedee de sudare numit hidrogen potențial PH și nivelul hidrogenului din sudură NH este reprezentată în figura 1.13.

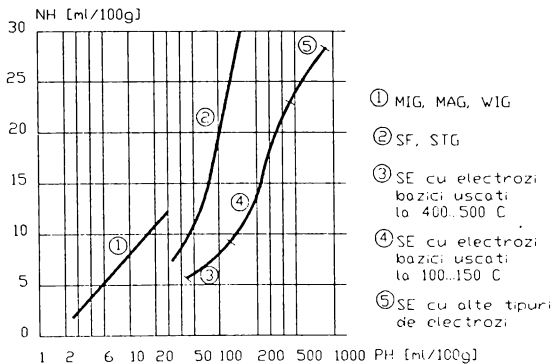


Fig.1.13

Nu se poate afirma că prezența hidrogenului este singurul factor care promovează fisurarea la rece dar la sudarea cu electrozi înveliți ncândoios este un factor esențial și mijlocul pentru a preveni fisurarea la rece constă în menținerea conținutului de hidrogen la nivele cât mai mici respectiv la eliminarea lui la temperaturi la care nu produce fisurarea.

Sudarea cu electrozi austenitici înveliți 18% Cr, 10% Ni, 3% Mo a fost posibilă pentru cele mai dificile materiale, fisuri neproducându-se în ZIT chiar când s-a

recurs la o încărcare cu hidrogen. Această anomalie aparent, poate fi explicată prin două efecte:

- materialul depus austenitic are o ductibilitate foarte bună astfel încât, constrângerea în ZIT la răcire este mult mai mică decât la oțelurile feritice;
- difuzibilitatea hidrogenului în austenită este mult mai mică decât în ferită, astfel că hidrogenul pătrunde mai greu în ZIT.

B. Influența transformărilor caracteristice asupra fisurării la rece

Viteza de răcire în partea din ZIT care a fost încălzită peste temperatura de transformare, este similară cu cea obținută la călire în cazul sudării cu electrozi înveliși sau sub strat de flux în mai multe treceri.

În cazul sudării în baie de zgură viteza de răcire corespunde unei recoaceri complete. La sudarea în baie de zgură nu apare în mod normal fenomenul de fisurare la rece datorită hidrogenului sau fragilizării.

Fragilizări în ZIT pot apărea însă datorită creșterii grăunților sau datorită fragilizării de revenire, astfel că nu este necesară preîncălzirea la acest procedeu, fiind în schimb necesar un post tratament. ZIT-ul oțelurilor aliate este acicular în cazul sudării cu electrozi înveliși sau sub strat de flux (când structura este martensitică cu perlită fină).

Martensita este singura structură susceptibilă la fisurarea la rece. Mixturile de martensită și perlită fină sau martensită și bainită sunt mai puțin susceptibile, iar martensita în sine poate să aibe diferite grade de susceptibilitate la fisurare. Martensita cu conținut scăzut de carbon compusă din formații aciculare, este mai moale și are o ductibilitate mai mare. Martensita oțelurilor cu conținut de carbon mediu și ridicat consistă din pachete cu structură fină de maclare, fiind în special dură și fragilă. Această structură este mai ușor fragilizată prin hidrogen [9].

Rezultă că oțelurile aliate pentru sudare trebuie să aibe un conținut scăzut de carbon pentru a evita formarea martensitei cu conținut ridicat de carbon în ZIT.

Preîncălzirea prin reducerea ratei de răcire conduce la formarea unei structuri mai ductile în ZIT și astfel se evită fisurarea.

Susceptibilitatea la fisurare la rece poate fi estimată pentru oțeluri cu compoziție într-un domeniu restrâns și în aceleași condiții de sudare prin noțiunea de carbon echivalent.

Cu ajutorul acestei notiuni se calculează și temperatura de preîncălzire.

C. Influența tensiunilor asupra fisurării la rece

Deoarece fisurile la rece inițiază atunci când frontiera sudurii s-a răcit sub 200°C tensiunile datorate contracției termice au alura din figura 1.14, cu vârfuri între (0,5 și 1). Acestea sunt tensiunile reziduale cu acțiune extinsă. În îmbinări apar și tensiuni reziduale cu acțiune localizată induse de transformările δ și α .

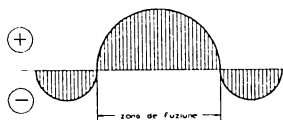


Fig.1.14

D. Influența ciclului termic și a vitezei de răcire

Pentru un anumit oțel și electrod viteza de răcire la o anumită temperatură poate fi corelată cu susceptibilitatea la fisurare.

La datele ilustrate în figura 1.15 prezentând viteza de răcire, la 300°C o preîncălzire moderată reduce viteza de răcire sub valoarea critică de 6⁰/s și fisura este eliminată.

Conceptul de viteză critică de răcire pentru evitarea fisurării este adeseori utilizat. Încălzirea postsudare cu sau fără preîncălzire poate fi de asemenea utilizată pentru prevenirea fisurării.

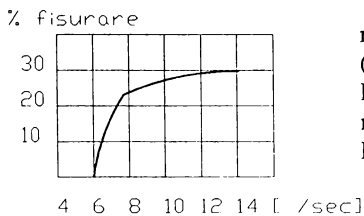


Fig.1.15

Fisurarea în metalul de bază a fost prevenită oprind răcirea aproximativ o oră, la o temperatură mult sub Ms (temperatura de început a transformării martensitice). Pentru a evita fisurarea materialului depus a fost necesară o temperatură de oprire a răcirii apropiată de Ms (fig.1.16).

Când electrodul are aceeași compoziție cu metalului de bază precauțiile trebuie să vizeze MD mai mult decât ZIT, datorită suprapunerii tensiunilor reziduale cu acțiune extinsă și restrânsă.

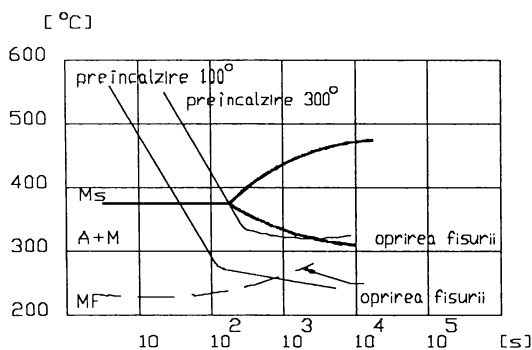


Fig.1.16

În absența preîncălzirii, viteza de răcire este controlată de viteza de sudare și de mărimea băii. Cu cât dimensiunea băii este mai mare cu atât viteza de răcire este mai mică. Deci este preferabil să se sudeze oțeluri feritice cu dimensiunea maximă admisibilă a electrodului (viteza de sudare nu este esențial influențată de mărimea electrodului).

Viteza de răcire nu este un factor primar în fisurarea sudurilor, fiind o variabilă de proces care influențează transformarea structurii, distribuția tensiunii și posibil conținutul de hidrogen, care la rândul lor generează fisurarea.

1.2. Fisurarea la cald

1.2.1. Cauzele apariției fisurării la cald

Fisurile la cald sau fisurile la solidificare, se formează la temperaturi ridicate apropiate de limita inferioară a intervalului de solidificare și se caracterizează, în general, prin aspectul oxidat al suprafețelor de rupere [93;160].

Fisurarea la cald a cusăturii sudate are la bază diverse efecte ale proceselor propuse în timpul solidificării băii metalice și se atribuie, în principal, scăderii ductilității într-un anumit domeniu de temperatură, prezenței unor pelicule nemetalice în limita grăunților și existenței unor topiri locale la limita grăunților în timpul depunerii straturilor următoare [7;55].

Apariția fisurării la cald este determinată de acțiunea conjugată a factorilor metalurgici, constructivi, și tehnologiei [55;160].

Fisurile la cald, pot lua naștere la temperaturi ridicate atât în cusătura sudată cât și în zona influențată termic în apropierea de zone de trecere.

Fisurarea la cald rămâne o problemă importantă la sudarea oțelurilor carbon și slab aliate, ca urmare a efectului nociv datorită sulfurului și fosforului; la sudarea oțelurilor inoxidabile, austenitice a aliajelor de aluminiu, a oțelurilor Cr-Mo a aliajelor de Ni.

În vederea evitării fisurării la cald se impune cunoașterea fenomenelor ce au loc în timpul solidificării și a mecanismului de formare a fisurii.

1.2.2. Modele fizice ale mecanismului fisurării la cald

În timpul solidificării aliajele trec direct prin intervalul de temperatură în care ductilitatea lor este mică. Fisurarea la solidificare de produce în domeniul de ductilitate minimă când tensiunile depășesc tensiunile maxime suportate de metal în timpul solidificării.

Pentru exemplificare se prezintă modul de solidificare dentritic celular pe care îl au majoritatea sudurilor efectuate cu procedeele de sudare prin topire [129].

Reprezentarea schematică a aspectului interfaței solid-lichid în momentul de creștere celular-dentritic, este dată în figura 1.17.

Urmare formării băii metalice, grăunții care iau naștere la solidificare (fig.2.1), cresc pornind de la zona de trecere spre zona centrală a cusăturii sudate.

Acest tip de solidificare se observă când extinderea subrăcirii este suficientă pentru a permite o creștere ramificată de-a lungul altor direcții preferențiale, dar este insuficientă pentru a se putea produce o creștere dentritică basaltică.

S-a constatat astfel existența unui interval (X), fig.1.17, din zona de legătură în care coexistă faze lichide și solide.

Dacă la cristalizarea primară, faza solidă ar forma un conglomerat continuu, atunci el ar putea fi deformat plastic relativ mult fără a se produce fisurarea, deoarece la asemenea temperaturi înalte, de regulă, tenacitatea materialului este mare. Dacă însă, în intervalul solidus-lichidus denumit și intervalul temperaturii de fragilizare (X), la un moment dat, grăunții sunt înveliți într-un film lichid, deformația are loc prin deplasarea relativă a grăunților și redistribuirea lichidului care joacă rolul de lubrefiant. În aceste condiții, rezistența agregatului solid-lichid este foarte mică, iar cu ocazia deformării sale, pot apărea perturbări și întreruperi ale filmului lichid, fie din cauza unei cantități de lichid prea mici, pentru a umple golurile formate între grăunții alăturați, fie datorită unei viteze de deformare prea mari, pentru a permite o repartizare cât de cât uniformă a lichidului.

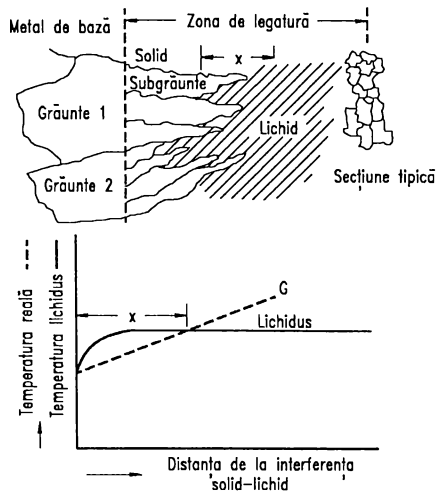


Fig.1.17

În esență, acest mecanism explică formarea fisurii, recurgând la existența unui film lichid intercelular sau intergranular, supus acțiunii unei tensiuni proprii, rezultate mai ales din contracția la răcire, condiții în care se poate produce o deslipire între lichid și solid.

În funcție de condițiile în care s-a format filmul lichid, pot fi prezentate două modele fizice ale fisurării la solidificare.

A. Modelul fizic al fisurării prin film lichid la cristalizarea primară

La acestea, filmul lichid, care a determinat fisurarea, constituie un rest de fază lichidă în cursul cristalizării primare (fig.1.18).

În stadiul a, premergător fisurării în care celulele 1', 1'', separate prin stratul intercelular 7', 7'', în prezența lichidului 2, cresc în sens contrar în lungul direcțiilor de cristalizare DC' și DC'', iau naștere contracțiile principale pe direcțiile C' și C''.

Existența unui strat de lichid, suficient de gros, face ca grăunții în creșterea lor, să nu ajungă să se atingă între ei, astfel ca în acest stadiu, solicitarea σ' , σ'' , pe interfața solid-lichid să fie neglijabil de mică, aproape nulă.

Procesul de creștere a celulelor duce la o scădere treptată a grosimii filmului lichid, între timp crescând și contracțiile C' și C'', începe să se manifeste existența unei solicitări mecanice σ' , σ'' pe interfața solid-lichid, cu atât mai mare cu cât este mai dificilă pătrunderea de lichid proaspăt în spațiul dintre fronturile de cristalizare. În același timp, pe măsură ce se micșorează cantitatea de lichid, acesta se îmbogățește în elemente ușor segregabile care micșorează temperatura de solidificare a lichidului rămas 2', astfel încât se mărește intervalul de temperatură în care există faza lichidă, conduce la o ductilitate foarte scăzută (etapa b).

La un moment dat se ajunge în etapa c, când în anumite zone mai există numai resturi de film lichid 4, iar în alte zone din cauza solicitării σ' , σ'' a contracției C' și C'' și a imposibilității de a umple cu lichid proaspăt golurile create prin fisurare 5, 5'', din cauza cantității insuficiente de fază lichidă.

Aceste goluri constituie germeni de fisură ce cresc pe direcțiile I, II.

Procesul de creștere duce la o contopire a germenilor rezultând astfel fisura extinsă 6 (etapa d).

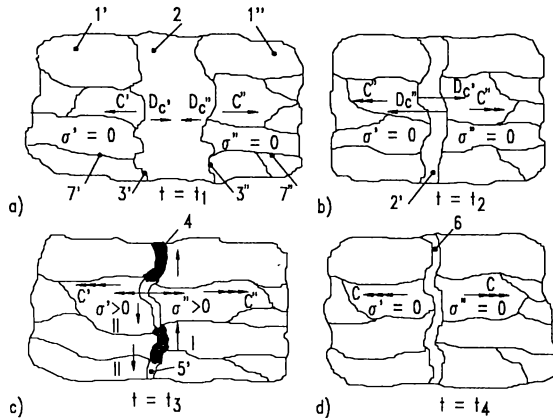


Fig.1.18

Mărimea grăunților rezultați după încheierea procesului de solidificare, intervalul de timp corespunzător realizării coeziunii dentritice, tipul și cantitatea de fază lichidă, factori de care depinde fisurarea la cald, sunt la rândul lor influențați de structură și de viteza de solidificare.

Acest mod explică faptul că fisurile care pot să apară exclusiv în cusătură, eventual în zona de legătură, au un caracter intercelular.

B. Modelul fizic al fisurării prin film lichid la încălzire perisolidus

În cadrul acestui gen de fisurare, filmul lichid care o determină, apare dintr-un constituenț sau fază solidă, prin topirea acestuia cu ocazia unei încălziri survenite la sudare.

La temperaturi ridicate produse în zona influențată termic (ZIT), în apropiere de zona de trecere, pot să apară topiri parțiale datorită prezenței incluziunilor nemetale sau segregățiilor locale.

Tensiunile care apar în îmbinarea sudată ca urmare a procesului de solidificare, pot produce fisuri în aceste regiuni [7,55].

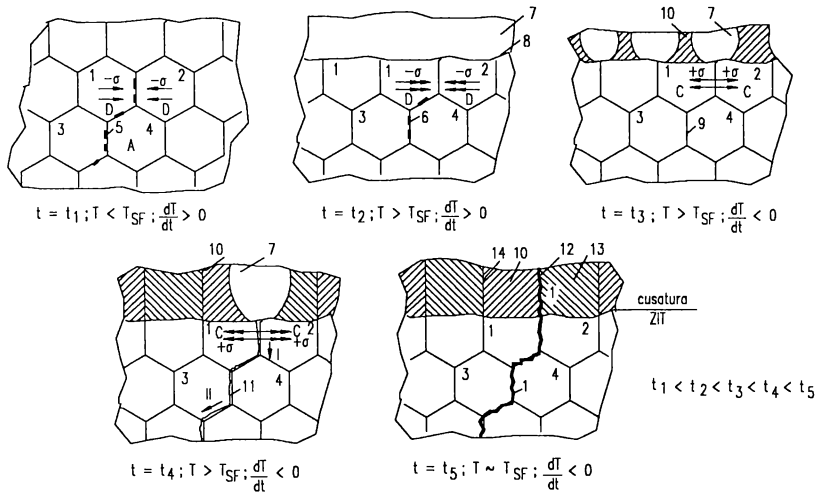
În cadrul modelului din figura 1.19, se ia în considerare grupul de grăunți 1-4, aparținând înainte de sudarea materialului de bază, astfel plasăți încât la sudare, grăunții 1-2 să ajungă adiacenți liniei de fuziune. După sudare ei fac deci parte din fâșia de supraîncălzire a ZIT.

La momentul t_1 , din cauza apropierii sursei termice folosite la sudare, are loc un proces de încălzire $\frac{dT}{dt} > 0$, motiv pentru care apare dilatarea D , care determină apariția compresiunii $-\sigma$. Deoarece $T < T_{SF}$, formațiunile lenticulare 5, plasate intergranular se găsesc în stare solidă. Procesul de încălzire continuă, la un moment dat $T > T_{SF}$, astfel încât la timpul t_2 apar formațiunile lichide 6, aplatizate în raport cu formațiunile 5, dar nefrmând un film lichid continuu, deoarece compresiunea σ crescută ca urmare a măririi dilatației D , împiedică acest lucru.

În același timp se formează și baia de metal lichid 7, separată de grăunții 1,2, prin linia de fuziune idealizată 8.

Îndepărtarea sursei termice de locul considerat, prin deplasarea ei în lungul liniei de sudare, duce la instaurarea fazei de răcire, când contracțiile C determină apariția

solidificării la întindere $+\sigma$, condiții în care se formează filmul lichid continuu 9. Concomitent în baia de metal lichid încep să se formeze celulele 10, separate între ele printr-un strat de metal lichid, relativ gros. Răcirea continuând, cresc contracțiile mecanice ale filmului intergranular, astfel încât se formează goluri, germeni de fisură, similar cu situația din figura 1.19., care crescând se unesc și duc la formarea unei fisuri 11 ce crește pe direcțiile I, II (momentul t_4). Concomitent cresc celulele 10, ducând la micșorarea spațiului intercelular umplut cu lichidul 7.



Modelul fizic al fisurării prin film lichid la încălzire perisolidus

a, b, c, d, e - stadii la diferiți timpi; 1, 2, 3, 4 - grăunți; 5 - formațiunea ușor fuzibilă, în stare solidă; 6 - formațiunea 5, topită; 7 - lichidul băii de metal topit; 8 - linie de fuziune; 9 - film lichid intergranular; 10 - celulă în curs de formare; 11 - fisură în ZIT; 12 - film lichid intercelular; 13 - fisură în cusătură; 14 - strat intercelular; σ - solicitare mecanică; D - dilatare; C - contracție; T - temperatură; T_{SF} - temperatura de solidificare a filmului intergranular; A - loc de măsurare a temperaturii T.

Fig.1.19.

În procesul ei de creștere pe direcția I, fisura 11, poate atinge linia de fuziune 8. Dacă în acest moment stratul intercelular se găsește sub forma unui film lichid subțire 12, atunci fisura 11 din ZIT se poate propaga și în cusătură, rezultând ramura 13, cu caracter intercelular (momentul t_5).

Din cele arătate, rezultă că, mecanismul fisurării prin film lichid la încălzirea perisolidus, poate provoca apariția fisurilor în ZIT, aproape de linia de fuziune, cu o eventuală extindere și dincolo de aceasta. Asemenea fisuri pot apărea și în cusăturile multistrat, anume în fâșia de supraîncălzire, pe care un rând depus ulterior, o determină în materialul unui rând depus anterior.

Se observă de asemenea că, modelul arătat, poate fi utilizat și la explicarea fisurilor germinate în fâșia topirii incomplete (zona de legătură).

În acest caz, filmul lichid subțire și continuu 9, poate fi realizat prin simpla topire a stratului intergranular și a marginii grăunților fără a fi neapărat nevoie de existența unei formațiuni ușor fuzibile 5, dispuse intergranular.

Fisurile la cald produse în zona influențată termic, sunt orientate perpendicular pe zona de trecere, iar lungimea lor, este de ordinul d mărime al diametrului câtorva grăunți, din care cauză sunt greu decelabile [79].

Din motivele expuse, în unele cazuri, fisurarea este un criteriu decisiv pentru aprecierea comportării la sudare, pe când în altele nu este semnificativ. În aceste condiții alegerea unei metode potrivite de încercare este decisivă, fisurarea trebuind să se realizeze în condiții cât mai apropiate de cele reale, existente în construcția sudată. Fisurarea la cald rămâne totuși un criteriu important dar nu singurul, pentru aprecierea comportării la sudare, iar semnificația acestor încercări pe care le vom prezenta în cele ce urmează, crește în cazul oțelurilor cu rezistență ridicată, termorezistente și inoxidabile.

1.2.3. Factori de influență a fisurării la cald

În fig.1.20 sunt prezentați sintetic factorii care influențează apariția fenomenului de fisurare la cald.

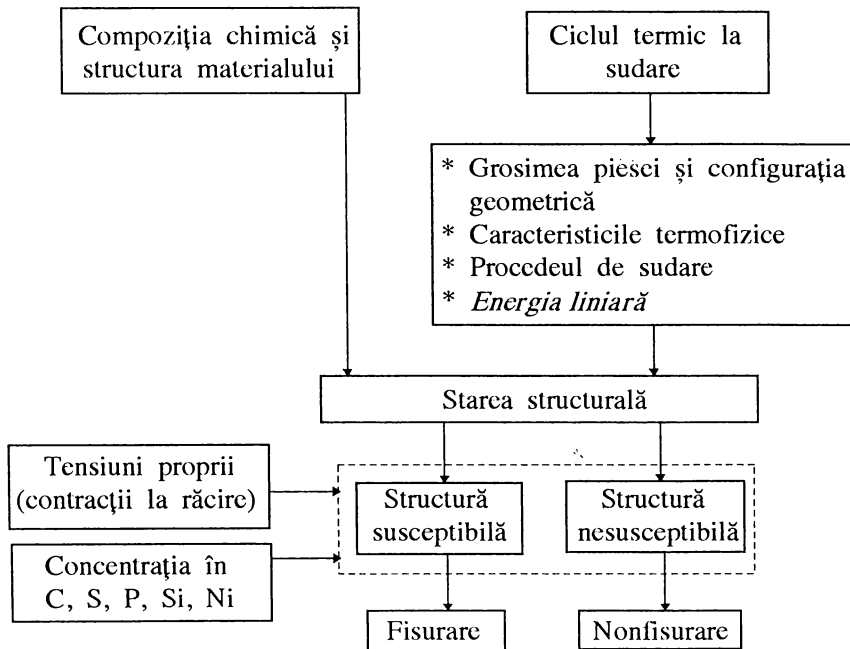


Fig. 1.20.

A. Influența compoziției chimice

Existența unui film lichid intercelular sau intergranular nu determină întotdeauna fisurarea agregatului solid-lichid, deoarece deși capacitatea de deformare a acestui agregat înainte de rupere, este mică ea este totuși de același ordin de mărime cu deformația plastică produsă de către contracție.

Apariția fisurării la cald este determinată de acțiunea următorilor factori: metalurgici, constructivi și tehnici [55;160]. Sensibilitatea la fisurare este influențată de asemenea de structura, tipul și cantitatea de fază lichidă existentă în cursul solidificării,

mărima intervalului de cristalizare, viteza de solidificare. Astfel trebuie avut în vedere și faptul că, un același material, definit doar prin compoziția sa chimică de bază, nominală, poate avea o extindere diferită datorită variației locale sau generale a elementelor de aliere, a elementelor însoțitoare permanente și mai ales, a unor impurități cu mare tendință de segregare sau capabile să determine apariția unor eutectici ușor fuzibili. Se știe că impuritățile prezente sunt împinse de cristalele în dezvoltare spre zonele care se solidifică mai târziu, producându-se astfel o concentrare în lichidul care se solidifică ultimul. Efectul este scăderea temperaturii de solidificare, care poate atinge diferențe de ordinul sutelor de grade față de zona care se solidifică la început [75; 98; 133; 163].

Procesele expuse sunt condiționate de compoziția chimică a metalului depus, constatându-se că unele elemente au efecte defavorabile (Mn, Cr, Mo, V), iar altele efecte favorabile fisurării (C, S, P, Si, Ni) [7; 55; 111; 127; 133].

A.a. Influența compoziției chimice asupra fisurării la cald la sudarea oțelurilor carbon și slab aliate

Fisurarea la cald este favorizată în primul rând de efectul sulfurii și fosforului, elemente care măresc intervalul de solidificare a cusăturilor sudate, ambele elemente formând eutectice cu temperatura redusă de topire 1261°K pentru Fe-FeS și 1321°K în cazul Fe-Fe₃P [75; 133].

S-a mai constatat că susceptibilitatea la fisurare la cald este determinată și de aportul Mn%/S% și conținutul în C%. Peste 0,14%C crește tendința de fisurare la cald fiind asociată cu punctul peritectic (0,16%). Acțiunea sulfurii S, similară cu a carbonului C este contracarată de mangan Mn. Un conținut mai ridicat de Mn este favorabil,

deoarece acesta are o afinitate mai mare față de sulf în comparație cu fierul. Se observă că fisurarea este mai intensă la concentrații mari de carbon și de sulf.

Influența sulfurii asupra fisurării sudurilor în funcție de concentrația în C și Mn a oțelului este prezentată în fig. 1.20'.

Fosforul P promovează de asemenea fisuri la cald cu un conținut de peste 0,025% P.

De aceea la sudarea manuală cu electrozi înveliți de oxid de fier în condițiile nedezoxidării se produc depuneri de metal care sunt mult mai tolerante la sulf (favorizând fisurarea) decât sunt depunerile executate cu electrozi celulozici și rutilici.

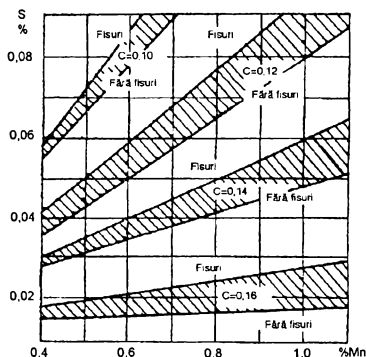


Fig. 1.20'.

A.b. Influența compoziției chimice la fisurarea la cald la sudarea oțelurilor inoxidabile austenitice

Factorii principali care afectează fisurile la cald la sudarea oțelurilor austenitice, sunt structura, conținutul în elemente de aliere și impurități.

În îmbinările sudate ale oțelurilor inoxidabile, cromul este respins în lichid în timpul solidificării austenitice, ca fază primară, iar nichelul este împins în lichid în cursul solidificării, ca primă fază a feritei δ. Elementele Si, Mo, S, P, care sunt solubile în ferita δ, sunt transferate în lichid în condițiile solidificării primare a austenitei, în timp

ce carbonul și manganul mai solubile în austenită, traversează aceeași situație în cazul în care prima fază care se solidifică este ferita δ [98;109;111].

După cum s-a menționat, sulful și fosforul formează eutectici cu temperatură scăzută de topire. Siliciul tinde să formeze filme sticloase de silicați, care provoacă fisurarea.

În oțelurile în care prima dată se solicită austenita, S, P, Si, vor fi respinse în lichid și vor forma constituenți cu temperaturi reduse de topire, în regiunile interdendritice, cauzând fisurarea la cald. La aliajele la care se solidifică în primul rând ferita δ , aceste elemente vor trece în mai mică măsură în lichid și în consecință vor fi mai puțin sensibile la fisurarea la cald. Studii recente au arătat că fisurarea la cald și problema feritei δ , în îmbinările sudate ale oțelurilor inoxidabile austenitice, sunt în strânsă legătură cu procesul de solidificare și proporția de ferită δ la temperatura de solidificare, în mai mare măsură decât la temperatura ambiantă [110].

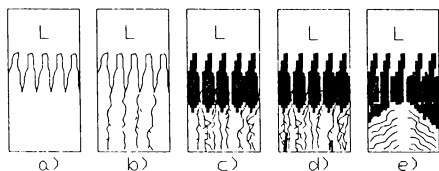


Fig.1.21.

Modul de solidificare și deci microstructura care se obține la temperatura ambiantă, sunt dependente de compoziția chimică a metalului cusăturii sudate și anume de conținutul în elemente care formează austenită și ferită δ . Din acest punct de vedere, felul în care se solidifică baia metalică, se poate clasifica conform reprezentării din figura 1.21.

În cazul solidificării cu austenită sau austenită-ferită $Cr_c/Ni_c \leq 1,48$, rezultă o microstructură în care dacă apare ferita δ ea este plasată interdendritic (fig.1.20 a și b), la solidificarea suf formă de ferită-austenită, $1,48 \leq Cr_c /Ni_c \leq 1,95$, apare o microstructură în care ferita δ este localizată, în principal, în axa dendritelor (fig.1.20 c și d). Dacă solidificarea are ca rezultat o singură fază, ferita δ , $Cr_c /Ni_c \geq 1,95$, domină morfologia în rețea, iar structura de solidificare nu este sensibilă (fig.1.20 e).

Fiecare mod de solidificare ocupă un domeniu propriu în diagrama Schaeffler (fig. 1.21). Conținutul în ferita δ poate să varieze în limite largi, dar o proporție mare prezentă în microstructură pare să favorizeze fisurarea.

Există un domeniu optim din punctul de vedere al rezistenței la fisurare. Structurile din partea superioară a diagramei Schaeffler, care se solidifică suf formă de austenită, sau austenită-ferită δ , sunt susceptibile la fisurarea la cald. De asemenea, solidificarea având ca rezultat o singură fază, adică ferita δ , conduce la o microstructură sensibilă la fisurare. Cea mai ridicată rezistență la fisurare, în intervalul de solidificare, o au sudurile care s-au solidificat în modul feritic-austenitic.

Fisurile produse la solidificare în cazul structurilor austenitice, austenitice-feritice și feritice, sunt localizate la limitele grăunților, iar când solidificarea se face în modul feritic-austenitic, fisurile pot fi și transgranulare [109].

Deci, estimarea susceptibilității la fisurare la cald este posibilă pe baza proporției feritei δ . Conținutul minim de ferită δ , necesar pentru evitarea fisurării, fiind dependent de oțel (fig.1.21), se prescriu valori în limitele 2-20%, în funcție de tipul metalului de adaos conform clasificărilor AWS [98].

Se consideră susceptibilitatea minimă dacă se îndeplinesc condițiile [98]:

$$Cr_c /Ni_c = 1,5...2,0$$

$$P + S \leq 0,01\%$$

După cum s-a menționat, cea mai ridicată rezistență la fisurare, se obține în cazul cusăturilor care se solidifică în modul feritic-austenitic (fig.1.22). Această metodă poate

da informații prețioase mai ales când tipul metalului cusăturii sau compoziția sa chimică nu sunt cunoscute.

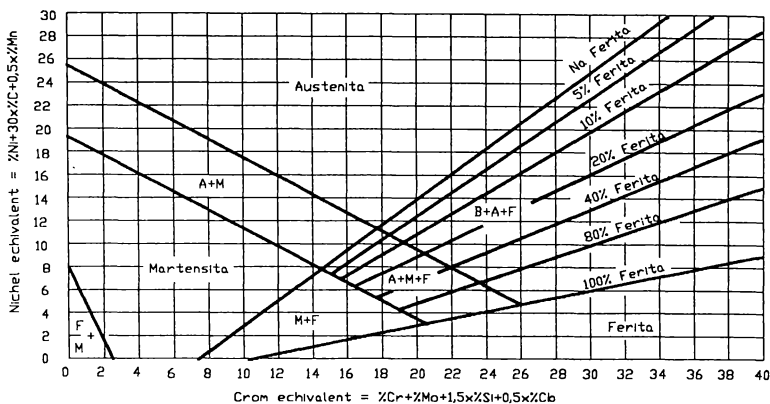


Fig.1.22.

B. Influența regimului de sudare asupra fisurării la cald

Regimul de sudare exercită o influență deosebită asupra însușirilor mecanice ale îmbinării prin aportul de energie.

O energie mare introdusă în îmbinarea sudată poate provoca fragilizarea și fisurarea la cald a zonei influențată termic, mărirea zonelor sensibile la fisurare la cald, fisurarea la cald a metalului de bază în cursul solidificării, fisurarea la cald datorită deplasării marginilor tablelor la sudarea dintr-o parte.

În cazul unui aport redus de energie apar probleme în legătură cu fisurarea în prezența hidrogenului, a metalului de bază și a cusăturii sudate.

Tehnologia de sudare (intensitatea curentului de sudare, tensiunea arcului, lungimea arcului, viteza de sudare, tipul electrodului, etc.) poate crea condiții pentru o cristalizare neuniformă a cusăturii, cu tendința ridicată spre fisurare la cald [163]. Principalele efecte ale unei tehnologii necorespunzătoare pot conduce la neomogenități chimice care se manifestă prin repartizarea neuniformă a elementelor de aliere și la neomogenități fizice, provocate de aglomerarea diverselor defecte ale rețelei cristaline.

Astfel, microstructura obținută în cursul solidificării unei băi metalice de formă alungită (fig.1.23 a) este sensibilă la acest fenomen.

Întâlnirea gradientilor de concentrație în fața grăunților care se dezvoltă, plecând de la cele două margini opuse ale băii de sudură, are ca urmare prelungirea nedorită a fazei 3 și a zonei sensibile la fisurare. Din această cauză, în materialele cu sensibilitate redusă la fisurare la cald, datorită concentrării elementelor reziduale care scad temperatura solidusului și lichidusului, se produc fisuri la cald în axa sudurii.

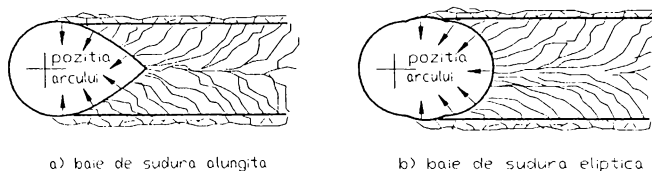


Fig.1.23.

Reducând viteza de sudare, în așa fel încât să se obțină o baie metalică de formă eliptică (fig.1.22 b), se poate suprima faza tranzitorie finală în lungul axei sudurii și astfel să se evite fisurarea la cald în această zonă.

Rezultă deci, că la alegerea parametrilor de sudare, trebuie să se țină cont de faptul că cele mai favorabile condiții sunt acelea care asigură variația ductilității structurilor într-un spațiu cât mai mare posibil. Trebuie deci, ca pentru fiecare marcă, de oțel și grosime de tablă, să se stabilească aportul de energie și în consecință parametrii de sudare care provoacă cea mai redusă degradare a ductilității în zona influențată termic.

1.3. Fisurarea la reîncălzire

Reîncălzirea îmbinărilor sudate, după terminarea sudării, de exemplu, prin aplicarea unui tratament termic, poate determina punerea în evidență sau apariția unor noi fisuri chiar dacă temperatura maximă atinsă este apreciabil mai mică decât punctul critic A_1 . În unele cazuri, ca de pildă la placarea cu electrod bandă, este suficientă reîncălzirea determinată de straturile de placare succesive, pentru a provoca fisurarea într-o anumită zonă din ZIT-ul materialului de bază. Asemenea fisurări sunt denumite și fisurări la detensionare.

Postîncălzirea îmbinărilor sudate în vederea tratamentelor termice - de obicei detensionări - sau încălziri repetate în serviciu pot în anumite condiții să provoace fisurarea intergranulară în ZIT în subzona cu granulație mărită. Această manifestare cunoscută sub denumirea de fisurare la reîncălzire (reheat cracking sau stres relief cracking) este tipică pentru construcțiile de performanță executate prin sudare din table de grosime mai mare de 25 mm, fenomenul accentuându-se pe măsură ce crește gradul de aliere al oțelului.

Fisurarea la reîncălzire se manifestă în mod deosebit la oțelurile slab aliate de tip QT, utilizate în construcția recipientelor cu pereți groși [171] ; la oțelurile feritice refractare cu Mo, Cr-Mo și Cr-Mo-V destinate să reziste în condiții de fluaaj [135]. De asemenea fisurază la reîncălzire, oțelurile austenitice stabilizate cu niobiu [222] și chiar oțelurile austenitice de tipul 18/8 cu conținut scăzut de carbon, îmbinările sudate din aliaje de nichel care se durifică prin precipitare (de exemplu aliajele de tip Inconel, Nimonne, Vidmet, etc.) [120, 158].

Tot pe seama fenomenelor de fisurare la reîncălzire poate fi pusă și fisurarea oțelurilor slab aliate de înaltă rezistență (de exemplu oțelurile ASTM 508 c12, 533 gr.3 sau oțelul 22NiMoCr37 în ZIT-ul de sub stratul placat cu electrod sau bandă din oțel inoxidabil de tip 18/8) [227]. Aceste fisuri foarte greu de decelat, sunt de tip intergranular fiind plasate în subzona grosieră a ZIT și urmînd limitele anterioare ale grăunților de austenită într-o direcție perpendiculară pe direcția de rupere a stratului. Apariția fisurilor sub stratul de placat este facilitată de tensiunile mecanice suplimentare rezultate din dilatarea termică diferențiată datorită deosebirii între coeficienții de dilatare termică ai oțelului feritic ca material de bază și ai stratului din oțel inoxidabil cu structură austenitică.

Fisurarea la reîncălzire poate să apară în două circumstanțe distincte:

A. *La temperaturile relativ scăzute* (200-300 °C) datorită încălzirii prea rapide cînd se induc tensiuni termice importante care se suprapun peste tensiunile reziduale de sudură. Cîmpul de tensiuni rezultat poate provoca fisurarea sau poate exclude microfisurile existente din procese anterioare de fisurare.

B. Forma cea mai uzuală de fisurare la reîncălzire apare însă la expunerea îmbinărilor sudate *la temperaturi ridicate* (peste 500 °C) la care se manifestă fluaajul. La aceste temperaturi, prin epuizarea ductilității materialului îmbinării (capacitatea de deformare pînă la rupere) datorită modificărilor structurale, nu mai poate fi tolerată deformația asociată relaxării tensiunilor.

1.3.1.Mecanismul fisurării la reîncălzire

A. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi scăzute

Mecanismele tipice ruperii fragile specifice fisurării la reîncălzire la temperaturi scăzute rezultă din concurența următorilor factori:

- existența unui nivel înalt al tensiunilor reziduale datorită unui grad mare de constrângere al îmbinării, combinat cu tensiuni termice dintr-o încălzire rapidă (dilatări neuniforme) și accentuate concentrări tensiunii în zonele cu secțiune variabilă sau în interiorul îmbinării ca urmare a defectelor introduse în timpul sudării (incluziuni, nepătrunderi sau chiar fisuri preexistente).

- o fragilizare intrinsecă (de exemplu fragilizare " la albastru").

Pentru evitarea acestui tip de fisurare este esențială menținerea unui nivel scăzut de hidrogen și control riguros al condițiilor de încălzire. În cazul sudării secțiunilor groase s-au utilizat viteze de încălzire de 10-20 °C/oră până la 200 °C. În majoritatea cazurilor vitezele de încălzire de 30-80°C/oră sunt satisfăcătoare pentru componente de complexitate

normală. Controlul vitezei de încălzire în cuptor și limitarea diferenței de temperatură între zonele cu secțiuni diferite este esențială pentru evitarea acestui gen de fisurare. În cazul că se sudează cu preîncălzire, pînă la introducerea în cuptor pentru detensionare este o măsură de precauție recomandabilă.

B. Fisurarea la reîncălzire la temperaturi ridicate

La temperaturi ridicate la care fluajul este manifest, determină fenomenul FRI este determinat de depășirea capacității de deformare a materialului în subzona cu granulație grosieră din ZIT în procesul de relaxare al tensiunilor reziduale. Peste tensiunile lor se suprapun tensiunile termice, datorită dilatărilor neuniforme precum și tensiunile din solicitările exterioare, sau augmentarea acestora prin efecte de concentrare. Existența unui nivel înalt de solicitare este o condiție determinată pentru apariția FRI.

Procesul este de tipul relaxării tensiunilor în timp în condițiile curgerii prin fluaj.

Relaxarea tensiunilor este cu atît mai pregnantă cu cît temperatura este mai ridicată.

Ruperea, apare la temperatura de expunere dacă deformația plastică rezultată prin relaxarea tensiunilor reziduale depășește ductibilitatea la rupere la fluaj în timpul de menținere considerat. Rezultă că factorii de influență la fluaj sunt direct implicați în fenomenul FRI.

Nucleția ruperii prin fluaj are loc la limita grăunților prin formare și coalescență de cavități. Două tipuri distincte de cavități se pot forma în timpul fluajului.

a. Cavități de tipul W care se formează în punctul triplu al limitei grăunților, rezultînd din alunecarea limitei grăunților sub acțiunea cîmpului de tensiune (tensiuni reziduale și cele induse de forțele exterioare sau efectele dilatărilor termice) generîndu-se astfel o puternică concentrare de deformație și tensiune în punctul triplu. Inițierea fisurării survine cînd în acest punct tensiunea locală depășește rezistența coezivă T_N în planul de alunecare materializat de limita grăunților: $T_N = T_i + \sqrt{2G\gamma/d}$.

În această relație, la temperatura la care fluajul este manifest " rezistența de frecare" în mișcarea dislocațiilor este practic nulă datorită activării puternice a mișcării acestora.

Celelalte mărimi care intervin în aceste relație sunt: γ energia superficială asociată cu suprafața fisurii nou create (mai mare decît energia superficială a metalului cu cuantumul lucrului mecanic de deformație consumat în stadiul premergător formării fisurii); d diametrul mediu al granulației și G modulul de elasticitate transversal.

Prezența precipitărilor sau a impurităților, în zona punctului triplu, facilitează formarea cavităților, dacă legătura particulei cu matricia metalică este slabă ($\gamma - mic$).

Al doilea tip de cavități - de tip r - se formează la temperaturi mai mari și solicitări relativ scăzute. Cavitățile de acest tip nuclează la limitele grăunților orientați

perpendicular pe direcția de acțiune a tensiunii ca și în punctele triple prin mecanisme de migrare a vacanțelor (fluaj de tip Hering - Nabarro). Cavitățile tip- r au de regulă formă elipsoidală cu tendință; de coalescență. Se consideră că acest tip de cavități este mai puțin operant în cazul FRI la tratamente de detensionare. S-a constatat că la un oțel tip 2 1/4 Cr 1 Mo, la aproximativ 370°C precipită carbura FeC, care la 580°C trece în Fe₃C concomitent Mo₂C.

Precipitățile fiind în interiorul grăunților constituie un obstacol pentru dislocațiile cu posibilități de mișcare. În acest fel capacitatea de deformare a interiorului grăunților este diminuată și astfel deformația plastică necesară relaxării tensiunilor este concentrată în principal la limitele grăunților facilitând declanșarea mecanismelor de nucleație a cavităților de tip W sau r și coalescența subsecventă a acestora până în stadiul de fisură.

1.3.2. Modele fizice ale mecanismului fisurării la reîncălzire

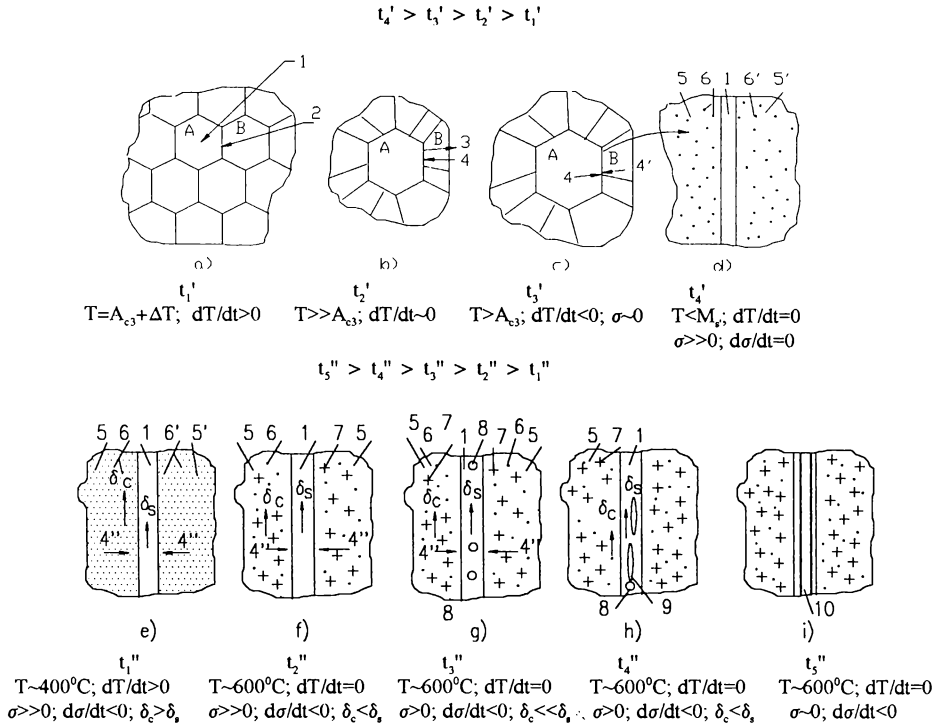
Se consideră un grup de grăunți AB din regiunea care va deveni prin sudare fâșia de supraîncălzire și anume în momentul când în cursul încălzirii la sudare temperatura a depășit cu puțin A_{c3} (fig.1.24. a), adică matricea este austenită. Luând în considerare un oțel complex aliat, de exemplu, cu elemente din familia Cr, Mo, V, Nb, Al, N, la care intervine cel mai des fisurarea la detensionare, matricea austenitică va conține în formă dispersă carburile speciale 2. În etapa b, odată cu depășirea, la încălzirea prin sudare, a temperaturii de circa 1110 °C aceste carburi se dizolvă în austenită, în etapa finală a încălzirii (aproximativ 1400 °C), dispărând chiar și carburile stabile de Mo, V și Nb precum și eventualii compuși ai aluminiului cu azotul. În același timp, admitând că din considerente geometrice și altele, grăuntele A este termodinamic mai stabil decât grăuntele învecinat B, are loc o migrare pe direcția 3 a stratului intergranular 1, ajungându-se la cerștea însemnată a grăunțului A. În consecință se micșorează lungimea cumulată a straturilor intergranulare care revine unității de volum. Acest fapt are o anumită importanță din punctul de vedere al acumulării impurităților în aceste straturi. Concomitent, ca urmare a unui efect de măturare al limitei de grăunte în mișcare, se pare că poate avea loc o acumulare de impurități și defecte în stratul intergranular, fapt ilustrat prin săgeata 4.

În cursul primei perioade de răcire, când temperatura este încă peste A_{c3} , dar sub circa 1100 °C, unele impurități, ca de pildă P; A_s ; S_n etc., a căror solubilitate în austenită scade odată cu micșorarea temperaturii, tind să iasă din soluție, acumulându-se în stratul intergranular, deoarece acolo energia de activare necesară pentru precipitare este minimă. În acest fel se instaurează o a doua etapă de impurificare a stratului intergranular, figurată prin săgeata 4'. Acest gen de procese, care inițial se desfășoară în măsură restrânsă din cauza vitezei mari de răcire, continuă și în domeniul temperaturilor mai mici (500-600 °C), astfel încât el poate fi favorizat de către reîncălzirile determinate de către straturile ulterioare, la sudurile multistrat sau de către unele tratamente termice aplicate după sudare. Existența unor solicitări mecanice de întindere, precum și procesele de difuzie către stratul intergranular și în lungul acestuia accelerează impurificarea locală (săgețile 4").

Se admite că, după răcirea până la temperatura mediului ambiant sau temperatura de preîncălzire, structura este bainitomartensitică, cu eventuală austenită reziduală. În etapa d, la o mărire mult mai mare decât la c, se ia în considerare formațiunile bainitice 5, 5', separate prin stratul intergranular 1, care cuprind precipitatele 6 de carburi de fier sau carburi complexe și sunt sediul unui important câmp de tensiuni mecanice triaxiale, notat simbolic prin σ .

Supunând o asemenea structură unei detensionări, atunci într-o primă fază a încălzirii, când temperatura este, de exemplu, în jur de 400 °C (etapa e) corpul

formațiunii bainitice este mai puțin rezistent față de deformările plastice, decât stratul intergranular 1, astfel încât începutul relaxării tensiunilor proprii $d\sigma/dt < 0$, are loc mai ales prin deformarea δ_c a corpului și mai puțin prin aceea a stratului intergranular δ_s ($\delta_c > \delta_s$).



a...d - stadii la diferiți timpi t' în timpul sudării; e...i - stadii la diferiți timpi t'' în timpul detensionării; A - B - grăunți de austenită; T - temperatura; σ - sollicitare mecanică; δ_c - deformația corpului grăuntelui; δ_s - deformația stratului intergranular; 2 - carburi speciale; 3 - direcție de migrație a stratului intergranular; 4, 4', 4'' - direcții de impurificare a stratului intergranular; 5, 5' - formațiuni bainitice; 6 - carburi de fier și (sau) carburi complexe; 7 - carburi speciale și carbonitruri; 8 - goluri submicroscopice; 9 - acumulări de goluri submicroscopice; 10 - fisură.

Fig.1.24.

Mărind în continuare temperatura, are loc o dizolvare parțială a carburilor existente, astfel încât cu ocazia proceselor de difuzie pot apărea concentrații locale de elemente care favorizează așa-numitele reacții de schimb, în urma cărora apar carburi speciale mai ales a elementelor Mo și Cr. În prezența elementelor Ti, Nb, V etc., se obțin și carbonituri sub forma unor precipitate inițial incoerente, ulterior coerente. Toate aceste precipitate (7 etapa f) sunt într-o formă foarte fin dispersă, mult mai fine decât precipitatele inițiale 6, astfel încât se obține o consolidare a corpului grăuntelui, evidențiată pe anumite intervale de timp ale detensionării printr-o scădere nesemnificativă a durtății, ba chiar printr-o creștere a acestuia (durificarea secundară).

În asemenea condiții, pe palierul temperaturii de detensionare, etapa f, relaxarea tensiunilor proprii are loc mai ales prin deformarea stratului intergranular ($\delta_s > \delta_c$). Procesul continuă în acest fel, astfel încât la un moment dat (etapa g) când se depășește

capacitatea de deformare a stratului intergranular, în acesta apar golurile submicroscopice 8. În acest moment s-a atins așa-numita fază de prefisurare la detensionare.

Similar cu procesul care are loc la ruperea prin fluaj, aceste goluri submicroscopice migrează în stratul intergranular și unindu-se mai multe între ele, rezultă goluri mari alungite (9 etape h), care în cele din urmă degenerază în fisura 10.

Se reține deci că în esență o asemenea fisură poate apare la reîncălzirea subcritică a unei structuri de supraîncălzire, că are un caracter intergranular și că se produce mai ales în cazul prezenței unor elemente de aliere capabile să ducă la consolidarea prin precipitare dispersă.

1.3.3. Factori de influență

Mecanismul fisurării la reîncălzire este generat de rezistența la fluaj de scurtă durată a îmbinării sudate, în principal a subzonei cu granulație grosieră din ZIT. Rezultă deci că factorii care controlează fenomenul de fisurare la reîncălzire, se identifică cu cei care controlează fenomenul de fluaj, ei fiind după cum urmează :

A. *Materialul în zona influențată termic* prin intermediul compoziției metalului de bază, structurile ZIT cât și a cracteristicilor de rezistență și deformare ZIT, MB și MD.

B. *Tehnologia de sudare* prin aportul de căldură rezultat din tipul procedului de sudare ales,

C. *Factori de solicitare* explicitați prin nivelul *tensiunilor reziduale*, tensiunilor în serviciu, tensiunilor termice induse de diferențele de temperaturi și a concentrărilor rezultate din variații de formă geometrică.

D. *Tratamentul termic al sudurii*, în care parametrii determinați sunt: viteza de încălzire, temperatura și timpul de menținere.

Factorii din categoria A și B sunt într-o strânsă interdependență atât cu parametrii tehnologiei de sudare din care: procedul de sudare, aportul de căldură și eventualele preîncălziri; sunt cei mai importanți, cât și cu factorii constructivi ca: geometria globală, tipul îmbinării și forma coordonului.

Interdependența dintre factori este ilustrată în fig.1.25.

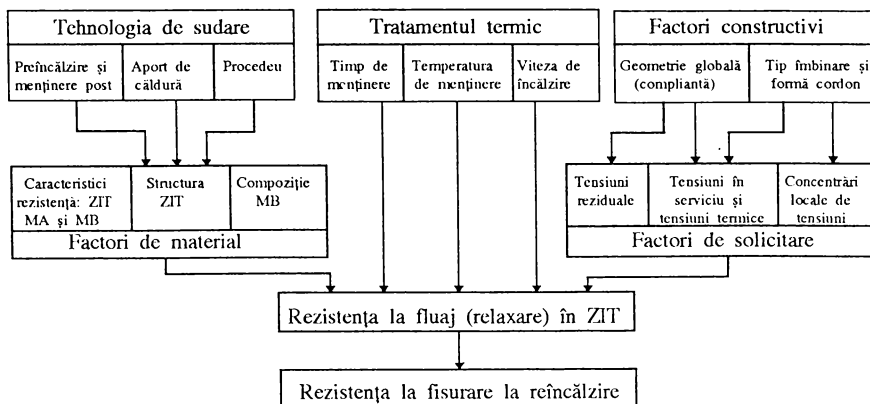


Fig.1.25.

A. Factori de material

În cazul oțelurilor, elementele carburigene care stabilizează ferita Cr, Mo, V, se adaugă pentru mărirea tenacității, călibilității și a rezistenței la fluaj.

Reversul aceluși efect benefic îl constituie tendința de formare și precipitare de carburi pe care o promovează aceste elemente mărind susceptibilitatea la FRI. Elementele Mo și V reduc ductilitatea în condiții de fluaj favorizând operativ FRI. Vanadiul este elementul cu o deosebită potențialitate în promovarea FRI. Cromul între 0 și aproximativ 2% mărește, iar peste această limită diminuează FRI. Luând în considerare [132] influența conjugată a acestor 3 elemente, a propus un criteriu cantitativ de aplicare a tendinței de fisurare la reîncălzire prin calcularea indicelui ΔG :

$$\Delta G = Cr + 3,3 Mo + 8,1 V - 2$$

în care participările elementelor de aliere se exprimă în procente. Dacă $\Delta > 0$ oțelul este considerat sensibil la FRI respectiv dacă $\Delta G < 0$, atunci este considerat insensibil. Acest criteriu a fost dezvoltat de Nakamura pe baza rezultatelor experimentale obținute cu oțeluri slab aliate, aplicabilitatea lui fiind limitată la un conținut de max. 1,5 % Cr. Desigur, acest criteriu dă numai o indicație generală, o primă aproximare corelată cu factorul compozițional, fără a putea cuprinde alte influențe cu pondere în FRI.

Se remarcă că în criteriul Nakamura nu intervine carbonul ca principal element de aliere în oțeluri. Se consideră că pentru oțelurile slab aliate pentru care este dezvoltat acest criteriu, variațiile în compoziție a carbonului nu se fac între limite așa de mari încât să influențeze pregnanț.

Lipsa elementelor carburigene în oțelurile obișnuite cu conținut redus de carbon face ca fenomenul FRI să nu apară în condiții obișnuite la aceste oțeluri.

Pe lângă elementele principale de aliere, un rol important îl au și oligoelementele. Astfel, adausuri de B, S, Nb, Cu precum și P au un efect nefavorabil asupra rezistenței la FRI. Același efect îl au și impuritățile de Sb și As.

Asupra urmelor de Sn nu s-au putut degaja concluzii semnificative. Relativ la practica dezoxidării s-a constatat că o creștere a conținutului de Al pînă la aproximativ 0,035 % accentuează progresiv sensibilitatea la FRI, iar dezoxidarea finală cu Ti a relevat un efect contrar. Siliciul poate avea un efect favorabil pînă la o limită, peste care, influența poate să devină puternic negativă. Ito a propus un criteriu de apreciere a FRI similar cu cel propus de Nakamura, dar care este cuprinsă influența unor oligoelemente. După acest autor se calculează indicele P_{SR} cu relația:

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 10V + 7Nb + 5Ti - 2$$

în care participările sunt în procente. Dacă $P_{SR} > 0$ atunci oțelul manifestă o sensibilitate intrinsecă la FRI, respectiv o insensibilitate cînd $P_{SR} < 0$. Și acest criteriu obținut prin analiza unui număr mai mare de șarje este pertinentă oțelurilor slab aliate cu conținutul de crom de max 1,5 %.

Din punct de vedere structural, în procesul FRI este implicată în primul rînd mărimea granulației în ZIT. Fisurarea la reîncălzire este invariabil localizată în subzona cu granulație grosieră din ZIT, corespunzătoare unei temperaturi maxime în procesul de sudare de peste 1100 °C -1200 °C, practic la cîțiva grăunți de linia de fuziune. Cu cât granulația în această zonă este mai mare, cu atât crește tendința la FRI.

În privința direcționalității, s-a constatat în cazul oțelurilor, că la cordoanele depuse paralel cu direcția de laminare crește susceptibilitatea la FRI compativ cu cordoanele dispuse transversal.

B. Tehnologia de sudare.

Procedeele de sudare se diferențiază din punctul de vedere al FRI după extinderea zonei cu granulație grosieră din ZIT și a nivelului tensiunilor reziduale induse în această zonă. Procedeele sau regimurile care induc un aport mare de căldură apar ca defavorabile. Această tendință a fost evidențiată clar de rezultate experimentale obținute cu oțeluri slab aliate de tip Cr-Mo. Dacă se analizează o diagramă de variație a ΔG și

P_{SR} , în funcție de $t_{8/5}$ - timpul de răcire între 80 și 500°C. Se remarcă că o creștere a aportului de căldură respectiv o scădere a vitezei de răcire evidențiată prin creșterea timpului de răcire $t_{8/5}$ peste 70 de secunde face să apară FRI și la ΔG sau $P_{SR} < 0$.

În privința influenței preîncălzirii, în stadiul actual al cercetărilor, nu s-au putut evidenția tendințe bine definite. Unele rezultate cu oțeluri slab aliate par să indice o scădere a tendinței FRI, în cazul când se aplică preîncălzire.

Acest efect este explicabil mai mult prin efectul de diminuare al tensiunilor interne prin preîncălzire, decât prin efecte structurale rezultate din variația ciclului de încălzire și răcire la sudare.

Încercările de tracțiune pe epruvete pe care s-au simulat ciclurile termice caracteristice de la sudare la temperaturi cuprinse între 500 și 650 °C, au arătat că ductilitatea la rupere scade pe măsură ce crește temperatura maximă a ciclului simulat (temperatura maximă de austenitizare la oțeluri), efect asociat cu o creștere a granulației primare de austenită. Viteza de răcire în ZIT, $t_{8/5}$ la simularea ciclului de sudare, a fost cuprinsă între 5 și 30 °C/sec, iar temperatura de reîncălzire, la care s-a efectuat tracțiunea a fost 600°C.

Desigur reducerea ductilității la rupere indică o susceptibilitate mai mare la FRI odată cu sporirea aportului de căldură, deoarece un aport mai mare de căldură face ca o zonă mai extinsă învecinată în care nu apare FRI liniei de fuziune să fie expusă temperaturilor mari (gradient de temperatură mai mic).

În scopul evaluării cantitative a tendinței de FRI în corelație cu parametrii tehnologici de sudare, s-a ajuns la următoarele relații:

$$(t_{8/5})_{lim} = \frac{3000}{(\Delta G + 2)^{5,7}}$$

în cazul corelației $\Delta G - t_{8/5}$ respectiv $(t_{8/5})_{lim} = \frac{200}{(P_{SR} + 2)^{4,3}}$ în cazul corelației $P_{SR} - t_{8/5}$. Timpul $(t_{8/5})_{lim}$, reprezintă pentru un ΔG sau P_{SR} dat, parametrul limită de încălzire, care determină, aportul maxim admisibil de căldură astfel încât să nu apară FRI în îmbinările sudate din clasa de oțeluri Cr-Mo.

C. Starea de tensiune

Un rol important în declanșarea FRI îl are starea de tensiune respectiv deformația impusă zonei cu granulație grosieră din ZIT. Indiferent de starea metalurgică a ZIT, FRI nu poate să apară în absența unui câmp de tensiune suficient de intens. Starea de tensiune în zona unei îmbinări este determinată de nivelul tensiunilor reziduale, de tensiunile induse de sarcinile exterioare și de tensiunile termice provenite din încălziri și răciri neuniforme. În procesul FRI sunt importante următoarele forme de tensiuni reziduale:

- tensiunile reziduale la nivelul structural induse de transformările metalurgice care implică variații de volum cum sunt: transformarea martensitică la oțeluri;

- tensiunile reziduale datorită constrângerii interne care sunt o urmare a solidificării și răcirii în condițiile unui câmp neuniform de temperatură. Aceste tensiuni reziduale au în ZIT o componentă de tracțiune perpendiculară pe cordon;

- tensiunile reziduale care sunt o urmare a constrângerii îmbinării în timpul răcirii sunt determinate în principal de complianța îmbinării. Aceste tensiuni reziduale au o extindere pe domenii mai largi (gradienti mai mici).

Tensiunile reziduale sau cele rezultate din deformații impuse se relaxează în timp la temperatura de tratament termic (tensiunile provocate de sarcini impuse nu se relaxează în timp ce induc fluaj). Cu cât nivelul inițial al tensiunii reziduale este mai mare și gradientul de relaxare în timp al tensiunii este mai mic cu atât ruperea este

inițiată mai devreme în procesul de relaxare curba Λ_2 sporind susceptibilitatea la FRI. Diferitele forme ale îmbinărilor cu bruște, ale supraînălțării metalului sudurii pot provoca concentratori de tensiune în ZIT cu structură grosieră fiind locuri cu o accentuată prorensiune către FRI. O îndepărtare a supraînălțării îmbinărilor cap la cap sau o rotunjire a racordării îmbinărilor de colț, s-a dovedit eficace pentru evitarea apariției FRI. S-a observat în cazurile când supraînălțării au fost îndepărtate, că locul de nucleanție a fost transferat spre zonele mai aprofundate ale ZIT cu granulație grosieră, fiind determinantă în aceste cirmumstanțe nivelul tensiunilor reziduale sau concentrărilor de tensiune date de incluziuni sau alte defecte structurale.

D. Tratamentele sau încălzirile post sudură

Condițiile de post încălzire postsudură - tratamente de detensionare sau încălzire în serviciu au un rol determinat în apariția FRI. Parametri de influență specifici tratamentelor postsudură sunt: temperatura de încălzire, viteza de încălzire până la această temperatură și timpul de menținere. Viteza de răcire este determinată numai de răcirea în care poate induce tensiuni termice de intensități periculoase pentru rezistența îmbinării. La oțeluri răcirea se face în cuptor până la aproximativ 300 °C după care ușa cuptorului se poate deschide, asigurând o circulație fără curenți peternici de aer.

Din evidențele experimentale se poate conchide că o menținere la o temperatură mai scăzută un timp mai îndelungat sau poate evita FRI mai ales că nici detensionarea nu se poate face complet . În privința temperaturii maxime admisibile pentru determinare, o limitare practică este impusă de pericolul de diminuare a rezistenței materialului de bază în zona adiacentă metalului depus prin supraîmbătrânire. Viteza de încălzire la detensionare se impune a fi suficient de mică pentru ca tensiunile termice să nu depășească valori periculoase. La oțeluri valorile limită inferioare ale vitezelor de încălzire pertinente pentru secțiuni grosiere sunt cuprinse între 30 și 80° C. În unele aplicații s-au dovedit necesare viteze minime de încălzire de 10-20 °C mai ales începutul încălzirii (până la 200-300 °C).

METODE, ECHIPAMENTE ȘI PROBE PENTRU EVALUAREA TENDINȚEI DE FISURARE LA SUDARE A OȚELURILOR STUDII, CERCETĂRI, CONTRIBUȚII PERSONALE

2.1. Testarea susceptibilității la fisurare la rece

Importanța deosebită a fisurării la rece a determinat elaborarea a numeroase metode de încercare în vederea studierii factorului de influență și a determinării condițiilor adecvate de sudare pentru prevenirea fisurării. Încercările de fisurare efectuate înainte de sudare, au o mare utilitate practică, întrucât fisurile la rece, având dimensiuni reduse, pot scăpa controlului iar ulterior diminuează rezistența construcției.

În principiu de pot distinge două tipuri de teste:

- a) Teste cu aplicarea unor sarcini exterioare;
- b) Teste de autoconstrângere datorată tensiunilor interne.

2.1.1 Teste cu aplicarea unor sarcini exterioare

Caracteristic pentru testele cu aplicarea unor sarcini exterioare este încărcarea externă aplicată pentru a testa sudura. Se spune că încercarea maximă care poate fi aplicată fără a produce fisurarea caracterizează susceptibilitatea la fisurare la rece.

O mulțime dintre aceste teste s-au dezvoltat datorită faptului că fisurarea la rece se produce predominant în ZIT, [64].

Exemplu de test foarte cunoscut este Metoda implanturilor și mai puțin folosite sunt: Testul de fisurare la tensiune de constrângere (TRC) în care îmbinarea sudată este testată la o încărcare constantă, Test de fisurare la constrângere rigidă (RRC) în care îmbinarea sudată este testată la tensiune constantă/deplasare sau Testul de fisurare cu creșterea tensiunilor (porțiuni de sudură sunt supuse la rupere sub diferite unghiuri). Numai Testul de fisurare sub constrângere la întindere longitudinală (LB-TRC) și Testul de fisurare la întindere longitudinală (LBC) au fost special dezvoltate pentru a testa producerea fisurării la rece în ZIT.

A. Metoda Implanturilor

Este o metodă în care tensiunile ce se introduc sunt controlabile iar sudarea pentru depunerea cusăturii de încercare se face în condiții apropiate de realitate, [116].

Metoda implanturilor constă din următoarele:

- se pregătesc o placă cu grosimea de cel puțin 10mm și implanturi, din oțelul ce se cercetează. Caracteristicile geometrice ale implantului schematizate conform recomandărilor documentului IIS/IIW 447-73 sunt prezentate în figura 2.1. Implanturile se introduc în placa respectivă în găuri anume practicate avându-se grijă ca ele să fie la distanțe egale între ele, creștătura implanturilor să se șituceze în ZIT și partea filetată a lor să fie în afara plăcii astfel încât să se poată aplica forța Q necesară creerii tensiunii în implant.

- folosind procedeul de sudare, materialele și regimul tehnologic cu care se va realiza structura, se depune o cusătură, notându-se momentele când arcul electric sau sursa de caldură folosită la sudare trece peste fiecare implant.

Implantul se supune încercării statice la tracțiune când temperatura epruvetei este între 100 și 150°C. Sarcina prescrisă trebuie atinsă în mai puțin de un minut și înainte ca temperatura să atingă 100°C. Durata minimă de menținere sub sarcină este de 18 ore. În cazul ruperii implantului în timpul încercării la tracțiune se înregistrează durata încercării.

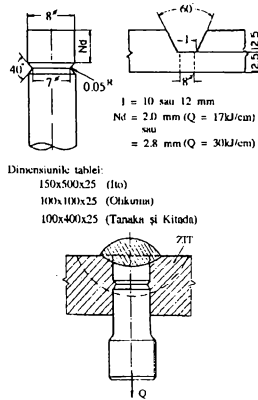


Fig.2.1

În cazul când implantul nu se rupe, se execută o analiză metalografică în secțiune longitudinală, la mărimi de 400...600x, pentru a evidenția eventualele fisuri la nivelul creștăturii.

Încercarea se execută pentru fiecare grupă de valori ale ansamblului condițiilor de încercare (nivelul hidrogenului difuzibil, parametrul de răcire, sarcina aplicată).

Notând cu:

- t - durata între momentul trecerii sursei de caldură peste implant și momentul aplicării lui Q la nivelul implantului;
- t - durata între momentul aplicării Q și momentul ruperii implantului în cazul în care ruperea are loc.

Estimarea sensibilității la fisurare se poate face în două moduri (fig.2.2).

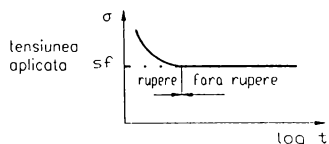
a) se menține t_c constant și se aplică forțe Q, respectiv tensiuni σ din ce în ce mai mici, determinându-se t corespunzător fiecărui σ .

Rezultă o curbă $\sigma = f(t)$ pe care se realizează un palier: tensiunea σ_{sf} la care ruperea nu mai are loc. Matematic, σ_{sf} este definită de relația :

$$\sigma_{sf} = \lim_{t \rightarrow \infty} \sigma$$

Se consideră că tendința la fisurare este cu atât mai mică cu cât σ_{sf} este mai

apropiată de limita de curgere σ_c a oțelului ce se încercă.



b) se menține Q, respectiv σ constant și se mărește continuu t_c , determinându-se t corespunzător fiecărui t_c .

Rezultă $t_c = f(t)$ cu un palier la t_{cf} la care ruperea nu mai are loc. Matematic t_{cf} este definit ca și σ_{sf} prin trecerea la limita:

$$t_{cf} = \lim_{t \rightarrow \infty} t_c$$

Se consideră că sensibilitatea la fisurare este cu atât mai mică cu cât t_{cf} este mai mic.

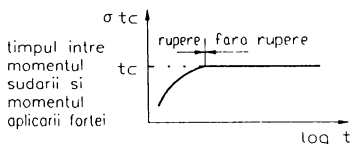


Fig.2.2

Diagramele transformării la răcirea continuă (TRC) dau informații despre domeniile de temperatură și despre natura transformărilor la care sunt supuse oțelurile trecând prin stadiul austenitic, atunci o răcire continuă urmează legile unei răciri date.

Asemenea diagrame sunt stabilite de mai mult timp pentru oțeluri la tratamentul termic. Din nefericire, sunt de puțin folos cantitativ pentru a prevedea comportamentul unui oțel în timpul ciclului termic al sudării, fiindcă ele sunt stabilite pentru austenitizări relativ lungi, la temperaturi mici (puțin ridicate), atunci când ciclurile termice de sudare sunt caracterizate prin austenitizări la temperaturi foarte ridicate aproape vecine cu topirea. Deci, sunt necesare diagramele speciale stabilite pentru asemenea cicluri, iar metodele au fost dezvoltate la acest efect. Printre intermediul acestor metode, se pot semnala acelea care operează prin simulare, adică pe un eșantion care suportă un ciclu termic care imită ciclul sudării, și metodele care operează efectiv, prin punerea în evidență a transformărilor sub efectul unui cordon de sudură efectiv executat.

Pentru a aplica această metodă la studiul transformărilor în timpul sudării este destul în principiu, de a plasa o cuplă termo-electrică în placa oțelului destinat a primi un cordon de sudură, partea activă a cuplei se găsește în momentul sudării în zona afectată termic.

Metoda implanturilor este de un mare ajutor, pentru a obține precizia necesară, permițând o economie considerabilă de eșantioane: implantul este un eșantion cilindric din oțelul de sudat, introdus prin strângere mică într-o placă suport, care nu este neapărat din același oțel.

Experiența a arătat că, sub efectul unui cordon de sudură, ciclul termic supus prin implant este același ca cel ce poate fi ridicat, la aceleași distanțe, sub un cordon depus pe o placă plină. În cazul particular al analizei termice, implantul poate fi perforat de o gaură în fundul căreia cupla este fixată prin descărcarea condensatorului.

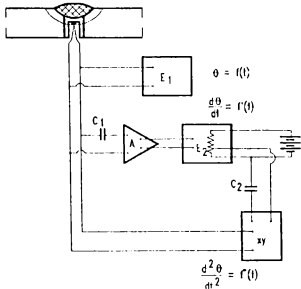


Fig.2.3

care provine de la metalul de bază. Acest dispozitiv experimental permite determinarea pentru fiecare condiție de sudare a alurii curbei de răcire corespunzătoare a temperaturilor și timpilor de început și de sfârșit de transformare în fiecare domeniu (perlitic, bainitic și martensitic). Pe de altă parte fiecare eșantion corespunzător unei condiții (regim) de sudare va face obiectul unui examen micrografic și al unei determinări a duriității maxime sub cordon.

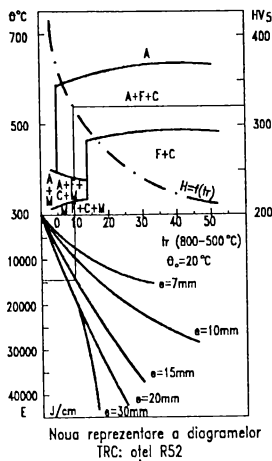


Fig.2.4.

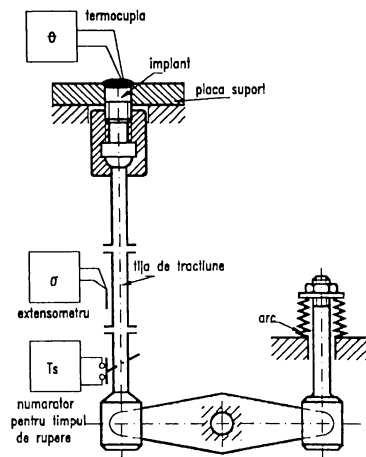


Fig.2.5.

Pentru a ușura utilizarea rezultatelor de către specialiști se va renunța la reprezentarea clasică a diagramelor TRC și s-au reprezentat rezultatele în coordonate: temperatură - timp de răcire, reprezentare ce a fost completată prin curba dând duritatea maximă sub cordon în funcție de timpii de răcire (figura 2.4 pentru un oțel carbon obișnuit R52). Principalele detalii operatorii sunt prezentate în figura 2.5.

B. Testul de fisurare la constrângere rigidă RRC

Testul arată a fi folositor la determinarea corelațiilor între temperatura de fisurare și tensiunea de fisurare prin aplicarea ciclului termic similar la sudarea reală și a tensiunilor de deformare pentru temperatura din apropierea punctului Ms sub diferite viteze de trecere corespunzând ratei contracției în sudarea reală, [113].

Este arătat că vârful de temperatură pentru testul de simulare trebuie să fie ales astfel încât să topească marginea grăunților în scopul de a obține în apropiere tensiuni de fisurare asemănătoare mai mult decât atât este arătat că topirea marginii grăunților slăbește tensiunea de fisurare și promovează fisurarea intergranulară.

Forma, mărimea epruvetelor și standul pentru testare sunt date în figura 2.6.

Epruvetele se supun testerului de fisurare RRC cu o capacitate de 25t, fiecare dintre ele fiind prevăzute cu două plăci de capăt și cu o deschidere de 1,6mm pentru a face rostul în Y.

Intensitățile de constrângere folosite sunt pe mai multe nivele (de exemplu la 9,8; 19,6 și 29,4 kN/mm.mm).

Limitarea intensității R_F se calculează cu relația:

$$R_F = Eh/l$$

unde: E - modulul de elasticitate a lui Young [N/mm²];

h - grosimea tablelor [mm];

l - lungimea de constrângere [mm].

Limitarea forței se calculează prin împărțirea forței de reacție la aria secțiunii transversal-longitudinală care se evaluează ca produs dintre lungimea cordonului de sudură și mijlocul adâncimii rostului. Sudarea se realizează în aceleași condiții și cu aceleași materiale ca și în practică.

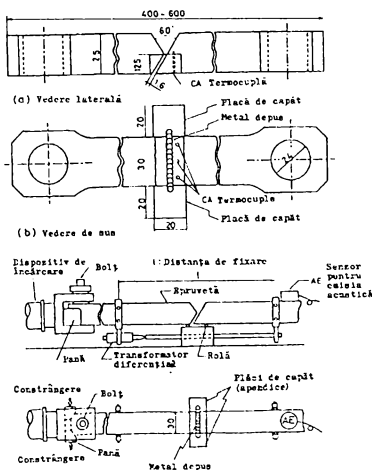


Fig.2.6.

Schimbările instantanee în selectarea lungimii de constrângere l datorate dilatației și contracției se detectează printr-un transformator diferențial și se suprimă imediat sub măsurătoare cu o acuratețe de +/- 0,002mm.

Temperatura de răcire a ZIT se măsoară prin trei termocuple CA inserate pentru rădăcină în trei locuri diferite de-a lungul cordonului de sudură. Astfel curba temperaturii de răcire a sudurii se reprezintă cu ajutorul acestora în mijlocul lungimii sudurii.

Se aplică tehnica emisiei acustice pentru a determina inițierea fisurii. Se folosește un traductor diferențial care are frecvența de răspuns plană și sensibilitate de 84 dB. Mai mult se poate utiliza un filtru de bandă de la 100 la 350 kHz. Tensiunile de deformație se îndepărtează la timpii diferiți.

Probele se secționează transversal observându-se macro și micro și se evaluează corelarea dintre emisia acustică și fisurare obținându-se astfel sarcina de la care se produce fisurarea.

C. Testul LB-TRC

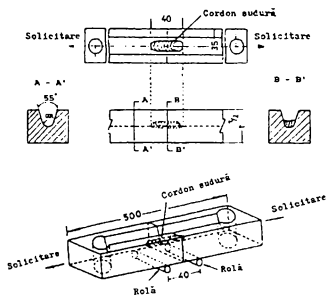


Fig.2.7

La bază conține o epruvetă șanfenată în rostul căreia se depune un cordon de sudură care după aceea este supus la întindere, [64]. Configurația epruvetei și metoda de testare sunt prezentate în figura 2.7.

Nivelul maxim al tensiunii la care poate fi supusă fără a apare fisura este caracteristic pentru susceptibilitatea la fisurarea de hidrogen pentru metalul depus.

Testul LB-TRC poate fi folosit și cu sollicitare transversală foarte bine și atunci se numește TRC.

D. Testul TRC

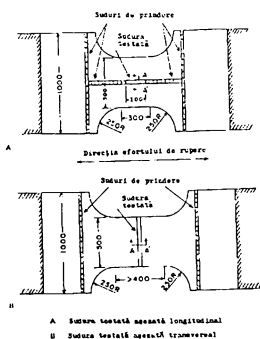


Fig.2.8

Testul TRC nu este destinat pentru metalul depus, putând surveni ambele tipuri de fisurare la hidrogen atât în metalul depus cât și în ZIT.

Configurația epruvetei pentru testul de fisurare TRC este prezentată în figura 2.8.

Testul de fisurare la îndoire longitudinală a fost utilizat de Böhme și Eisenbeis supunând metalul depus la un nivel de tensiune la care survine fisurarea transversală și aceasta poate fi detectată prin intermediul emisie acustice [13].

2.1.2 Teste de autoconstrângere

În testul de autoconstrângere nu este necesar să se aplice nivele de tensiune exterioară, dar are (nedefinite) nivele de tensiune internă, datorate retasurilor, contracțiilor termice și transformării tensiunilor. În special transformarea tensiunilor este importantă deoarece nivelul lor depinde de microstructura și de conținutul elementelor de aliere.

Faptul că nivelul de tensiune nu este cunoscut în asemenea teste este uneori considerat ca un avantaj. Totuși se acceptă că nivelul de tensiune la aceste teste de autoconstrângere reprezintă îndeaproape situațiile practice, și de aceea aceste teste dau o predicție mai bună asupra susceptibilității la fisurare la rece datorată hidrogenului decât testele cu aplicarea tensiunilor de constrângere exterioară.

Cele mai cunoscute teste de autoconstrângere sunt testul CTS și testul Tekken, dar nici unul dintre acestea nu are alcătuirea pentru fisurarea metalului depus.

Testul CTS are tensiuni moderate și s-a arătat a răspunde în ZIT mai degrabă decât în metalul depus. Această preferință a părții în care inițiază fisurarea la rece datorată hidrogenului a fost raportată în documente originale (Ito și Bessyo) comparând rezultatele cu tensiunile de constrângere ridicate de la proba Tekken (cu rost în Y).

Totuși mai recent Matsuda, [115], a arătat că inițierea fisurării la rece datorată hidrogenului la testele cu aplicarea tensiunilor exterioare (TRC) cu același rost în Y poate surveni de asemenea și în metalul depus. Problema se pune unde inițiază fisura în funcție de nivelul de tensiune aplicată, de duritate și de conținutul de hidrogen din metalul sudat.

Alvantra și Rogerson, [1], comunică că la porțiunea în Y a probei Tekken fisura apare predominant în metalul depus.

A. Testul G-BOP

Testul G-BOP (depunerea cordonului de sudură peste un rost creat între două blocuri metalice) este probabil cel mai vechi test de autoconstrângere pentru testarea fisurării la rece datorată hidrogenului. În acest test cordonul de sudură este depus peste un interstițiu între două blocuri de metal. Datorită tensiunilor de contracție longitudinale fisura transversală este forțată în metalul depus. Marele avantaj al acestui test este examinarea rapidă a fisurii din metalul depus după colorarea pe baza încălzirii. Întrebuințând variante ale testului G-BOP s-a dezvoltat metoda care măsoară tensiunea longitudinală apărută. De fapt testul LB-TRC este foarte asemănător cu testul G-BOP.

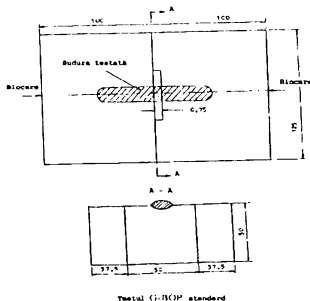


Fig. 2.9.

Testul de bază G-BOP cuprinde două blocuri fixate strâns împreună cu un rost între ele realizat prin prelucrarea unuia dintre blocuri (fig. 2.9).

Deoarece contracția transversală peste interstițiu este într-o oarecare măsură mai mică este esențială o bună poziționare a contactului dintre blocuri. Este necesară prelucrarea cu grijă a suprafeței deoarece s-a constatat că inserțiile de fixare sau alte mijloace pentru a forma rostul duc la rezultate neconcludente.

În general sunt necesare 72 de ore între sudare și examinare pentru a permite un timp adecvat producerii fisurii, cu toate că folosirea diferitelor variante ale testului arată că fisurarea survine după câteva ore.

Examinarea se face eliminând fixarea, încălzind zona sudată la roșu cu flacăra, lăsând să se răcească apoi rupțura deschisă ce traversează interstițiul. Prezența fisurii este pusă în evidență prin colorarea în albastru.

Testele în care a fost măsurată rezistența electrică, ce traversează rostul, pentru a indica extinderea fisurii arată că acest procedeu de colorare termică nu fac modificări ale mărimii fisurii și nu induce fisuri care nu au existat înainte.

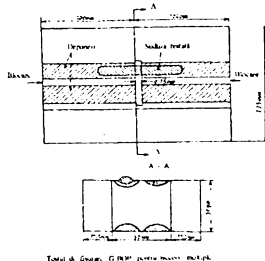


Fig. 2.10

Mărimea blocurilor utilizate la testul G-BOP a fost aleasă astfel încât să nu fie semnificativă creșterea în general a temperaturii blocului, datorată încălzirii de la sudare. Astfel se pot executa mai multe teste pe un set de blocuri, toate cele patru laturi ale ambelor blocuri putând fi prelucrate cu degajări făcute pe cele patru laturi ale unui bloc, astfel ca fiecare set de blocuri poate fi folosit în opt configurații posibile în așa fel încât două cordoane de sudură nu sunt depuse în același loc.

Pentru fiecare configurație s-a găsit că două cordoane de sudură pot fi depuse traversând un rost deplasat de la centru, acest fapt neafectând rezultatele testului.

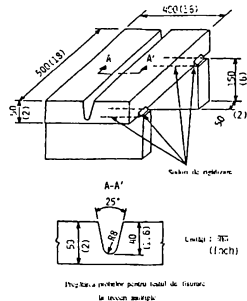


Fig.2.11.

Okuda [64] propune determinarea tensiunilor generate în rost la fisurarea la rece și a temperaturii de preîncălzire pentru evitarea fisurării pe probe cu rost în U (fig.2.11).

B. Proba Tekken

Este o încercare specifică îmbinărilor sudate cap la cap la oțelurile nealiate și slab aliate având gradul de bridare determinat prin grosimea probei t , care în funcție de grosimea produsului se alege între 10 și 50 mm. Pentru încercare se folosește o placă având dimensiunile $200 \times 150 \times t$ [mm] sudată în prealabil simetric în rost în forma de X, de o parte și de alta pe câte o lungime de 60 mm de la mijloc la margini, în scopul rigidizării. Proba este prezentată în figura 2.12.

Debitarea pieselor pentru proba de încercare se face prin tăiere mecanică sau termică (cu flacăra sau cu plasmă). În cazul tăierii termice, marginile pieselor se prelucrează prin aşchiere (frezare, polizare), îndepărtând zona influențată termic de la tăiere.

Sudura de încercare se depune în rostul Y (secțiunea A-A), simetric față de axa longitudinală a îmbinării, în poziție orizontală, cu umplerea craterului final, lăsând la începutul și la sfârșitul sudurii o distanță de 2...3 mm față de sudurile de prindere.

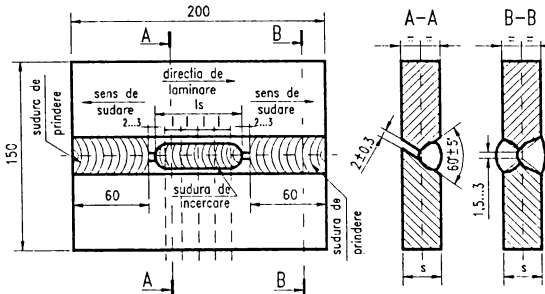


Fig.2.12.

Depunerea se realizează continuu dintr-o singură trecere pe o lungime de 75 mm. Cusătura de încercare se depune cu materialul de adaos, care se verifică, folosind parametrii tehnologici și temperatura de preîncălzire ce se testează. Se recomandă folosirea electrozilor de diametru 4 mm, la sudarea manuală și sârma de diametru 3,25 mm la sudarea sub flux.

Sudurile de prindere se execută în unul sau mai multe straturi în poziție

orizontală, în sensurile de sudare indicate în figură. După sudare, probele se răcesc în aer liniștit și se păstrează cel puțin 72 h în atmosferă ambiantă, dacă nu se prevede altfel în standardul sau documentația tehnică a produsului.

Probele se prelucrează prin aşchiere pe fața interioară, astfel încât să descopere zona de rădăcină a cusăturii, folosind lichide de răcire. Operația este urmată de control cu lichide penetrante, atât la suprafață cât și la rădăcină.

Debitarea probelor se face prin aşchiere, transversal pe cusătură, folosind lichide de răcire. Regimul de debitare se alege astfel încât să se evite propagarea fisurilor.

Evidenţierea fisurilor interioare din cusătură şi ZIT, se urmăreşte în 3...5 secţiuni transversale, prin examinare macro şi-microscopică (la o mărire de cel puţin 100 x) a suprafeţelor prelucrate metalografic şi atacate cu nital.

Rezultatul încercării se apreciază prin indicii de fisurare la suprafaţă, la rădăcină, în cusătură şi ZIT, definiţi prin rapoarte de forma:

- indicele de fisurare la suprafaţă IF'_s ,

$$IF'_s = (\sum_{i=1}^n l_{fsi} \times 100) / l_s \text{ [%]}$$

- indicele de fisurare la rădăcină IF'_r ,

$$IF'_r = (\sum_{i=1}^n l_{fri} \times 100) / l_s \text{ [%]}$$

- indicele de fisurare în secţiunea transversală IF'_t şi IF''_t ,

$$IF'_t = (\sum_{i=1}^n l_{fti} \times 100) / h_o \text{ [%]} - \text{pentru fisuri în sudură} -$$

$$IF''_z = (\sum_{i=1}^n l_{fzi} \times 100) / (b_1 + b_2) \text{ [%]} - \text{pentru fisuri în ZIT}$$

unde: l_s = lungimea sudurii [mm];

l_{fsi} = lungimea unei fisuri oarecare la suprafaţă [mm];

l_{fri} = lungimea unei fisuri oarecare la rădăcină [mm];

l_{fti} = lungimea unei fisuri oarecare în secţiune transversală în sudură [mm];

h_o = grosimea sudurii [mm];

l_{fzi} = lungimea unei fisuri oarecare în secţiune transversală în ZIT [mm];

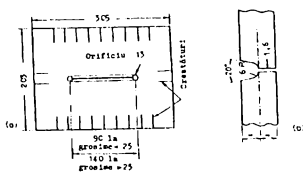
b_1, b_2 = lungimile catetelor sudurii de-a lungul rostului [mm];

n = numărul de fisuri.

Se consideră corespunzătoare condiţiile în care $If = 0$.

Compararea rezultatelor se poate face numai pe probe de aceeaşi grosime. Incercarea este indicată în STAS 10882 - 84, RS 4102 - 73, CSN 05 1142 - 1976, MSZ 4308/6 - 77, PN 78/M - 69760.

C. Proba Lehigh



Configurația probei Lehigh (rost U)

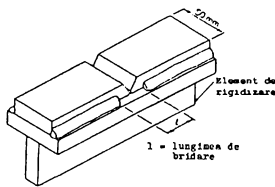
Fig.2.13

Este larg folosită la oţelurile slab aliate şi constă în depunerea sudurii într-un rost în formă de U unilateral până la grosimi de 25 mm, respectiv bilateral, la grosimi de peste 25 mm.

Dimensiunile probei sunt date în figura 2.13, condiţiile de sudare, de identificare a fisurilor şi de exprimare a rezultatului încercării fiind identice cu proba Tekken.

D. Testul WIC

Dezvoltarea mai recentă a testului WIC, test de fisurare la o scară mică de constrângere, - (fig.2.14) este un exemplu de test care este mai mult sau mai puţin echivalent cu testul Tekken în aproximarea comportării adâncimii de pătrundere a cordonului de sudură.



Testul de fisurare WIC cu domeniul redus de constrângere

Fig.2.14.

E. Metoda CTS pentru îmbinările sudate în colț cu eclisă

Este o încercare specifică îmbinărilor de colț practicate la oțeluri nealiat și slab aliate ce decurge prin depunerea a două suduri de încercare între două plăci suprapuse, (fig. 2.15.) placa superioară (1) și placa de bază (2), fixate în prealabil cu un șurub cu cap hexagonal M12x1,5, piuliță și șaibă Grower și două suduri laterale de rigidizare.

Sudurile de prindere se execută în ordinea I, II în unul sau mai multe straturi, în poziție orizontală, în jgheab cu umplerea craterului final (fig.2.16).

Rigiditatea probei depinde de grosimea plăcilor care se alege între 10...50 mm, pe cât posibil identică cu a piesei, iar materialul se alege din același sortiment și calitate. Severitatea termică în special din punct de vedere al tendinței de fisurare la rădăcină, poate fi mărită prin asigurarea unui interstițiu de circa 1,5...2 mm, prin introducerea a două adaosuri de distanțare (3) de dimensiunile 15x75x1,5 sau 2 mm, între cele două plăci. Cusăturile de încercare B și T se depun continuu dintr-o singură trecere în

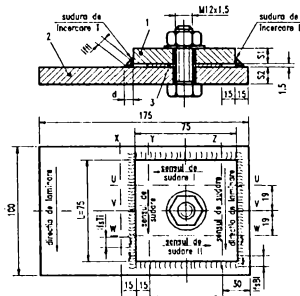


Fig.2.15.

ordinea cordon bitermic - cordon tritermic, în condițiile răcirii prealabile a cordonului bitermic. La ambele cusături se folosesc materiale de adaos, parametrii tehnologici și regimul de preîncălzire, care se testează.

Condițiile de preîncălzire se stabilesc în cursul programului de încercări în corelație directă cu parametrii tehnologici de sudare prescriși.

După sudare, probele se păstrează cel puțin 72 ore în atmosfera ambiantă, dacă nu se prevede altfel în standardul sau documentația tehnică a produsului.

După 72 de ore de la răcirea epruvetei se aplică controlul cu lichide penetrante STAS 10214-84, în vederea detectării fisurilor deschise la suprafață. Evidențierea fisurilor interioare din cusătură sau din ZIT, se urmărește în câte trei secțiuni transversale pe cusăturile de încercare, după ce au fost în prealabil pregătite metalografic și atacate.

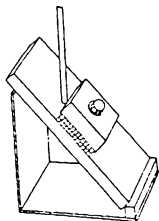


Fig.2.16

Probele se prelevează prin așchiere, folosind lichide de răcire, în trei secțiuni transversale pe sudurile de încercare B și T după liniile uu, vv și ww, după ce în prealabil s-au decupat epruvetele după liniile xx, yy și zz.

Tendința de fisurare la rece se apreciază prin indicele de fisurare la suprafață, în cusătură respectiv în ZIT precum și în funcție de diferențierea valorii indicelui de fisurare la cele două

tipuri de suduri de încercare. Rezultatele sunt comparabile numai în cazul $t = \text{constant}$ și sunt concludente pentru ZIT numai dacă direcția de laminare a plăcilor coincide cu direcția sudurilor de încercare.

Indicii de apreciere sunt:

- indicii de fisurare la suprafață pentru fisurile în sudură IF_{SB} și IF_{ST}

$$IF_{SB} = (\sum_{i=1}^n l_{fSBi} \times 100) / L \text{ [%]}$$

$$IF_{ST} = (\sum_{i=1}^n l_{fSTi} \times 100) / L \text{ [%]}$$

- indicii de fisurare la suprafață pentru fisurile în ZIT, IF_{SZB} și IF_{SZT}

$$IF_{SZB} = (\sum_{i=1}^n l_{fSZBi} \times 100) / L \text{ [%]}$$

$$IF_{SZT} = (\sum_{i=1}^n l_{fSZTi} \times 100) / L \text{ [%]}$$

- indicele de fisurare în secțiune transversală IF_t , pentru fisurile în sudură

$$IF_t = (\sum_{i=1}^n l_{fni} \times 100) / (L_1 + L_2) \text{ [%]}$$

- indicii de fisurare în secțiune transversală pentru fisuri în ZIT IF_{tsc} și IF_{tzb}

$$IF_{tsc} = (\sum_{i=1}^n l_{fsci} \times 100) / L_1 \text{ [%]}$$

$$IF_{tzb} = (\sum_{i=1}^n l_{fzbi} \times 100) / L_2 \text{ [%]}$$

în care:

L = lungimea sudurii [mm];

l_{fSBi} , l_{fSTi} = lungimea unei fisuri oarecare la suprafața sudurii de încercare B, respectiv T a probei [mm];

l_{fSZBi} , l_{fSZTi} = lungimea unei fisuri oarecare la suprafață, în ZIT la sudura B, respectiv la sudura T a probei [mm];

L_1 , L_2 = lungimile cotelor sudurii în placa superioară respectiv în placa de bază, [mm];

l_{fni} = lungimea unei fisuri oarecare în sudură, în secțiunea transversală [mm];

l_{fsci} , l_{fzbi} = lungimea unei fisuri oarecare în ZIT în secțiunea transversală [mm];

n = numărul fisurilor.

F. Incercarea pe probe sudate în colț în cruce

A fost larg introdusă în practică datorită faptului că permite variația gradului de rigidizare de la cusătură la cusătură.

Încercarea constă în formarea cu ajutorul unor suduri de prindere laterală a unui corp în formă de cruce (fig.2.17).

Cele 4 suduri de încercare se dispun la mijlocul probei, simetric față de capete, cu tehnologia și regimul termic dorit.

După fiecare cusătură executată, proba se răcește până la temperatura inițială a tablelor. Condițiile de preîncălzire se stabilesc în timpul încercărilor în corelație directă cu parametrii tehnologiei de sudare prescrise.

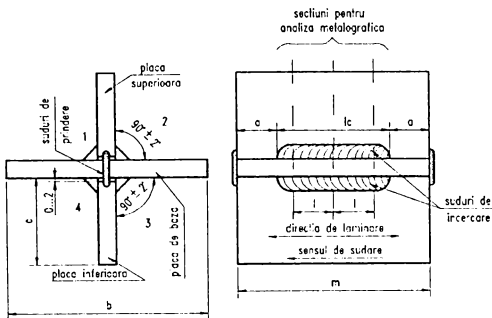


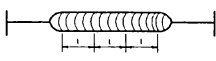
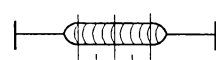
Fig.2.17.

După sudare probele se păstrează cel puțin timp de 72 de ore la temperatura mediului ambiant, se controlează cu lichide penetrante, iar apoi se secționează în vederea analizei metalografice, în 3 - 5 secțiuni distanțate între ele cu 20 mm.

Locurile de decupare a probelor în funcție de grosimea tablelor din care se confecționează epruvetele sunt indicate în tabelul 2.1.

Încercarea urmărește stabilirea indicelui de fisurare în zonele încercate, precum și variația acestuia de la un cordon la altul.

Tabelul 2.1

Nr. crt.	Varianta	a [mm]	b [mm]	c [mm]	d [mm]	e [mm]	l [mm]	Locul decupării probelor
1	grosimi > 15 mm	300	300	150	150	75	40	
2	grosimi < 15 mm	150	150	75	50	50	15	

G. Proba de duritate sub cusătură

Acest tip de probă (fig.2.18) se utilizează pentru stabilirea regimurilor de sudare în vederea evitării fisurării de hidrogen pornind de la faptul că duritatea este limitată pentru ZIT la o valoare maximă admisibilă.

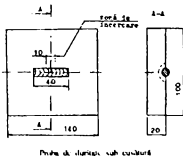


Fig.2.18

Se folosesc aceleași materiale de adaos și de bază precum și același regim de sudare ca și cele utilizate în practică.

După sudare proba se secționează, se examinează și micro, apoi măsurându-se duritatea în cinci puncte sub cordon și în câte un punct în cusătură și MB.

În funcție de rezultate, regimul de sudare se consideră corespunzător sau nu.

H. Proba pană

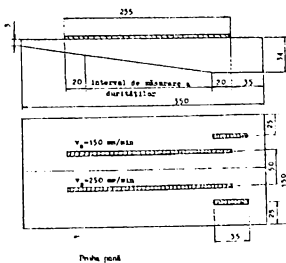


Fig.2.19

S-au realizat o mulțime de teste pentru a examina aspectele specifice ale fisurării metalului depus cum ar fi fisurarea transversală sau longitudinală la sudarea în mai multe treceri. Unele din aceste teste cuprind și răcire accelerată (fig.2.20).

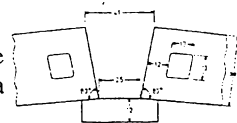


Fig.2.20

2.2. Testarea susceptibilității la fisurare la cald

În ceea ce privește evidențierea fisurării la cald, literatura tehnică, cuprinde o serie de încercări diferite concepute fiecare pentru un scop specific. Fiecare din aceste metode de încercare pun în evidență anumite aspecte ale fisurării la cald. Situația creată se datorește imposibilității adaptării unei încercări de fisurare la toate tipurile de îmbinări sudate realizate din diverse mărci de oțeluri, dependenței susceptibilității la fisurare de tipul și ductilitatea îmbinării și de grosimea materialelor iar alegerea lor este lăsată la latitudinea experimentatorului [163; 170; 217].

Încercările de fisurare la cald au fost clasificate în general după următoarele criterii:

- a) încercări cantitative pe probe groase de material;
- b) încercări cantitative pe probe subțiri de material;
- c) încercări calitative.

Primele două tipuri de încercări sunt cele mai des întâlnite, deoarece permit reproducerea simultană a condițiilor mecanice și metalurgice, proprii declanșării tipului de fisurare la cald vizat, oferind rezultate concrete care estimează tendința de fisurare la cald.

În tabelul 2.2. sunt enumerate încercările de fisurare la cald care se folosesc la ora actuală în lume, clasificate în funcție de criteriile de estimare a sensibilității la fisurare la cald [217].

Tabelul 2.2.

Clasificarea încercărilor de fisurare la cald			
Viteza critică de deformare		Deformația critică	Lungimea totală a fisurilor
Deformarea prin îndoire	Deformarea prin tracțiune		
Încercarea Murex	Încercarea VU 2-1-6 sau LPT	Încercarea Transvarestraint	Încercarea Transvarestraint
Încercarea VDR sau Bargyanski	Încercarea IMET-TS NII Ch.M.	4 variante	2 variante
Încercarea KSLA	Încercare PVR	Încercarea Varestraint Varianta MTV	Încercarea Varestraint
Încercarea Smit	Încercarea VTS		3 variante
Încercarea Philips	Încercarea la rupere la cald		Încercarea Varestraint pe un punct de sudură sau TIG-AMA-JIG
Încercarea HDR			
Încercarea Varestraint sau Transvarestraint Varianta MTV			

Metodele de încercare joacă un rol important în determinarea sensibilității la fisurare la cald și trebuie făcută distincție între metodele utilizate pentru studierea sensibilității la fisurare la cald a metalului de bază (comportare metalurgică la sudare), a metalului depus și a îmbinării sudate. În acest scop s-au preconizat încercări care urmăresc fie determinarea directă a ductilității epruvetelor, prelevate din metalul de bază

sau îmbinarea sudată, solicitate la anumite tensiuni și temperaturi, fie examinarea regimului critic de apariție a fisurării la variația continuă sau discontinuă a condițiilor ce afectează solicitarea și gradul de fragilizare.

În funcție de aceste criterii se pot deosebi două grupe de metode:

- metode de încercare la fisurare la cald pe epruvete ridigizate a căror deplasare este împiedecată;
- metode de încercare la fisurare la cald pe epruvete supuse la solicitări mecanice exterioare.

Încercările de fisurare la cald din prima grupă, constau din realizarea unei cusături sudate între marginile pregătite sau nu a unor table bine fixate pe un suport [59;217]. Deplasarea tablelor fiind împiedecată, tensiunile datorită contracției sudurii se exercită asupra cusăturii sudate care, în anumite condiții, poate să fisureze (fig. 2.21).

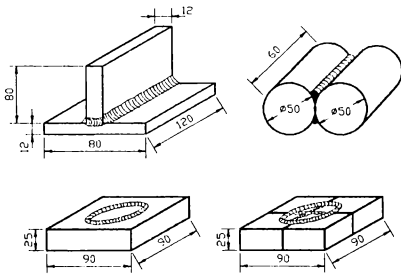


Fig.2.21.

beze condiții dintre cele mai nefavorabile, care pot să apară în construcțiile reale și care pot mări riscul fisurării. În tabelul 2.2. sunt prezentate toate aceste încercări. Încercările sunt clasificate după criteriile din tabel, și anume:

- viteza critică de deformare;
- deformația critică;
- lungimea totală a fisurilor.

În funcție de aceste criterii s-au dezvoltat următoarele încercări:

2.2.1. Teste de evaluare în funcție de viteza critică de deformare

A. Încercarea Murex

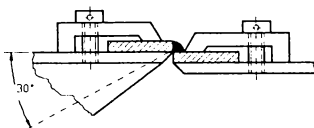


Fig.2.22.

Încercarea constă în alpicarea unei sarcini exterioare controlate [100; 216]. Se determină viteza critică de îndoire la care se fisurează cusătura sudată dintre două probe, fixate cap la cap, ca în figura 2.22.

B. Încercarea VDR sau Bargyanski

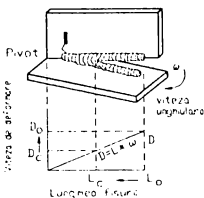


Fig.2.23

Se determină viteza de îndoire critică la care se fisurează cusătura sudată a probei în formă de T [108] (figura 2.23).

Sarcinile aplicate probelor în timpul încercării prin cele două metode de mai sus, sunt relativ mici, iar probele sunt foarte simple și ușor de executat.

C. Încercarea KSLA



Încercarea constă în rotirea a două probe cilindrice cu o anumită viteză unghiulară. Probele fiind sudate între ele figura 2.24, [216; 217].

Fig.2.24.

D. Încercarea Smit

Încercarea constă în îndoirea unei epruvete prelucrată cu rost în V, prin aplicarea unei forțe în timpul sudării, cu o anumită viteză critică de deformare (fig. 2.25.).

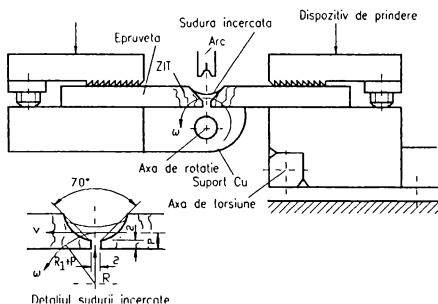


Fig.2.25.

La încercările C. și D., criteriul de evaluare a susceptibilității de fisurare la cald este viteza critică de deformare la care o fisură axială în propagarea ei se oprește [217].

E. Încercarea Philips

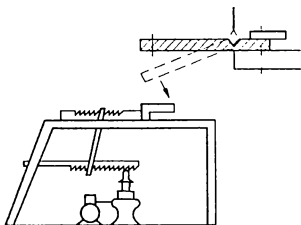


Fig.2.26.

Încercarea constă în deformarea prin îndoire a unei epruvete, având depus un cordon de sudură într-un canal de forma celei din figura 2.26. Criteriul de apreciere al tendinței de fisurare la cald este viteza de deformare critică la care apar, fisuri la cald în sudură. Viteza de deformare este constantă în timpul operației de sudare [217].

F. Încercarea HDR (VDC)

Este asemănătoare cu încercarea Philips, deosebirea constând în forma epruvetelor și construcția mașinii de încercat.

Îndoirea epruvetelor se execută cu o viteză constantă în timpul operației de sudare (figura 2.27), [13; 159; 217].

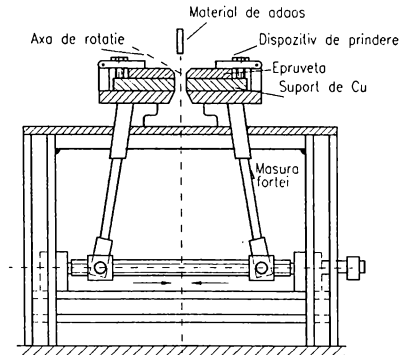


Fig.2.27.

Criteriul de estimare al tendinței de fisurare la cald este viteza critică de deformare la care apar primele fisuri, în îmbinarea sudată.

G. Încercarea LPT (VUZ-1.6.) sau IMET-TSNII Ch.M.

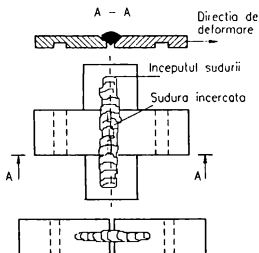


Fig.2.28.

La acest tip de încercare, epruvetele sunt supuse la solicitarea de tracțiune fiind trase cu o viteză constantă în timpul apariției de sudare. Direcția de aplicare a forței, poate să fie în lungul axei cusăturii sau perpendicular pe ea, astfel rezultând fisuri transversale sau longitudinale, figura 2.28., [100; 216; 217].

H. Încercarea VTS

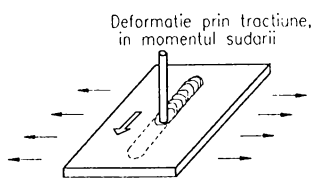


Fig.2.29.

Încercarea constă în aplicarea unei forțe de tracțiune programabilă în timp, cu o viteză constantă de solicitare. Forța este aplicată în tot timpul sudării, pe direcția transversală cu axa cusăturii sudate, figura 2.29., [217].

I. Încercarea de rupere la cald

Încercarea este identică cu precedenta. Aplicarea forței de tracțiune se face după o anumită funcție în timpul operației de sudare.

Durata încercării este de 30 sec (figura 2.30), în timpul căreia cusătura sudată este deformată după un grafic în funcție de viteza de aplicare a forței.

Solicitarea la tracțiune poate fi în direcție transversală sau longitudinală [217].

La aceste încercări, criteriul de estimare al tendinței de fisurare la cald este viteza critică de deformare, în momentul amorsării fisurilor la cald în cusătura sudată.

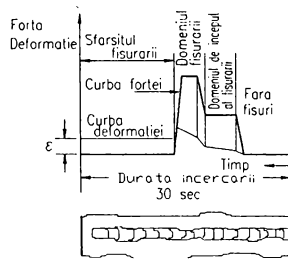


Fig.2.30.

J. Încercarea PVR

Încercarea constă în aplicarea unei forțe de tracțiune cu viteze continuu crescătoare în tot timpul operației de sudare (figura 2.31) a unei epruvete pe care se depune un cordon de sudură. Criteriul de estimare a tendinței de fisurare la cald, este viteza critică de deformare în momentul apariției primelor fisuri în cusătura sudată [94; 217].

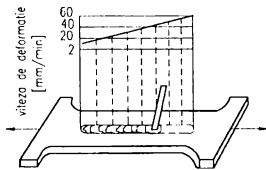


Fig.2.31.

2.2.2. Teste de evaluare în funcție de deformația critică și lungimea fisurilor

A. Încercarea Transvarestraint

Încercarea Transvarestraint, este o metodă modernă de determinare a tendinței de fisurare la cald, fiind o variantă a încercării Varestraint. Deosebirea constă în direcția de aplicare a forței de îndoire față de cusătura sudată și anume transversală. Această încercare permite evaluarea susceptibilității la fisurare la cald atât a metalului de bază, cât și a îmbinării sudate cu ajutorul criteriilor încercărilor enumerate mai sus. De aceea, încercarea Transvarestraint prezintă mai multe variante de încercare în funcție de criteriul adoptat pentru estimarea tendinței de fisurare la cald. Este încercarea care se folosește la ora actuală în majoritatea țărilor. În continuare se prezintă variantele pe care le poate avea această încercare.

A.a. Încercarea Transvarestraint pe table subțiri

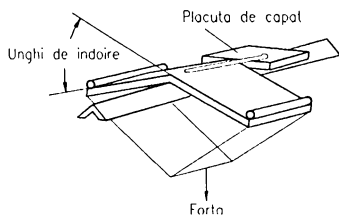


Fig.2.32.

Încercarea se execută pe epruvete subțiri îndoite pe un suport fără curbură cu o forță constantă, în timpul operației de sudare. Criteriul de estimare a tendinței de fisurare la cald este deformația critică la care apar fisurile la cald. Aceasta se determină prin variația cursei pistonului pneumatic (figura 2.32), [121; 217].

A.b. Încercarea Transvarestraint pe table groase (încercarea Varestraint)

Epruvetele sunt de grosimi mai mari în funcție de materialul încercat și au practicat pe suprafața lor un canal pe care se depune cusătura sudată. Aceste epruvete se

îndoiaie în timpul operației de sudare cu o viteză constantă peste o prismă de o anumită rază de curbură (figura 2.33.a). Cursa pistonului putând fi modificată se determină deformația critică la care se produc primele fisuri. Cu această metodă se pot încerca la fisurarea la cald diferitele materiale de adaos prin procedeele de sudare, manual cu electrozi înveliși, mecanizat sub strat de flux și în mediu de gaz protector (fig.2.33.a, b).[163; 217].

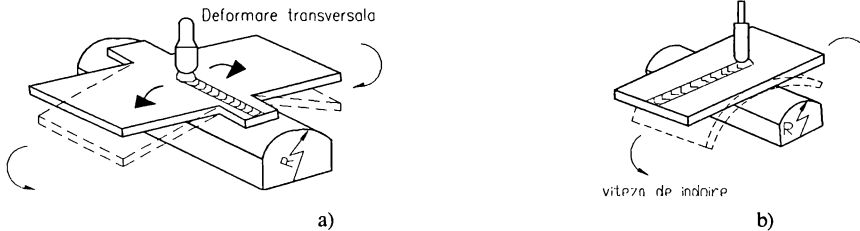


Fig.2.33.

A.c. Încercarea Transvarestreaint pe table subțiri și groase

Încercarea constă în îndoirea în timpul operației de sudare a unor epruvete care au sau nu canal frezat, peste prisme (blocuri) cu diferite raze de curbură. Astfel, epruvetele sunt deformată în funcție de rezele de curbură ale prismelor. Îndoirea se execută cu o viteză constantă până la suprapunerea epruvetei pe suprafața prismei (figura 2.34).[32; 59; 163; 217].

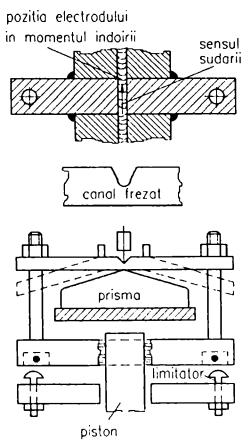


Fig.2.34.

Criteriile de evaluare a tendinței de fisurare la cald sunt:

- viteza critică de deformare la care apar fisurile la cald;
- deformația critică la care se produc fisurile;
- lungimea totală a fisurilor apărute la o anumită deformație a epruvetei.

Deoarece această metodă de încercare este cea mai laborioasă și permite studierea mai amănunțită a fenomenului de fisurare la cald oferind date concrete cu privire la determinarea tendinței de fisurare la cald atât a metalului de bază cât și a materialelor de adaos, a fost adoptată la I.S.I.M. ca metodă de încercare sub denumirea de "Încercarea de fisurare la cald pe probe cu deformare variabilă prin depunere transversală de material de sudare". Încercarea permite reproducerea simultană a condițiilor mecanice și metalurgice, proprii declanșării tipului de fisură dorit, pentru a face posibilă aprecierea riscului de fisurare la cald.

A.d. Încercarea Transvarestreaint (TIG-A-MA-JIG)

Această încercare este folosită mai mult la determinarea susceptibilității la fisurare la cald a metalului de bază. Încercarea constă în topirea locală a materialului prin procedeul de sudare în mediu de argon (WIG). Epruveta se îndoiaie în timpul sudării cu o viteză constantă.

Îndoirea epruvetei se face peste o prismă cu o anumită rază de curbură (figura 2.35.) [32; 217].

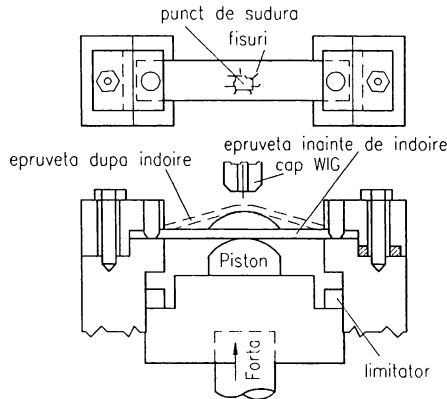


Fig.2.35.

Singurul criteriu de evaluare a susceptibilității la fisurare la cald este lungimea totală a fisurilor care se produc la îndoirea epruvetei în timpul sudării. [217]

B. Încercarea de fisurare la cald pe probe cu deformare variabilă prin depunere transversală de material de sudare

Această metodă studiază atât influența factorilor metalurgici cât și a factorilor mecanici la formarea fisurilor la cald în cusătura sudată. Încercarea de fisurare la cald urmărește să înglobeze condiții dintre cele mai nefavorabile care pot să apară în construcțiile reale și care pot mări riscul fisurării.

Investigarea experimentală a fisurării la cald trebuie să pornească de la realitatea că ea se produce sub efectul tensiunilor induse în timpul operației de sudare. Dacă materialele îmbinării pot sau nu să suporte tensiunile la care ele sunt supuse, depind de însușirile lor mecanice, în special de ductilitate. Interesează deci, determinarea condițiilor care provoacă reducerea ductității îmbinării sudate în timpul sau după operația de sudare.

La baza încercării stau următoarele:

a) Materialul inclus în sudură prezintă faze sau combinații de faze care posedă capacitatea limitată de a suporta eforturile în intervalul de temperatură critic de fragilitate.

b) Eforturile aplicate sudurii prin combinarea acțiunii ciclului termic și a tensiunilor de contracție la solidificare depășesc capacitatea de deformație a microstructurii.

Evident primul factor este de natură metalurgică și este influențat de compoziția chimică și constituenții aliajului, parametrii tehnologiei de sudare utilizați, de forma geometrică a structurii etc., care afectează distribuția temperaturii în cusătura sudată și a zonei influențată termic.

Al doilea factor este de natură strict mecanică și este influențat de însușirile mecanice ale materialului, gradul de triaxialitate al eforturilor, forma sollicitării etc..

Influența celor doi factori de mai sus se poate reproduce ușor pe probe din îmbinarea sudată în condiții de laborator cu ajutorul acestei metode.

Folosind teoriile enunțate de Borland și Prokhorov în explicarea mecanismului formării fisurilor la cald, s-a reușit fundamentarea metodei de încercare la fisurare la cald pe probe cu deformare variabilă prin depunere transversală de material de sudare.

2.3. Testarea susceptibilității la fisurare la reîncălzire

Pentru testarea susceptibilității la fisurare la reîncălzire, s-au dezvoltat o mare varietate de metode de încercare, fiecare metodă punând în evidență o anumită latură a fisurării la reîncălzire. Aceste încercări se pot grupa în două clase:

a) Încercări mecanice pentru evidențierea unor caracteristici de material care controlează sau sunt în directă corelație cu mecanismele fisurării la reîncălzire.

b) Încercări pe epruvete cu cordoane de sudură depuse astfel încât să simuleze cât mai îndeaproape condițiile reale din timpul sudării (microstructură, tensiuni reziduale, constrângere globală, etc.) și tratamentele termice (viteză de încălzire, temperatură, timp de menținere).

2.3.1. Încercări mecanice pentru evidențierea unor caracteristici de material

Încercările de acest tip urmăresc caracteristici cum ar fi: ductilitatea la rupere măsurată fie prin alungirea sau contracția transversală, rezistența la rupere în timp în încercări de fluaj (sau relaxare). Din această clasă de încercări fac parte: încercarea la temperatură normală și la temperatură ridicată; încercarea la fluaj de scurtă durată (mai rar, de lungă durată), cu sarcină impusă, încercarea de relaxare la temperatură ridicată.

O perspectivă nouă o deschid încercările bazate pe conceptele mecanicii ruperii. Aceste încercări furnizează ca parametri de apreciere factorul critic de intensitate al tensiunii, care marchează extinderea fisurii într-o încercare cu sarcină crescătoare aplicată pe o durată scurtă - parametrul K_C - sau după un interval de timp, într-o încercare de durată cu sarcină constantă alicată la temperatura de studiu - parametrul K_{CTH} - [120].

O altă interpretare a încercărilor bazată pe mecanica ruperii, constă în determinarea valorii critice a integralei J_C în aceleași condiții de solicitare, menținere și temperatură ca în cazul încercării K_C sau K_{CTH} .

Epruvetele folosite, în încercările din această grupă, conțin zone cu structuri care simulează ZIT prin prelevarea adecvată din îmbinări sudate.

Cuprinderea efectelor de accentuare a solicitării care se produce în îmbinarea reală în locurile cu concentratori geometrici (racordarea metalului depus cu metalul de bază sau defecte: incluziuni, nepătrunderi sau chiar fisuri), se face prin utilizarea epruvetelor cu concentratori [28; 153]. din acest punct de vedere încercările bazate pe conceptele mecanicii ruperii, folosind epruvete cu fisuri incluse în prealabil prin oboseală, în zonele a căror structură se investighează, reprezintă o simulare în condițiile de solicitare cele mai severe care pot să apară în practică.

A. Încercarea de tracțiune la temperatură normală și la temperatură ridicată

Această încercare studiază: natura materialului; parametrii ciclului termic la sudare: temperatură maximă; viteză de răcire atunci când ciclul termic este simulat, sau aportul de căldură când se execută cordoane de sudură; parametrii postîncălzire: viteză de încălzire, temperatură, timp de menținere [28].

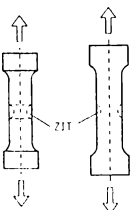


Fig.2.36.

Se utilizează epruvete plate (de preferință) sau rotunde cu sau fără concentrator, prelevate din îmbinare sau supuse în prealabil la cicluri termice simulate. Forma epruvetelor este indicată în figura 2.36.

Încercarea se face pe mașina universală de încercat la tracțiune, de preferință cu deplasare și/sau sarcină controlată și posibilități de înregistrare autografă X - Y.

Pentru temperaturi ridicate cuptorul trebuie să asigure un control al temperaturii de $\pm(1 - 2)^\circ\text{C}$.

Caracteristica obținabilă este ductilitatea la rupere exprimată prin: alungirea la rupere $\delta\%$ (nu se aplică); contracția transversală la rupere $Z\%$; limita de curgere; rezistența la rupere.

B. Încercarea la fluaj de scurtă durată cu sarcină impusă

Studiază aceleași variabile pe același tip de epruvete ca și încercarea precedentă.

Epruvetele sunt testate pe mașina de încercat la fluaj cu sarcină impusă. Se înregistrează timpul până la rupere cu o sarcină impusă la o anumită temperatură.

Caracteristicile obținabile sunt rezistența de durată σ_{rt} la o anumită temperatură t și ductilitatea la rupere [153; 154].

C. Încercarea la fluaj cu deformație impusă

Diferă de primele două prin utilajele întrebuințate și prin caracteristicile obținabile.

Încercarea se face pe mașina de încercat la fluaj cu deformație impusă (relaxare).

Se înregistrează scăderea tensiunii inițiale în timp la o anumită temperatură, până la rupere (dacă ruperea survine în timpul încercării) [28].

Caracteristicile obținabile sunt: evoluția tensiunii inițiale în timp până la rupere dacă ruperea survine în timpul încercării și ductilitatea la rupere.

D. Încercarea pentru determinarea tenacității statice

Studiul variabilelor se face pe epruvete de încovoiere (fig.2.37. a) și epruvete compacte pentru tracțiune excentrică (fig.2.37. b). Epruvetele se prelevează sau din îmbinări sudate, sau sunt supuse unor cicluri termice simulate în zona în care se plasează fisura [120]. Dimensiunile lor sunt cele din STAS 9760-84.

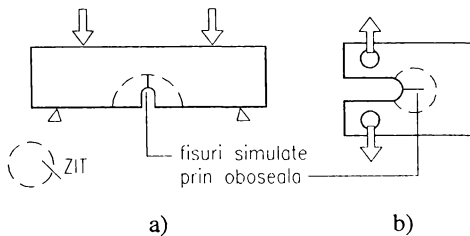


Fig.2.37.

Se obțin:

- factorul critic de intensitate al tensiunii (FCIT) la extinderea fisurii, într-o încercare cu solicitare crescătoare de scurtă durată (parametrul K_c) la temperatura de studiu.

- FCIT după un interval de timp t , într-o încercare de durată cu sarcina constantă aplicată la temperatura de studiu (parametrul K_{cTH}).

- valoarea critică a integralei J_c la extinderea fisurii.

2.3.2. Încercări pe epruvete ce simulează condițiile reale de sudare

Sunt încercări cu caracter tehnologic, care urmăresc simularea cât mai apropiată a condițiilor reale pentru aplicația de sudură învederată.

Se remarcă în aceste încercări, urmărirea reproducerii cât mai apropiate a microstructurii din ZIT cu propensiune la fisurarea la rupere, a stării de tensiune din această zonă precum și a tratamentelor de încălzire postsudare. În aceste încercări se determină dacă în condițiile specificate mai sus apare sau nu fisurarea la rupere. Evaluarea cantitativă se face pe baza unui *indice convențional de fisurare* exprimat prin proporția pătrunderii fisurii într-o secțiune transversală pe cordon, secțiunea având o prelucrare metalografică adecvată. La unele încercări indicele convențional de fisurare se

determină pentru diferite nivele de deformații impuse de starea de tensiune din ZIT în timpul procesului de relaxare a tensiunilor la temperatura de studiu.

Valorile care pot fi studiate cu aceste încercări cuprind: natura metalului de bază și celui depus; tipul procedurii de sudare și parametrii de proces; parametrii tratamentului termic și uneori gradul de constrângere al îmbinării și concentrarea tensiunilor în ZIT.

A. Încercarea BWRA pe epruvetă tubulară

Încercarea concură la studiu: naturii materialului; procedurii de sudură și al parametrilor tehnologici (exprimați în principal prin aportul de căldură); nivelului preîncălzirii; parametrilor tratamentului termic (viteză de încălzire, temperatură, timp de menținere) și formei geometrice a cordonului (efecte de concentrare), [54]. Forma epruvetei este dată în figura 2.38.

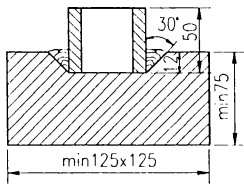


Fig.2.38.

Se depun șapte straturi în ordinea indicată în figură. După sudare se face un control vizual cu lichide penetrante sau pulberi magnetice.

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT evidențiate în patru secțiuni atacate metalografic.

B. Încercarea pe epruvete tip LEHIGH sau epruvete tip TEKKEN

Epruvetele schematizate sunt prezentate în figurile 2.39 și 2.40.

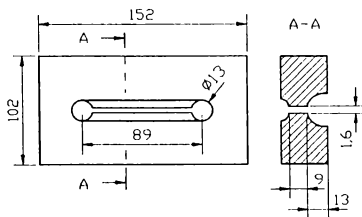


Fig.2.39.

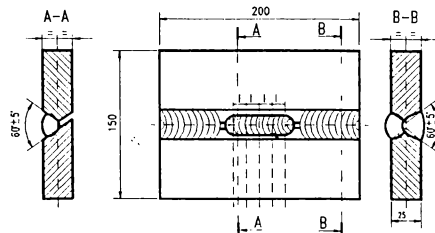


Fig.2.40.

Se depune un cordon în rostul caracteristic epruvetei utilizate, după procedul de sudare și parametrii tehnologici investigați. Se aplică tratamentul termic studiat [28; 144].

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT cu structură grosieră, separate în trei secțiuni transversale atacate metalografic. Mărirea se face de 100x. Se calculează indicele de fisurare conform STAS 10882-84.

Notă: fisurarea la reîncălzire se deosebește de fisurarea la rece deoarece urmează un traiect intragranular în ZIT grosier.

C. Încercarea CTS

Studiază: natura materialului; procedul de sudare și parametrii tehnologici; nivelul preîncălzirii; parametrii tratamentului termic și forma geometrică a cordonului. Proba este prezentată în fig. 2.41.

După rigidizarea prin cusăturile de prindere, se sudează cele două cusături de încercat, cu procedul de sudură și parametrii investigați. După sudare se aplică tratamentul termic studiat.

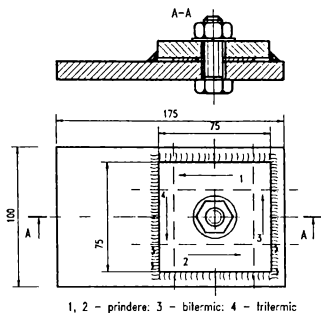


Fig. 2.41.

D. Încercarea pe epruvete sudate cap la cap și distorsiune unghiulară impusă (după KANAZAWA)

Studiază în plus față de precedentele încercări nivelul distorsiunii (intensitatea deformării și implicit a tensiunii în ZIT)[55;141]. Epruveta este prezentată în figura 2.42.

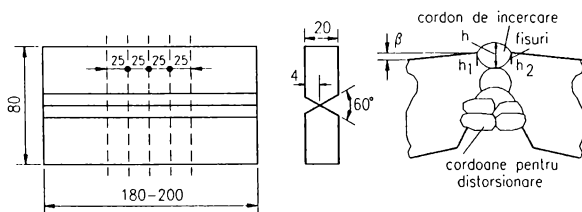


Fig. 2.42.

Se aplică tratamentul termic studiat.

Se urmărește apariția fisurilor la racordarea supraînălțării cordonului de încercare. Fisurile se măsoară în cinci secțiuni transversale. Se calculează pentru fiecare secțiune raportul:

$$\Omega = \frac{h_1 + h_2}{2h} (\%)$$

calculându-se apoi media pe cele cinci secțiuni.

E. Încercarea pe epruvetă de secțiune grosieră, sudată cap la cap în mai multe straturi, cu concentrator de tensiune prin cordon incomplet

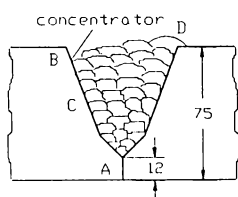


Fig. 2.43.

Concentratorul de tensiune se realizează prin depunerea incompletă a straturilor la o margine (fig.2.43). Cordoanele se depun în ordinea și cu parametrii tehnologici prescriși pentru aplicația în studiu, [102]. După sudare se face control vizual, cu lichide penetrante sau pulberi magnetice.

Se aplică tratamentul termic studiat.

Prin intermediul încercării se studiază de asemenea natura materialului; procedeul de sudare și parametrii tehnologici; nivelul preîncălzirii; parametrii tratamentului termic și forma geometrică a cordonului. În secțiune transversală se examinează dacă apar fisuri în ZIT în zona A, B și C și în materialul depus - zona D.

Cusăturile de încercare se depun continuu dintr-o singură trecere, în ordinea cordon bitermic - cordon tritermic.

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT cu structură grosieră examinându-se patru secțiuni atacate metalografic.

Se calculează indicii de fisurare conform STAS 10882-84.

F. Încercarea pe epruvete sudate cap la cap solidarizate cu o placă groasă

Epruvete de 25 mm grosime sunt solidarizate pe o placă groasă prin cordoane laterale de colț conform figurii 2.44, [20]. Prelucrarea marginilor din figură este tipică pentru sudare verticală. Se pot utiliza și alte forme de prelucrare.

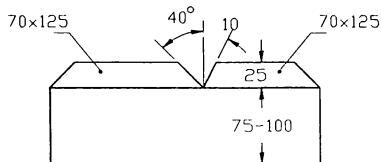


Fig.2.44.

Se execută cordonul de încercare cap la cap după tehnologia studiată.

După sudare se face controlul vizual, cu lichide penetrante sau pulberi magnetice.

Se aplică tratamentul termic studiat.

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT în mai multe secțiuni transversale pe cordon.

G. Încercarea pe epruvete cap la cap tensionate prin încovoiere

Pe epruvete de tipul celor din figura 2.45 se execută sudură cap la cap după tehnologia studiată, evitându-se distorsiunile unghiulare. După sudare se face controlul vizual cu lichide penetrante sau pulber magnetice și apoi se aplică tratamentul termic de studiat. Pe lângă natura materialului i; procedeul de sudare și parametri tehnologici;

nivelul preîncălzirii; parametrii tratamentului termic și forma geometrică a cordonului se studiază și nivelul tensiunii în ZIT, [102, 135].

Se urmăresc:

- apariția fisurilor prin examinări macroscopice și în secțiuni pregătite metalografic

- apariția fisurilor prin încercări subsecvente de tracțiune

(fisura la reîncălzire apare în casură, de culoare închisă, oxidată).

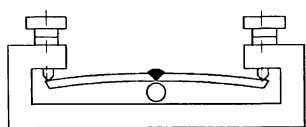


Fig.2.45.

H. Încercări pe epruvete sudate sau ZIT simulat și cu diferite grade de constrângere (Încercări de tip NAKAMURA)

Epruvetele sudate sunt prezentate în figurile 2.46 a, b, c iar cele cu ZIT simulat în figura 2.47.

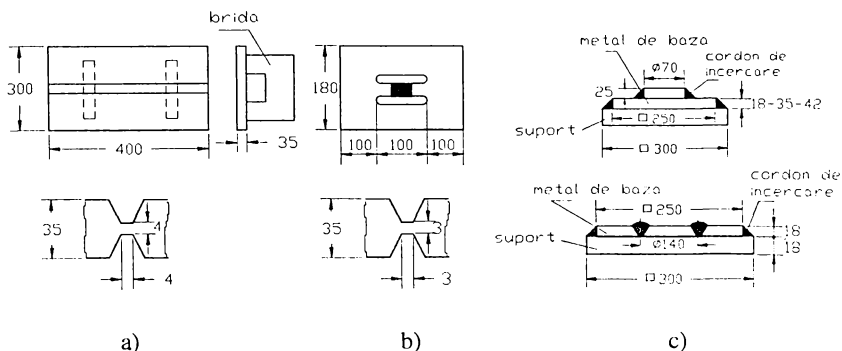


Fig.2.46.

Pentru probele de tip a, b, c se depun cordoane după tehnologia în studiu până la realizarea îmbinării.

După sudare se face controlul vizual, cu lichide penetrante sau cu pulberi magnetice. Se tratează termic studiat.

Epruveta din figura 2.47. se face din material cu ZIT simulat; se practică un concentrator și o decupare la capătul opus creștăturii. Lățimea decupării este variabilă.

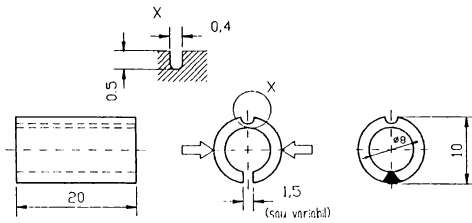


Fig.2.47.

Epruvetele se deformează până ce marginile decupării sunt în contact și apoi se solidarizează prin sudare.

Se studiază în plus față de celelalte încercări, nivelul constrângerii îmbinării, deci implicit nivelul tensiunilor în ZIT, [135].

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT prin examinări macroscopice și în secțiuni pregătite metalografic.

I. Încercări pe epruvete sudate cap la cap și creștătură în ZIT (după TANAKA)

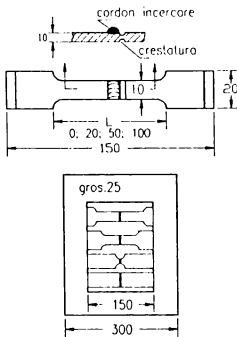


Fig.2.48

Se depune un cordon cu parametrii tehnologici studiați. Se practică o creștătură în ZIT și se prelevează pentru epruvete cu lungimea calibrată diferită. Se montează epruvetele conform figurii 2.48, într-un montaj de bridare tip fereastră.

Se studiază natura materialului; procedeul de sudare și parametrii tehnologici; nivelul preîncălzirii; parametrii tratamentului termic și forma geometrică a cordonului. De asemenea nivelul constrângerii îmbinării, deci implicit nivelul tensiunilor în ZIT, [136].

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT prin examinări macroscopice și în secțiuni pregătite metalografic.

Evidențierea fisurării la reîncălzire se face în casură după ruperea prin tracțiune.

J. Încercări pe epruvete sudate cap la cap cu simularea solicitării în timpul tratamentului termic prin solidarizare pe suport din oțel austenitic

Se execută sudarea cap la cap pe 2/3 din grosimea materialului, se prelucrează un concentrator rotunjit și apoi se decupează epruvete de 10-15 mm lățime și de lungimi diferite cuprinse între 100-300 mm. Epruvetele se sudează pe un suport pătrat de 50x50 mm din oțel austenitic clasa 18-8, conform figurii 2.49. După controlul vizual, cu lichide penetrante sau cu pulberi magnetice, ansamblul este supus tratamentului termic studiat, [102].

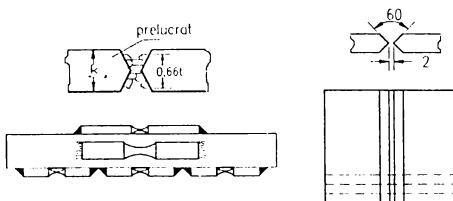


Fig.2.49.

Se studiază aceleași variabile și se urmăresc aceiași parametri ca și la I.

K. Încercarea pe epruvete trapezoidale sudate cap la cap cu simularea solicitării în timpul tratamentului termic prin solidarizare pe suport austenitic

Se depune un cordon de încercare cu parametrii de sudare studiați, plăcile având posibilitatea de contracție transversală liberă dar distorsiunea unghiulară împiedecată. Se controlează cordonul vizual, cu lichide penetrante sau pulberi magnetice. Se solidarizează apoi placa prin cordoane de colț laterale, pe un suport gros din oțel austenitic, figura 2.50.

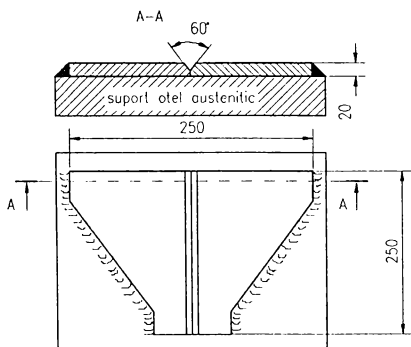


Fig.2.50.

Ansamblul este supus tratamentului termic studiat, [24].

Se urmărește:

a) Apariția fisurării în ZIT și lungimea fisurii propagată în lungul cordonului.

b) Pe epruveta încercată la rupere subsecvent tratamentului, evaluarea lungimii fisurii la reîncălzire propagată în lungul cordonului (fisura cu aspect oxidant).

L. Încercare pe epruvetă inelară cu cordon longitudinal

Se depune un cordon într-un rost prelucrat pe generatoarea epruvetei cilindrice. Diametral opus cordonului se practică o decupare de lățime variabilă, figura 2.51.

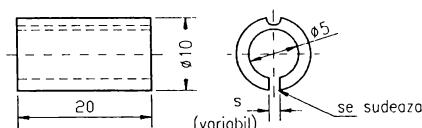
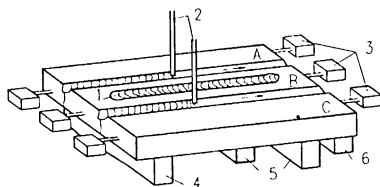


Fig.2.51.

Inelul se deformează prin aducerea fețelor decupării în contact și se solidarizează prin sudură. După controlul vizual cu lichide penetrante sau pulberi magnetice se aplică tratamentul termic studiat. Epruveta realizează constrângeri variabile în funcție de lățimea decupării, [24].

Se studiază aceleași variabile și se urmăresc aceeași parametrii ca și la I.

M. Încercarea de depunere liniară cu constrângere prin tensiuni reziduale (încercarea tip MET)



- 1 - cordon de încercare; 2 - cusături SAF;
- 3 - dispozitive de măsurare a alungirii;
- 4 - placă de rigidizare A, B, C; 5 - placă de rigidizare A, C;
- 6 - placă de rigidizare B.

Fig.2.52

Se depune un cordon cu parametrii tehnologici studiați pe placa centrală. Se rigidizează cele trei părți componente ale epruvetei astfel încât placa centrală cu cordonul deșus să poată culisa la dilatare liber între cele două plăci laterale, figura 2.52. Se sudează în tandem prin procedul SAF cele trei plăci înregistrându-se dilatări diferențiale ale plăcilor pe axa longitudinală, [193].

Se studiază:

- a) Natura materialului;
- b) Parametrii tehnologici (aportul de căldură);

c) Parametrii tratamentului termic simulat cu cordonul depus, prin căldura introdusă la sudarea de rigidizare;

d) Efectul placării asupra metalului de bază;

e) Stabilirea relației dintre DG și aportul de căldură din îmbinare.

Se urmărește apariția fisurilor în ZIT și MB în secțiunile atacate metalografic extrase din placa centrală prin decupare pe trei direcții.

Fisurile evidențiate apar în urma reîncălzirii cordonului depus ca urmare a simulării tratamentului termic de către cusăturile de rigidizare SAF.

2.4. Adaptare în concepție proprie a mașinii de fisurare la cald SFC-ISIM, pentru încercări de fisurare la rece prin metoda implanturilor

Metoda implanturilor, este un test cu aplicarea unor sarcini exterioare de tracțiune.

Deformarea probelor pentru testarea susceptibilității la cald prin metoda Transvarestraint pe mașina de fisurare SFC-ISIM se realizează de asemenea prin sarcini exterioare de tracțiune.

Accest fapt a constituit principiul de bază în ideea adaptării SFC pentru încercări de fisurare la rece prin metoda implanturilor (IFR).

Date existente: - carcasă (C);

- grup hidraulic cu posibilități de realizare a forței maxime de tracțiune de 50 KN (GH);

- instalație electrică de comandă a grupului hidraulic (IE);

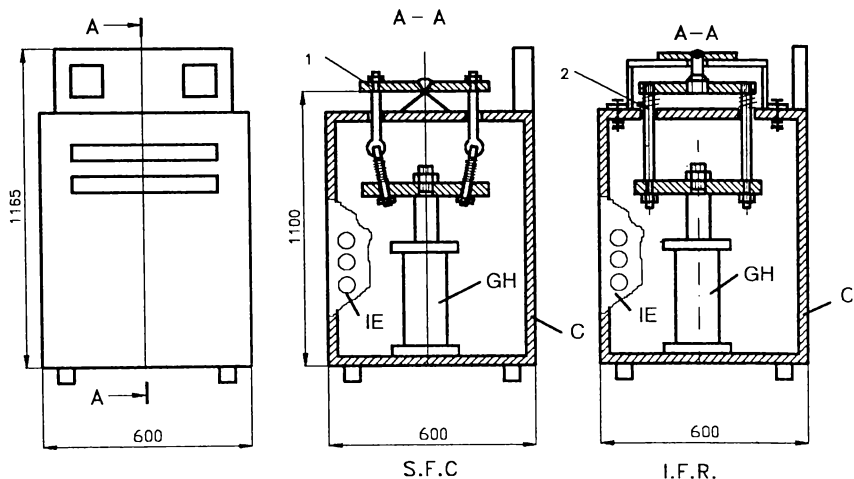
- dispozitiv de deformare a probelor (1).

Necesități în vederea adaptării:

- proiectarea și realizarea unui dispozitiv de tracțiune a probelor (2);

- dotări specifice metodei implanturilor.

S.F.C. și I.F.R. sunt prezentate schematic în figura 2.53.



S.F.C. - Stand de încercări de fisurare la cald

I.F.R. - Instalație de fisurare la rece

1 - dispozitiv de deformare a probelor pentru metoda Transvarestraint

2 - dispozitiv de încercare statică la tracțiune pentru metoda implanturilor

Fig.2.53

Proiectele proprii realizate [209] pentru dispozitivul de tracțiune sunt:

- cadru suport pentru poziționarea epruvetei;
- sistem de fixare și tracțiune a implantului;
- sisteme de ghidare.

Dotările suplimentare specifice au fost:

- un dinamometru pentru indicarea forței de tracțiune la care este supusă epruveta;
- timbre tensometrice pentru indicarea tensiunilor din epruvetă;
- o termocuplă pentru înregistrarea temperaturii din zona influențată termic;
- un cronometru electronic în circuitul de comandă pentru înregistrarea timpului până la ruperea epruvetei.

Astfel IFR este prevăzută la partea superioară cu un cadru suport pentru poziționarea epruvetei (implantului).

Fixarea epruvetei de încercat (implantului) se face la un capăt de tije pistonului prin intermediul unui dispozitiv de prindere iar la celălalt capăt se introduce prin orificiul plăcii suport și al plăcii de bază.

Cursa pistonului hidraulic fiind de 200 mm, pentru a regla cursa de tracțiune a epruvetei se utilizează două limitatoare de cursă. Mașina este prevăzută cu două opritoare mecanice pentru a mări siguranța în exploatare.

Mașina este prevăzută de asemenea cu două sisteme de ghidare, care culisează pe părțile laterale ale cadrului și asigură tracțiunea simetrică a epruvetei, înlăturând în același timp tendința de rotire a sistemului de prindere în jurul axei cilindrului.

Comanda mașinii inclusiv a grupului hidraulic se realizează de la pupitrul mașinii.

Pentru sesizarea momentelor de început și sfârșit a fazei de tracțiune, mașina este prevăzută cu doi senzori inductivi de proximitate. Cel pentru sesizarea startului fazei de tracțiune este fix, poziția de stare nedeformată a sistemului de acționare fiind identică pentru orice epruvetă. Cel pentru sesizarea sfârșitului fazei de tracțiune se fixează la o distanță astfel încât la ruperea epruvetei prin coborârea pistonului să se comande oprirea instalației.

Instalația de fisurare la rece realizează următoarele operații:

- fixarea manuală a epruvetelor prin sistemul de încărcare;
- poziționarea epruvetelor în placa suport și de bază;
- tracțiunea epruvetelor;
- menținerea sub sarcină și înregistrarea timpului de tracțiune până la rupere (automat) sau timp de 18 ore;
- înregistrarea forței de acționare;
- descărcarea manuală a epruvetelor;
- revenirea sistemului de prindere și încărcare în poziție inițială;
- repetarea ciclului de încercare cu o nouă epruvetă.

Adaptările realizate permit prin simpla schimbare a dispozitivelor efectuarea ambelor tipuri de încercări (Transvarenstraint și implanturi) pe aceeași mașină.

2.5. Concluzii

Evidențierea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor cuprinde o serie de încercări diferite, concepute fiecare pentru un scop specific, neexistând posibilitatea adaptării unei încercări de fisurare la toate tipurile de îmbinări sudate din diverse mărci de oțeluri. Fiecare dintre aceste încercări prezintă avantaje și dezavantaje din punct de vedere a al cercetării fenomenologice.

Aplicarea tuturor încercărilor existente, în vederea realizării unui produs, implică un consum mare de timp și cheltuieli ridicate.

Aceste fapte demonstrează necesitatea continuării cercetărilor în domeniu.

MODELAREA ȘI SIMULAREA FISURĂRII LA SUDARE A OȚELURILOR

Complexitatea proceselor ce au loc în timpul sudării necesită precauții și măsuri corespunzătoare pentru a asigura calitatea produselor sudate. Sunt necesare de asemenea analize fundamentale asupra factorilor ce influențează calitatea.

Pornind de la o analiză a mărimilor de influență este nevoie din ce în ce mai mult de corelații cuantificate, ceea ce atrage după sine necesitatea utilizării calculatorului pentru estimarea comportării presupuse a unei îmbinări sudate.

Se folosesc de cele mai multe ori relații simple prin care se încearcă cuprinderea mărimilor de influență principale referitoare la o mărime obiectiv (rezistență, duritate, tenacitate, tendințe de fisurare, etc.), într-o singură ecuație. Deseori se utilizează pentru aceasta modele de regresie liniară mutiplă, respectiv funcții polinomiale fără a se studia mai profund procesele ce determină caracteristicile.

Contrar acestui sistem stau structuri etalon complexe, prin care se încearcă descompunerea unui fenomen global în mai mulți pași simpli (mecanisme semnificative) pentru care există deja descrieri cauzale și apoi cuprinderea acestora într-un lanț.

Primul pas, la o analiză a structurilor sudate, constă în verificarea cerințelor impuse îmbinării sudate și caracteristicilor necesare pentru satisfacerea acestora.

Al doilea pas presupune o analiză pe cât posibil cuantificată a mărimilor de influență semnificative pentru a permite prin potrivirea lor orientată o satisfacere exactă a cerințelor minime.

În pasul al treilea se verifică dacă rezultatul corespunde obiectivelor, presupunând astfel verificarea structurii, respectiv controlul calității.

Determinarea unor relații empirice reprezintă o posibilitate de descriere cantitativă a efectului mărimilor de influență asupra unei caracteristici. În acest caz se încearcă, pornind de la un număr suficient de date, prin prelucrare statistică sub forma unor calcule de regresie mutiplă, să se elaboreze formule de aproximare. Pentru susținerea acestor prelucrări există deja programe comerciale de software, ca de exemplu Statgraf.

În cazul unei cunoașteri insuficiente a proceselor ce au loc se utilizează de regulă, ecuații aditive, liniare care dau doar coeficienți de corelație medii.

Ecuatiile care se bazează în măsură mai mare pe legități fizice (calculul câmpului termic la sudare) prezintă însă o calitate de predicție mai bună.

O problemă deosebit de dificilă apare dacă mărimile de influență se interferează reciproc în acțiunea lor, respectiv dacă pentru descrierea caracteristicii sunt necesare mai multe funcții obiective. În aceste cazuri se ajunge în procesul de căutare a punerii în ecuație la limita posibilului. Pentru a putea rezolva astfel de probleme complexe respectiv multistratificate se încearcă în ultimul timp modelarea proceselor semnificative. Acest mod de abordare permite o înlănțuire corectă din punct de vedere fizic a proceselor parțiale și luarea în considerare a acțiunilor reciproce precum și descrierea efectului multiplu de influență.

Se remarcă faptul că pentru tratarea și aprecierea unor factori ce determină calitatea pot fi utilizate mai multe planuri de apreciere și anume:

- un plan enumerativ (diagrama Ishikawa)
- un plan ponderat (Casa calității, FMEA)
- un plan cuantificabil statistic (modele de regresie)
- un plan fundamentat fizic (model matematic).

Toate cele patru moduri de abordare au justificare și ele nu se exclud reciproc.

Dificultatea de a găsi o mărime adecvată pentru descrierea tendinței de fisurare la rece este confirmată de utilizarea în paralel a unui mare număr de încercări experimentale.

De asemenea pentru fisurarea la reîncălzire până în prezent nu a fost dezvoltată o metodă care să poată cuprinde comprehensiv intercalarea complexă a factorilor de influență.

Pentru estimarea cantitativă a tendinței de *fisurare la cald* există diferite moduri de apreciere.

În continuare se analizează modul în care este posibilă obținerea dintr-un șir de date experimentale a unor algoritmi semnificativi și de precizie relativ mare.

Pentru a putea estima efectul mărimilor de influență singulare este necesară în prima etapă planificarea condițiilor la limită și a variațiilor mărimilor de influență pentru seria experimentală. În caz contrar, ca de exemplu la o apreciere globală a datelor de predicție obținute, nu mai este posibilă obținerea unei relații analitice definitorii.

Calculul de regresie liniară multiplă efectuat în aceste situații poate descrie doar global efectul mărimilor de influență. Ca urmare, posibilitatea de utilizare și precizia de predicție a modelului sunt limitate.

Condiții semnificativ mai favorabile se obțin dacă se studiază individual efectele mărimilor de influență și apoi printr-o relație aditivă se sintetizează efectele corespunzătoare neliniare ale diferitelor mărimi de influență.

Cu toate că în acest mod de apreciere se acceptă ipoteza însumării simple a efectelor ceea ce desigur nu este întotdeauna adevărat, totuși această apreciere este de cele mai multe ori singura și cea mai bună cale de a determina corelații cantitative.

Această metodă a fost utilizată de Uwer D. și Hoehne H. pentru determinarea temperaturii minime de preîncălzire. Ca date inițiale au fost utilizate rezultatele unor încercări Teckken și CTS, variind în mod intenționat compoziția chimică conținutul de hidrogen al metalului depus și energia introdusă la sudare.

Pentru obținerea unei relații de calcul a temperaturii de preîncălzire minime s-au determinat la început relații convenabile pentru descrierea influenței singulare a diferitelor mărimi de influență. Apoi, printr-un calcul de regresie au fost stabiliți parametrii de corelație pentru realta complexă cu mai mulți termeni.

Având în vedere modul de obținere al acestei relații se poate accepta că ea este superioară din punct de vedere al aplicabilității și preciziei de predicție celorlalte relații în majoritate liniare utilizate.

Trebuie menționat în mod deosebit faptul că pentru o utilizare corectă este necesară indicarea și respectarea limitelor de valabilitate referitoare la compoziția chimică, parametrii de sudare.

Întru-cât pentru determinarea unor astfel de relații este necesar un nivel înalt de cunoaștere și atenție, devine explicabil faptul că prin diferite relații de apreciere a temperaturii de preîncălzire minime se obțin rezultate diferite. În condițiile unor date inițiale precizate (tipul de oțel, grosimea, conținutul de hidrogen) o comparație a unor relații cunoscute a condus la diferențe între temperaturile de preîncălzire de peste 100 °C.

Calculul repartiției hidrogenului într-o îmbinare sudată efectuat de Terasaki T., Yamashita Y., Sato K. și Yurioka N. nu rezolvă prin el însuși problema producerii fisurării la rece. El ia în considerare de obicei doar condiții la limită simple, dar dă informații despre zone localizate ale sudurii în care apar concentrații mărite de hidrogen [188].

Se poate efectua, mai departe, un calcul al câmpului termic, corelat cu o descriere matematică a proceselor de transformare și a formării structurii în diferite puncte ale sudurii. Ca o a treia condiție pentru producerea fisurării la rece trebuie determinată și repartiția tensiunilor interne, ceea ce este posibil folosind programe avansate cu elemente finite.

Chiar dacă cele trei calcule s-ar efectua corelat, ar trebui găsit un criteriu adecvat care să sintetizeze cei trei factori de influență (structura, starea de tensiuni, distribuția hidrogenului) și să descrie producerea întârziată a fisurilor la rece. Un astfel de criteriu încă nu este cunoscut.

Pentru o calibrare fundamentală a problemei fisurării la rece simularea pe calculator, pare a reprezenta singura cale posibilă și rațională.

3.1. Modelare matematică în vederea evaluării fisurării la sudare a oțelurilor

Simularea unor probleme probabilistice se întâlnește adesea în diferite probleme de crecțare operațională care cuprinde ansamble de detalii particulare. Aceste probleme sunt în afara unor teorii dar ele pot fi simulate și rezolvate prin metode Monte-Carlo.

Pentru modclarea fenomenului este necesară stabilirea relațiilor definatorii a factorilor care concură la apariția lui.

Ca urmare a *influenței* foarte *diversificate a elementelor de aliene* în cadrul proceselor de sudare, s-a încercat o caracterizare a fenomenologiei fisurării bazată pe acestea.

3.1.1. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la rece

Ca estimatori ai tendinței de fisurare la rece se au în vedere: conținutul de martensită din structură, carbonul echivalent, duritatea critică a ZIT, nivelul critic de hidrogen, viteza de răcire critică, tensiunea critică de implant, grosimea critică, temperatura de preîncălzire minimă.

A. Conținutul de martensită

În urma evaluării timpilor critici de transformare structurală prin corelații compoziționale a fost posibilă evaluarea conținutului de martensită din ZIT, [224]. Astfel:

$$\text{Vol Martensită [\%]} = 0,5 - 0,455 \arctan(X) \quad (3.1)$$

în care:

$$X [\text{rad}] = 4[\log(t_{8/5})/t_M]/[\log(t_B/t_M)] - 2 \quad (3.2)$$

timpul de răcire de la 800 la 500°C rezultă din:

$$\log t_{8/5} = 3,7(C+Mn/13+V/6+Ni/40+Mo/10) - 0,31 \quad (3.3)$$

duratele de răcire pentru transformarea integrală martensitică și pentru transformarea integrală bainitică se pot calcula fie după Yurioka [224], a), fie după Frank [19], b):

$$a) \quad \log t_M = 3,725C+0,46Si+0,626Mn+0,706Cr+0,52Mo+ \\ +0,026Ni+0,675Cu-1,18 \quad (3.4)$$

$$\log t_B = 3,288C-0,168Si+1,068Mn+1,266Cr+2,087Mo+ \\ +0,30Ni+0,626Cu-1,931 \quad (3.5)$$

$$b) \quad t_M = \exp(10 \times 6CE_I - 4,8) \quad (3.6)$$

$$CE_I = C_p + Si/24+Mn/6+Cr/15+Ni/12+ Cr(1-0,16\sqrt{Cr})/8+Mo$$

$$C_p = C \quad \text{dacă } C \leq 0,3\%$$

$$C_p = C/6 + 0,25 \quad \text{dacă } C > 0,3\%$$

$$t_B = \exp(6 \times 2CE_{III} + 0,74) \quad (3.7)$$

$$CE_{III} = C_p + Mn/36+Cu/20+Ni/9+Cr/5+Mo/4$$

Cunoașterea temperaturii de început de transformare martensitică are o importanță în vederea evitării apariției martensitei în structură, ca urmare a tratamentelor termice. Determinarea acesteia se face cu una din următoarele relații:

$$M_s = 512-453C-16,9Ni+15Cr-9,5Mo+217C^2-71,5CMn-67,6CCr ; [3] \quad (3.8)$$

$$M_s = 561-474C-33Mn-17Cr-17Ni-21Mo ; [172] \quad (3.9)$$

$$M_s = 550-350C-40Mn-35V-20Cr-17Ni-10Cu-10Mo-8W+5Co+30Al; [221] \quad (3.10)$$

$$M_s = 541-492C-29,5Mn-31Si-13,9Cr-16,2Mo-22,7Ni+67,9V+214Ti+ \\ +269Nb-9,7Cu+220P-406N+11,9CCr-4,2CrMo-4,55Cn+5,43MnNi+ \\ +8,32CrV+160C^2+13,1Si^2+0,92Ni^2-103V^2+0,313/(C+0,001); [19] \quad (3.11)$$

$$M_s = 544-340C-25Si-41Mn-66Cr+328Cu-112Mo; [19] \quad (3.12)$$

$$M_s = 539-423C-30,4Mn-17,7Ni-12,1Cr-7,5Mo; [77] \quad (3.13)$$

$$\ln(M_s) = 6,1705 - 0,27898C - 0,20939Cr + 0,20985Ni + 0,51078Ti + 0,32997Al - 0,087418Mn + 0,15897CrMn + 0,78628MoC - 0,31837MoMn + 0,62347MoSi - 0,22623MoCr - 0,57669NiC - 0,31989NiSi + 0,081581NiCr - 0,91909C^2 - 0,021565Mn^2 - 0,068359Cr^2 - 0,057869Ni^2; [19] \quad (3.14)$$

B. Carbonul echivalent

Noțiunea modernă de carbon echivalent acoperă diferite fenomene ale sudării și metalurgiei, folosindu-se la estimarea unor caracteristici mecanice, a temperaturilor de fragilitate, a îmbătrânirii, a sensibilității față de fisurarea la cald și la rece, a înclinației spre destrămarea lamelară, a fragilizării prin detensionare și a multor altele fenomene. Pentru fiecare caz menționat, există "carboni echivalenți" utili fiindcă, în funcție de compozițiile chimice ale componentelor ce urmează să fie sudate, ne arată înclinațiile spre defecte. Au de asemenea utilitate în calculul temperaturilor de preîncălzire, postîncălzire și între treceri.

Calculul diferiților carboni echivalenți necesari în diferite procese se face în două etape: obținerea de date prin cercetare experimentală și prelucrarea lor cu metode statistice și/sau de optimizare.

Relațiile regresionale sunt de forma:

$$C_e = C + a_2Si + a_3Mn + \dots + a_{11}Ti \quad (3.15)$$

Coefficienții a_i pentru diferite relații ale carbonului echivalent sunt dați în tabelul 3.1

Tabelul 3.1

Metode de determinare	CE	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	Ti	Nr. rel.
IIW	CE	1		1/6	1/10	1/10	1/5	1/5	1/5				(3.16)
Ito-Bessyo	Pcm	1	1/30	1/20	1/20	1/60	1/20	1/15	1/10		5		(3.17)
NSC-Y	CeqI	1	1/24	1/6	1/15	1/40	1/6	1/4	1/5	1/5	10		(3.18)
NSC-Y	CeqII	1	-1/30	1/5	1/5	1/20	1/4	1/6			10		(3.19)
BECKERT	CeqB	1	1/11	1/2,9	1/3,9	1/17	1/32	1/3,4					(3.20)
DUEREN	CEB	1	1/11	1/8	1/9	1/17	1/5	1/6	1/3				(3.21)
TERASAKI	Pv	1		1/3	1/5	1/8	1/12	1/2					(3.22)
TERA(JOM-2)	Pv	1		1/3	1/4	1/8	1/10	1/3			5		(3.23)
TERA(JOM-2)	Pvo	1	1/2				1/7	1/2	1	1	7		(3.24)
JIS	Ceq	1	1/24	1/6		1/40	1/5	1/4	1/4				(3.25)

Relația determinată de Yurioka, Suzuki, Oshita și Saito [226] este:

$$CEN = C + A(C) \cdot [Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B] \quad (3.26)$$

unde $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh[20(C - 0,12)]$.

C. Duritatea critică a ZIT

Duritatea maximă în ZIT cu relațiile 3.16 și 3.17 se calculează astfel:

$$HM = 559CE + 100 \quad (3.27)$$

$$HM = 1274P_{cm} + 45 \quad (3.28)$$

dacă oțelurile cercetate au compozițiile chimice între limitele:

0,034-0,254%C; 0,15-0,45%Si; 0,87-2,06%Mn; 0,010-0,025%S; 0,002-0,012%P;
0,14-0,23%Cu; 0,13-0,81%Ni; 0,12-0,85%Cr; 0,14-0,47%Mo; 0,026-0,068%V;
0,016-0,056Nb; 0,007-0,018%Ti; 0,0002-0,0018%B.

Confruntând datele experimentale cu relațiile 3.27 și 3.28 se consideră următoarele:
 - P_{cm} dă rezultate mai bune decât CE la oțelurile cu $C < 18\%$ și CE este superior lui P_{cm} la oțelurile cu $C \geq 18\%$. La răcirii mai lente în ZIT ($t_{8/5} > 10s$) relația 3.27 este mai exactă decât relația 3.28. În schimb la răcirii mai rapide ($t_{8/5} < 8s$) situația se inversează.

Rezultă astfel faptul că pentru o corelare mai bună a lui HM cu compoziția chimică a oțelurilor este necesar să se ia în considerare și temperatura de răcire de la 800 la 500°C.

Relații de acest tip sunt:

a) Formula NSC -SM

$$H_{max}(HV 10) = (189 + 67C + 507 P_{cm}) - (101 + 711C - 461 P_{cm}) \arctan X \quad (3.29)$$

$$\text{unde: } X = \frac{\log t_{8/5} + (0,501 + 7,90C - 11,01P_{cm})}{0,543 + 0,55C - 0,76P_{cm}} \quad (3.30)$$

și $t_{8/5}$ este timpul de răcire de la 800 °C la 500°C care se poate determina în funcție de :

- compoziția chimică a oțelului

$$\log t_{8/5} = 3,7(C + \frac{Mn}{13} + \frac{V}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{10}) - 0,31 \quad (3.31)$$

- caracteristicile fizice ale oțelului în cazul difuzivității termice tridimensionale:

$$t_{\frac{8}{5}} = \frac{\eta E_L}{2\pi\lambda} \cdot \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) F \quad (3.32)$$

η = randamentul câmpului termic la sudare;

$E_L = (U_a I_s) / v_s$ energia liniară la sudare [J/cm];

T_0 = temperatura inițială a plăcii [°C];

F = coeficientul difuzivității;

λ = coeficientul de conductivitate termică [J/s cm °C].

b) Formula lui Beckert, [10]:

$$H_{max}(HV10) = B + (A - B) \exp(-bt_{8/5}^2) \quad (3.33)$$

$$A = 939C + 284$$

$$B = 167(CE_b)^{2,42} + 137$$

$$b = \exp(-0,013B + 0,8)$$

$$CE_b = C + Si/11 + Mn/2,9 + Cu/3,9 + Ni/17 + Cr/3,2 + Mo/3,4$$

c) Formula după Yurioka ș.a., [225]:

$$HV_{max}(HV10) = (H_M + H_B)/2 - (H_M - H_B)/2 \arctan(X) \quad (3.34)$$

$$X [\text{rad}] = 4(\log(t_{8/5}/t_M) / \log(t_B/t_M)) - 2$$

$$H_M = 884C(1 - 0,3C^2) + 294$$

$$t_M = \exp(10 \times 6CE_1 - 4,8)$$

$$CE_1 = C_p + Si/24 + Mn/6 + Cr/15 + Ni/12 + Cr(1 - 0,16\sqrt{Cr})/8 + Mo$$

$$C_p = C$$

$$\text{dacă } C \leq 0,3\%$$

$$C_p = C/6 + 0,25$$

$$\text{dacă } C > 0,3\%$$

$$H_B = 145 + \tanh(2 \times 65CE_{II} - 0,69)$$

$$CE_{II} = C + Si/24 + Mn/5 + Cu/10 + Ni/18 + Cr/15 + Mo/2,5 + V/5 + Nb/3$$

$$\text{dacă } CE_{II} \leq 0,75 \text{ atunci}$$

$$H_b = 197CE_{II} + 117$$

$$t_b = \exp(6 \times 2CE_{III} + 0,74)$$

$$CE_{III} = C_p + Mn/36 + Cu/20 + Ni/9 + Cr/5 + Mo/4$$

d) Estimarea durtății maxime luând în considerare C, P_{cm} și $t_{8/5}$, sau formula BL 70, [183]:

$$H_{max} (HV10) = H_{\infty} + K / (1 + \exp(\alpha(Y - Y_5))) \quad (3.35)$$

$$Y = \log t_{8/5} \quad (t_{8/5} \text{ în s})$$

$$K = 269 + 454C - 36Si - 79Mn - 57Cu - 12Ni - 53Cr - 122Mo - 169Nb - 7089B$$

$$H_{\infty} = 884C + 287K$$

$$\alpha K = 478 + 3364C - 256Si + 66Ni - 408Mo - 1321V - 1559Nb$$

$$\alpha = (\alpha K) / K$$

$$Y_5 = -0,085 + 2,070C + 0,459Mn + 0,655Cu + 0,121Ni + 0,222Cr + 0,788Mo + 30B$$

D. Nivelul de hidrogen

Valoarea concentrației critice de hidrogen H_c în ZIT este definită ca fiind concentrația locală a hidrogenului la inițierea fisurii după răcirea la $100^{\circ}C$. Hidrogenul care produce fisurarea la rece se acumulează la limitele grăunților din ZIT în mare parte datorită proceselor de transformare dar și datorită condițiilor de șantier.

$$H_c = 0,6 \times H_d \times U_b \quad (3.36)$$

H_d = conținutul de hidrogen difuzibil al electrodului

$U_b = f_n(t_{100})$

t_{100} - timpul de răcire pentru solidificarea la $100^{\circ}C$

Timpul de răcire t_{100} este calculat relativ la temperatura de preîncălzire T_p .

$$T_p = R + (100 - R) \exp((8,17 + 700/h)(t_{100} \times 10^{-5}) - 14180Q/h\sqrt{t_{100}}) \quad (3.37)$$

T_p - temperatura de preîncălzire [$^{\circ}C$];

R - temperatura ambiantă [$^{\circ}C$];

h - grosimea tablelor [mm];

Q - căldura introdusă la sudare ca energie a arcului pe mm de lucru a arcului [kJ/mm];

t_{100} - timpul de răcire pentru solidificarea la $100^{\circ}C$ [s].

Conținutul de hidrogen H_c poate fi de asemenea estimat pornind de la compoziția chimică a metalului de bază utilizând carbonul echivalent.

Astfel pentru un oțel carbon cu $C < 0,18\%$ s-a determinat relația:

$$\log H_c = A - B \times P_{cm} \quad (3.38)$$

cu P_{cm} conform relației 3.17.

Mărimile variabilelor utilizate la testul Tekken care a condus la estimarea de mai sus au fost:

h - grosimea tablelor = 16 - 50 [mm];

R_{fu} - intensitatea solicitării = 17640 - 33220 [N/mm.mm];

H_d - conținutul de hidrogen difuzibil al electrodului = 0,8 - 5,4 (metoda JIS de determinare cu glicerină); = 2,4 - 9,3 (metoda IIS)

Q - căldura introdusă la sudare = 1,7 [kJ/mm];

R - temperatura ambiantă = $20^{\circ}C$;

P_{cm} = 0,168 - 0,327 %;

C - conținutul de carbon = 0,06 - 0,18 %.

Valorile constantelor A și B din ecuația de regresie pentru determinarea Hc în cazul experimental concret, menționat anterior, sunt prezentate în tabelul 3.2

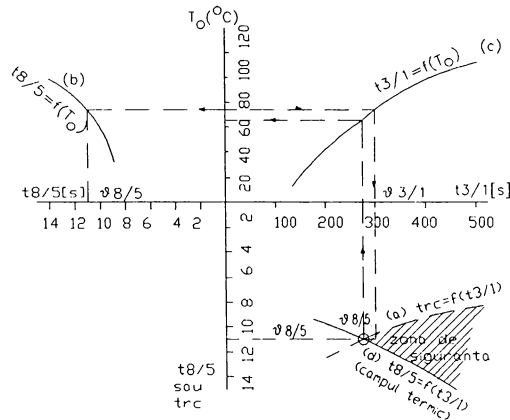
Tabelul 3.2

h	R _{fy}	C	P _{cm}	A	B	n	CR
50	33,220	0,09-0,18	0,19-0,30	1,77	10,05	42	0,901
30	26660	0,06-0,17	0,17-0,30	1,92	10,44	41	0,944
25	23,910	0,09-0,18	0,20-0,29	1,63	8,66	24	0,939
20	20,480	0,09-0,18	0,19-0,41	1,32	6,86	45	0,907
16	17,640	0,13-0,18	0,21-0,27	1,22	6,16	5	0,792

n = număr de probe utilizate la stabilirea coeficienților de regresie A și B;
CR = coeficientul de corelație.

O bună măsură a hidrogenului introdus în sudură poate fi dată prin timpul $t_{3/1}$, timpul de răcire pentru solidificare de la 300 la 100 °C, [17].

Creșterea valorii $t_{3/1}$ permite eliminarea mai bună a hidrogenului introdus de



electrod avînd ca urmare firească creșterea proporției de martenită care poate fi acceptată în sudură fără riscul fisurării de hidrogen.

Pentru un cuplu dat (oțel-electrod) microstructura zonei sudate va depinde de $t_{8/5}$. Dacă valoarea critică a acestui timp de răcire este numită trc se poate spune că sensibilitatea la hidrogen este exprimată printr-o relație de forma:

$$trc = f(t_{3/1}) \quad (3.39)$$

trc descrescînd cu creșterea $t_{3/1}$.

Cantitatea de căldură introdusă în timpul sudării fiind caracterizată în particular de valorile $\theta_{8/5}$ și $\theta_{3/1}$ ale lui $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$, riscul de apariție a fisurării la rece este eliminat când sunt îndeplinite următoarele condiții:

$$\theta_{8/5} \geq trc; \text{ cu } trc = f(\theta_{3/1}) \quad (3.40)$$

Un model de utilizare a lui $t_{3/1}$ este dat în diagrama din figura 3.1.

Fig.3.1.

Pentru a utiliza acest model necesar:

a) să se caracterizeze cuplul oțel-electrod astfel încât să fie stabilită relația

$$trc = f(t_{3/1}).$$

b) să se anticipeze timpii de răcire $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$ pornind de la o temperatură de preîncălzire și căldura introdusă la sudare cunoscute.

În modelul dat: cuplul oțel-electrod este definit prin $f(t_{3/1})$ - (a); pentru asamblarea dată și căldura introdusă la sudare timpii $t_{8/5}$ și $t_{3/1}$ se calculează în funcție de temperatura de preîncălzire $t_{8/5} = f(T_o)$ - (b), $t_{3/1} = f(T_o)$ - (c) și de aici rezultă

$$t_{8/5} = f(t_{3/1})$$

Pentru a aprecia cantitatea de hidrogen din sudură (cusătură + ZIT), s-a introdus noțiunea de "nivelul hidrogenului" notat cu NH.

Sursele de hidrogen în sudură sunt:

-- umezeala de pe componentele și materialele de adaos;

-- petele de ulei și de rugină de pe componentele și materialele de adaos.

Între cantitatea de hidrogen conținută de aceste surse numită hidrogen PH și nivelul hidrogenului din sudură există o corelație strânsă.

Valorile NH caracteristice procedeelor de sudare cu arc electric au fost estimate după cum urmează:

- MIG, MAG, WIG, cu sârmă curățată special:	5
- MIG, MAG, WIG, cu sârmă curată	7
- SE cu electrozi bazici uscați la 400 - 500 °C	10
- SE cu electrozi bazici uscați la 100 - 150 °C	12
- SF cu sârmă curățată special și flux uscat	10
- SF cu sârmă curată și flux uscat	15
- SE cu alți electrozi decât cei bazici	25

NH este exprimat în ml/100 gr (mililitrii hidrogen la 100 grame metal).

Valorile lui NH sunt definite și notate conform tabelului 3.3

Tabelul 3.3

Conținutul în hidrogen [ml/100g]	NH	Notația NH conform IIS
$H_2 < 5$	foarte scăzut	VL
$5 < H_2 < 10$	scăzut	L
$10 < H_2 < 20$	mediu	M
$20 < H_2$	mare	H

Calculul nivelului de hidrogen NH se poate face cu relația:

$$\log NH = 2,219 - 11,6P_{cm} \quad (3.41)$$

cu $P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$

Duritatea maximă din ZIT se corelează cu nivelul critic al hidrogenului NH_c peste care probabilitatea fisurării de hidrogen crește rapid. Relația este:

$$\log NH_c = 2,219 - \frac{HM - (189 + 67C) + (101 + 711C) \arctg X}{507 - 461 \arctg X} \quad (3.42)$$

Expresia lui X este dată de relația 3.30.

S-a determinat de asemenea, statistic, duritatea maximă admisibilă în ZIT funcție de nivelul de hidrogen. Valorile acesteia sunt prezentate sintetic în tabelul 3.4.

Tabelul 3.4

Notația NH conform IIS	Conținutul în hidrogen [cm ³ /100g]	H _{max. admisibil} [HV10]
VL	H ₂ < 5 · 10 ⁻²	450
L	5 · 10 ⁻² < H ₂ < 10 · 10 ⁻²	400
M	10 · 10 ⁻² < H ₂ < 20 · 10 ⁻²	375
H	20 · 10 ⁻² < H ₂	350

E. Tensiunea critică de implant

Estimarea efortului critic de rupere pentru inițierea fisurării la rece are până în prezent mai multe expresii după cum urmează:

a) Formula după Ito, [83]

$$\sigma_{cr} = -242P_{cm} - 22,5\log(H) + 50\log t_{100} - 3 \quad [\text{kgf/mm}^2] \quad (3.43)$$

H = conținutul în hidrogen difuzibil determinat după JIS [cm³/100gr];

t₁₀₀ = durata răcirii la 100 °C [s];

Conform estimărilor Ito, Bessyo, [83]

$$t_{100} = 105000(P_w - 0,276)^2 \quad (3.44)$$

cu: P_w = P_{cm} + H_{JIS}/60 + K/40000

$$H = 1,30H_{JIS} + 0,61$$

H - hidrogenul difuzibil [cm³/100g]

P_{cm} - carbonul echivalent după Ito și Bessyo, dat de relația 3.17

$$K = 40\delta$$

δ - grosimea componentelor [mm]

b) Formula după Inagaki, [81]:

$$\sigma_{cr} = 68,9 - 121P_{cm} - 24\log([H]+1) + 1,75t_{g/s} + 1,65 \cdot 10^{-2} t_{100} \quad [\text{kgf/mm}^2] \quad (3.45)$$

c) Formula după Matsuda, [107]:

$$\sigma_{cr} = -268P_{cm} - 23,3\log[H] + 138 \quad [\text{kgf/mm}^2] \quad (3.46)$$

d) Formula lui Terasaki, [186]:

Pentru (H_R) > 2 ppm

$$\sigma_{cr} = -20\log(H_R)_{100} - 0,20H_{max} + 125 \quad [\text{kgf/mm}^2] \quad (3.47)$$

Pentru (H_R) < 2 ppm

$$\sigma_{cr} = -75\log(H_R)_{100} - 0,20H_{max} + 145 \quad [\text{kgf/mm}^2] \quad (3.48)$$

cu: (H_R)₁₀₀ = H₀ exp{-75.(ΣΔt)₁₀₀} cu H₀ = 1,26H_F

(H_R)₁₀₀ - cantitatea de hidrogen absorbit la 100°C [ppm];

H₀ - hidrogenul înglobat în sudură după solidificare;

H_F - hidrogenul difuzibil după JIS;

(ΣΔt)₁₀₀ - suma temperaturilor de difuzie a hidrogenului de la începutul difuziei acestuia și până la 100°C.

e) Formula lui Pavaskar, [143]:

$$\sigma_{cr} = [1565 - 10(\% \text{Martensită}) - H_{max}]^{1/2} [31 - 15\log[H]] \quad (3.49)$$

F. Temperatura de preîncălzire

Fisurația de hidrogen este direct controlată prin carboni echivalenți și prin tehnologii de sudare adecvate. În cazul în care structura este susceptibilă la fisurare, sudarea se va efectua cu preîncălzire. S-au propus mai multe realții de calcul după cum urmează:

a) După Ito, Bessyo [83]:

$$q_{pr} = 1440[P_{cm} + \alpha] - 392 \quad (3.50)$$

$$\text{cu } \alpha = NH/60 + \delta/600$$

S-au stabilit staistic valorile limită ale lui α și P_{cm} pentru oțeluri de diferite rezistențe peste care este necesară preîncălzirea componentelor în vederea sudării. Aceste valori sunt prezentate în tabelul 3.5.

Tabelul 3.5

R_M [kgf/mm ²]	P_{cm} max.	α max.
45	0,28	0,11
50	0,28	0,11
56	0,30	0,11
63	0,30	0,11
70	0,32	0,10
80	0,34	0,10
90	0,36	0,10

Duren și Schonherr, [35] au stabilit relații de calcul ale temperaturilor de preîncălzire diferite în funcție de procedeele de sudare adoptate.

b) pentru electrozi celulozici

$$T_{V1} = 416 \log(100 C_E) - 456 \quad (3.51)$$

$$T_{V2} = 678 C_E - 52 \quad (3.52)$$

considerând HD = 40 cm³/100g

$$t_{8/5} = 2 - 6 \text{ s}$$

c) pentru electrozi bazici uscați la 100 - 150°C

$$T_{V1} = 490 \log(100 C_E) - 596 \quad (3.53)$$

$$T_{V2} = 739 C_E - 104 \quad (3.54)$$

considerând HD = 10 cm³/100g

$$t_{8/5} = 2 - 6 \text{ s}$$

d) pentru electrozi bazici uscați la 400 - 500°C

$$T_{V1} = 597 \log(100 C_E) - 784 \quad (3.55)$$

$$T_{V2} = 826 C_E - 158 \quad (3.56)$$

considerând HD = 5 cm³/100g

$$t_{8/5} = 2 - 6 \text{ s}$$

e) pentru sudare în mediu de gaz protector

$$T_{V1} = 764 \log(100 C_E) - 1064 \quad (3.57)$$

$$T_{V2} = 994 C_E - 233 \quad (3.58)$$

considerând HD = 3 cm³/100g

$$t_{8/5} = 2 - 6 \text{ s}$$

f) Relația Uwer, Hoehne, Degenkolbe[19], înglobează mărimile de influență singulare asupra temperaturii minime de preîncălzire. Variația acestora este prezentată schematic în figura 3.2.

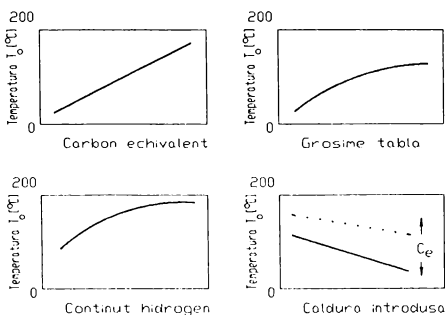


Fig.3.2.

Ca date inițiale au fost utilizate rezultatele unor încercări Tecken și CTS, variind în mod intenționat compoziția chimică, conținutul de hidrogen al metalului depus și energia introdusă la sudare.

Pentru obținerea unei relații de calcul a temperaturii de preîncălzire minime s-au determinat la început relații convenabile pentru descrierea influenței singulare a diferitelor mărimi.

$$T_0 = 700 \cdot CET + 160 \tanh(\delta/35) + 62 \cdot HD + (53 \cdot CET - 32) \cdot E_L - 330 \quad (3.59)$$

unde: $CET = C + (Mn+Mo)/10 + (Cr+Cu)/20 + Ni/40$;

δ = grosimea tablei [mm];

HD = conținutul de hidrogen difuzibil [$cm^3/100g$];

E_L = energia introdusă [kJ/mm].

Observație: Odată determinată temperatura de preîncălzire q_{pr} , se va controla poziția ei față de temperatura începutului transformării martensitice M_s . Dacă:

$$q_{pr} > M_s$$

atunci apare pericolul ca la răcirea după sudare, să apară martensită în îmbinarea sudată. Această situație se evită dirijând răcirea astfel ca drumul ei să nu intersecteze linia M_s . Temperatura M_s poate fi calculată cu relațiile de la § A.

G. Carboni echivalenți pentru estimarea tendinței de fisurare la rece

Înclinația spre fisurare la rece poate fi controlată informativ prin diferite expresii ale carbonului echivalent. S-au elaborat în acest scop următoarele relații:

a) Carbonul echivalent pentru oțeluri slab aliate cu Mn, [12]:

Dacă $0 \leq Mn < 0,8$

$$C_e = C + Si/24 + Mn/6 + Cr/5 + Ni/40 + Mo/4 + V/14 \quad [\%] \quad (3.60)$$

Pentru valori ale $C_e \leq 0,33$ % structura nu este susceptibilă la fisurare.

b) Parametrul de fisurare pentru oțeluri C - Mn

Dacă $0,8 \leq Mn < 2,5$

$$P_{NB} = C + Si/20 + Mn/10 + Cu/20 + Cr/30 + Mo/20 \quad [\%] \quad (3.61)$$

Pentru valori ale $P_{NB} \leq 0,25$ % structura nu este susceptibilă la fisurare.

c) Parametrul de fisurare al oțelurilor slab aliate

$$P_w = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/15 + H/60 + K/(40 \cdot 10^3) \quad (3.62)$$

H - conținutul în hidrogen [$cm^3/100g$];

$$H_{ghicerină} = 0,64; H_{IIS} = 0,93$$

K = $0,66\delta$ – pentru suduri cap la cap;

δ – grosimea piesei [mm].

Pentru valori ale $P_w > 0$ structura este susceptibilă la fisurare.

3.1.2. Relații proprii pentru calculul temperaturii de preîncălzire

Relațiile de calcul pentru temperatura de preîncălzire întâlnite în literatura de specialitate permit evaluarea acesteia funcție de compoziția chimică sau de energia liniară introdusă la sudare, durata răcirii de la 800 la 500 °C și duritate. Nici prima categorie de relații și nici a doua, decât implicit prin alegerea regimului de sudare, nu au în vedere grosimea componentelor, dezavantaj coroborat cu clauze restrictive determinate de aplicabilitatea pe anumite grupe de oțeluri.

Cunoscută fiind dependența câmpului termic de pierderile de căldură, grosimea componentelor trebuie considerată printre caracteristicile de bază ce se iau în calcul la determinarea temperaturii de preîncălzire.

În documentele IIS [226] a fost prezentată posibilitatea de determinare a temperaturii de preîncălzire din diagrame de variație funcție de carbonul echivalent și grosimea componentelor ce urmează a fi sudate. În figura 3.3 este prezentată variația temperaturii de preîncălzire funcție de carbonul echivalent CEN pentru diferite grosimi δ ale componentelor testate.

Valorile carbonului echivalent se calculează cu relația (3.26) determinată de Yurioka CEN fiind considerat corespunzător pentru toate tipurile de oțeluri și utilizat experimental în evaluarea fisurării la rece pentru o mare varietate de oțeluri.

Combi-nația grosime - CEN permite un grad mai mare de generalizare al evaluării temperaturii de preîncălzire necesare în vederea evitării fisurării la rece a oțelurilor.

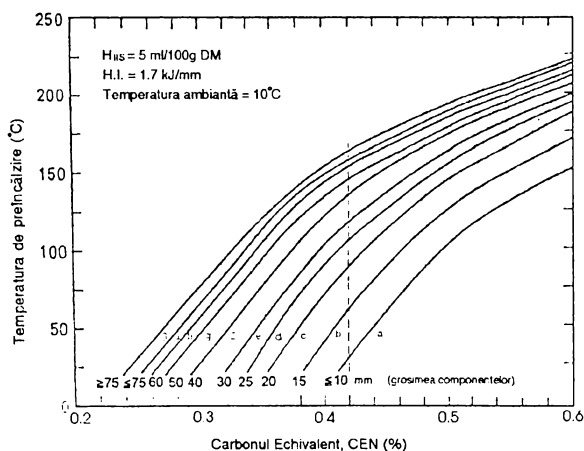


Fig.3.3

Experimentările efectuate de Yurioka și Kasuya, în vederea stabilirii unor nomograme pentru determinarea temperaturii de preîncălzire, stau la baza relațiilor proprii elaborate.

Datele au fost obținute pe mărci de oțeluri japoneze în urma încercărilor RRC (test de fisurare la constrângere rigidă).

S-au folosit probe specifice testului (rost Y), sudate la o temperatură ambientă de 10°C, cu energie liniară la sudare $E_L = 1,7$ KJ/mm, având conținutul de hidrogen determinat după metoda IIS, $H_{IIS} = 5$ ml/100g.

Din nomograma construită în urma experimentărilor se observă diferențe de ordinul zecilor de grade la temperaturile de preîncălzire necesare în vederea evitării fisurării, pe măsura creșterii grosimii componentelor ce urmează a fi sudate. Spre exemplu (fig. 3.3) pentru un oțel cu CEN = 0,42 la grosimea componentelor de 20 mm este necesară o temperatură de preîncălzire de 80°C, la 25 mm 110°C iar la 50 mm 140°C.

Diferențele constatate precum și tendințele actuale de implementare a calculatorului în stabilirea tehnologiilor de sudare motivează utilitatea determinării unor relații analitice de calcul și definire a curbilor acestor diagrame, în vederea informatizării.

Pentru fiecare dintre cele zece curbe din diagramă am verificat câte 270 de ecuații matematice de forma $\theta_{pr} = f(CEN)$, criteriul de alegere fiind abaterea medie pătratică cea mai bună corelată cu alura curbei grafice.

Relațiile obținute și abaterile medii pătratice ale acestora sunt după cum urmează:

a) pentru $\delta \leq 10$

$$\theta_{pr10} = a + bCEN + cCEN^2 \sqrt{CEN} + d \exp CEN \quad (3.63)$$

$$a = -937030,33 \quad b = -1037029,3$$

$$c = -591001,52 \quad d = 946261,43$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,38$$

b) pentru $10 < \delta \leq 15$

$$\theta_{pr15} = a + bCEN + cCEN^2 + d \exp CEN + eCEN/\ln CEN \quad (3.64)$$

$$a = 112736,07 \quad b = 105281,21$$

$$c = 73001,17 \quad d = -112211,90 \quad e = -2082,47$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu are restricții}$$

c) pentru $15 < \delta \leq 20$

$$\theta_{pr20} = a + bCEN + c\sqrt{CEN} \ln CEN + d \ln CEN / CEN^2 + e / CEN^2 \quad (3.65)$$

$$a = -2155217,4 \quad b = 2132060$$

$$c = -2060153,5 \quad d = 11314,33 \quad e = 27739,254$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu are restricții}$$

d) pentru $20 < \delta \leq 25$

$$\theta_{pr25} = a + bCEN + c(\ln CEN)^2 + d/CEN + e/CEN \sqrt{CEN} \quad (3.66)$$

$$a = 157792,97 \quad b = -75264,209$$

$$c = 64673,983 \quad d = -99092,574 \quad e = 16654,059$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,31$$

e) pentru $25 < \delta \leq 30$

$$\theta_{pr30} = a + bCEN + c \ln CEN / CEN + d \ln CEN / CEN^2 + e / CEN^2 \quad (3.67)$$

$$a = 11665,349 \quad b = -1459,7204$$

$$c = -14856,044 \quad d = -2870,7809 \quad e = -9832,2089$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,30$$

f) pentru $30 < \delta \leq 40$

$$\theta_{pr40} = a + bCEN + c\sqrt{CEN} \ln CEN + d(\ln CEN)^2 + e / \ln CEN \quad (3.68)$$

$$a = -440146,16 \quad b = 445850,59$$

$$c = -429719,79 \quad d = 16328,93 \quad e = 741,5279$$

$$s^2 = 0,98 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,26$$

g) pentru $40 < \delta \leq 50$

$$\theta_{pr50} = a + bCEN + cCEN\sqrt{CEN} + dCEN^3 + e \exp CEN \quad (3.69)$$

$$a = 970935,83 \quad b = 807853,99$$

$$c = 485571,90 \quad d = 358165,23 \quad e = -965073,19$$

$$s^2 = 0,98 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,26$$

h) pentru $50 < \delta \leq 60$

$$\theta_{pr60} = a + bCEN + c(\ln CEN)^2 + d/CEN + e \ln CEN / CEN^2 \quad (3.70)$$

$$a = 10427,541 \quad b = -4675,6004$$

$$c = 5293,6505 \quad d = -5349,2309 \quad e = -88,973194$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,25$$

i) pentru $60 < \delta \leq 75$

$$\theta_{pr75} = a + bCEN + cCEN^2 \ln CEN + d \exp CEN + e\sqrt{CEN} \quad (3.71)$$

$$a = 111678,12 \quad b = 226801,9$$

$$c = 78672,523 \quad d = -102877,58 \quad e = -58892,823$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu se aplică pentru } CEN < 0,23$$

j) pentru $\delta > 75$

$$\theta_{pr>75} = a + bCEN + c\sqrt{CEN} \ln CEN + d/CEN + e \ln CEN / CEN^2 \quad (3.72)$$

$$a = -213877,98 \quad b = 207990,74$$

$$c = -196963,28 \quad d = 6908,0637 \quad e = 101,20647$$

$$s^2 = 0,99 \quad - \text{ nu are restricții}$$

Observații: pentru valorile mai mici ale CEN, indicate la restricții, preîncălzirea nu este necesară. CEN se calculează cu relația 3.26 de la § B.

Nomograma construită cu ajutorul calculatorului în baza relațiilor analitice și a restricțiilor stabilite este prezentată în figura 3.4.

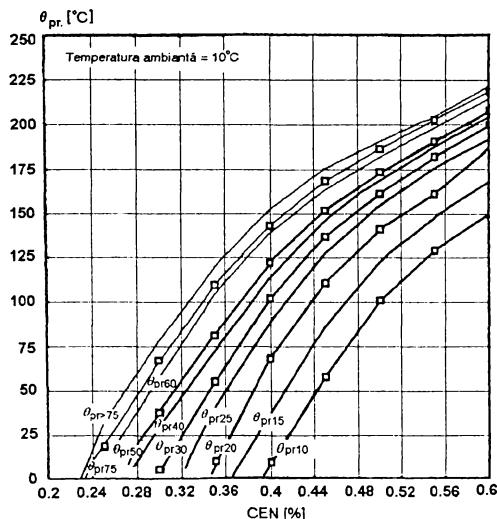


Fig. 3.4.

În urma experimentărilor s-a mai constatat faptul că valoarea carbonului echivalent variază în funcție de conținutul de hidrogen din metalul depus. Din această cauză, în scopul evaluării mai precise a temperaturii de preîncălzire, este necesară aplicarea unei corecții a valorii de calcul a lui CEN.

Curba coeficientului de corecție ΔCEN în raport cu nivelul de hidrogen din metalul depus în cusătura sudată determinată de Yurioka este prezentată în figura 3.5.

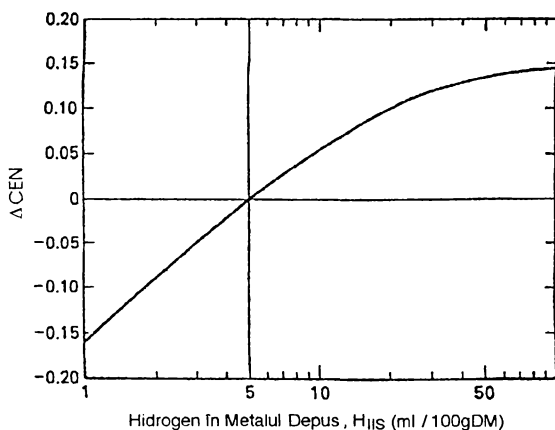


Fig.3.5.

Expresia analitică a coeficientului de corecție ΔCEN pe care am determinat-o având ca bază de pornire curba experimentală este:

$$\Delta CEN = a + bHD + cHD/\ln HD + d \ln HD + e/HD^2 \quad (3.73)$$

$$a = -0,14871262 \quad b = -0,0014718473$$

$$c = -0,0014198193 \quad d = 0,094454353 \quad e = -0,009423847$$

$$s^2 = 0,99$$

în care HD - conținutul în hidrogen difuzibil (ml/100gDM)

Curba de variație a lui ΔCEN în baza relației analitice (3.73) este prezentată în figura 3.6.

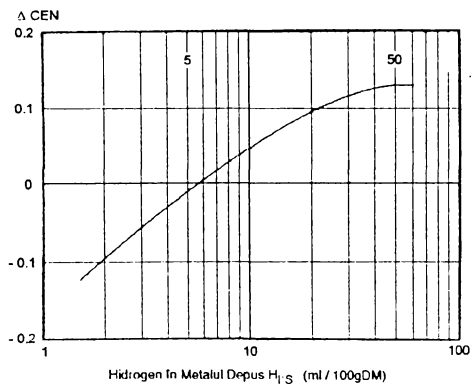


Fig.3.6.

3.1.3. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la cald

Pentru aprecierea susceptibilității la fisurare la cald s-au definit diverși parametri care caracterizează fisurile apărute la încercare.

S-a căutat în principiu să se exprime sensibilitatea la fisurare prin relații care să țină cont de elementele chimice conținute în oțel. Au fost definiți până în prezent, mai mulți indici de fisurare după cum urmează:

a) Carbonul echivalent pentru oțeluri nealiate, slab și mediu aliate, [196]:

$$C_e^3 \text{ (IC)} = 70(C\text{-Si}/12\text{-Mn}/9+3P+4S+Ni/23+Cr/35+Mo/70) \quad (3.74)$$

Fenomenul se produce când $C_e^3 > 4$.

b) Condiția de susceptibilitate minimă, [98]:

$$\text{Evaluând: } Ni_e = Ni+30C+0,5Mn \text{ și}$$
$$Cr_e = Cr+Mo+1,5Si+0,5Co$$

riscul de fisurare este minim dacă sunt îndeplinite condițiile:

$$\left\{ \begin{array}{l} P + S \leq 0.01\% \\ Cr_e / Ni_e = 1,5 \dots 2,0 \end{array} \right\} \quad (3.75)$$

Această condiție a fost determinată pentru oțelurile austenitice.

c) Indicele de fisurare pentru oțeluri aliate, [218]:

$$HCS = [C(S+P+Si/25+Ni/100)/(3Mn+Cr+Mo+V)]10^3 \quad (3.76)$$

Pentru valori ale $HCS \geq 4$, structura este susceptibilă la fisurare.

d) Indicele de fisurare pentru oțeluri feritice, [6]:

$$UCS = 230C+190S+75P+45Nb-12,3Si-5,4Mn-1 \quad (3.77)$$

Pentru valori ale $UCS > 20$, structura este susceptibilă la fisurare.

3.1.4. Algoritmi de calcul pentru evaluarea fisurării la reîncălzire

Relațiile elaborate țin cont de faptul că pierderea plasticității se manifestă atunci când sunt prezente în oțeluri impurificări cu arsen, antimoniu, staniu și fosfor. Activitatea acestor impurități este stimulată dacă aliajele conțin unul sau mai multe elemente cum ar fi: nichel, crom, mangan sau și siliciu. Pe măsură ce pierderea plasticității se accentuează, fisurile trec din transcristaline în intercristaline. Ca indicii de fisurare la reîncălzire s-ar putea utiliza următorii:

a) cazul oțelurilor slab aliate cu mangan

$$C_e^1 \text{ (RC)} = C+Si/24+Mn/6+Mo/4+Cr/8+V/14+Ni/40 \quad (3.78)$$

Fisurarea nu se produce dacă $C_e^1 \text{ (RI)} \leq 0,33\%$.

b) cazul oțelurilor slab aliate având manganul peste 1,4 %.

$$C_e^2(\text{RI}) = C + \text{Mn}/10 + (\text{Si} + \text{Cu} + \text{Mo})/20 + \text{Cr}/30 \quad (3.79)$$

Fisurarea nu se produce dacă $C_e^2(\text{RI}) \leq 0,25\%$.

c) pentru orice tip de oțel slab aliat

$$C_e^3(\text{RI}) = C + \text{Si}/30 + (\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr})/20 + \text{V}/10 + \text{Mo}/15 + \text{Ni}/60 + 5.B \quad (3.80)$$

Fisurarea nu se produce dacă $C_e^3(\text{RI}) \leq 0,15\%$.

Observație: relațiile 3.78, 3.79 și 3.80 se corelează cu duritatea maximă HM din ZIT. Când carbonii echivalenți au valorile critice $\text{HM} \leq 270 \text{ HV}10$.

Rezultă că, la oțelurile respective, fisurarea nu se produce dacă HM se află sub valoarea sa critică.

Calculul HM se face cu relația:

$$\text{HM} = 298,44 - 94,12 \arctg[(\log t_{8,5} - 0,753)/0,457] \quad (3.81)$$

d) indicele de fisurare după Naiki, Nakamura, [132]:

$$\Delta G_N = \text{Cr} + 3,3\text{Mo} + 8,1\text{V} - 2 \quad (3.82)$$

Fisurarea se produce dacă $\Delta G_N > 0$.

Experimentul în vederea obținerii relației a fost făcut pe diferite tipuri de oțeluri feritice, inclusiv oțeluri Cr-Mo, oțeluri inoxidabile, oțeluri slab aliate și oțeluri de înaltă rezistență.

Încercările în vederea determinării tendinței de fisurare s-au efectuat atât pe epruvete sudate cât și cu ZIT simulat, conform capitolului 2 § 2.3.2. H.

Au mai fost determinate cu această ocazie elementele de aliere și limitele în care acestea nu induc susceptibilitatea la fisurare. Acestea sunt: C(0,08-0,4), Si(0,25-4,5), Mn(0,6-3), Ni(0,83-6), Ti(0-4,2), Al(0-0,4), P(0,017-0,42) și Nb(0-0,5).

e) indicele de fisurare după Ito, [84]:

$$P_{\text{SRI}} = \text{Cr} + \text{Cu} + 2\text{Mo} + 10\text{V} + 7\text{Nb} + 5\text{Ti} - 2 \quad (3.83)$$

Fisurarea se produce dacă $P_{\text{SRI}} > 0$.

f) indicele de fisurare după Nakamura, [134; 135]:

$$\Delta G_L = 10\text{C} + \text{Cr} + 3,3\text{Mo} + 8,1\text{V} - 2 \quad (3.84)$$

Fisurarea se produce dacă $\Delta G_L > 2$.

g) indicele de fisurare după Horya, [76]:

$$T = 20\text{V} + 7\text{C} + 4\text{Mo} + \text{Cr} + \text{Cu} - 0,5\text{Mn} + 1,51 \log(x) \quad (3.85)$$

cu: $x = \text{Al}$ dacă $\text{Al} \leq 2\text{N}$

$x = 2\text{N}$ dacă $\text{Al} > 2\text{N}$

Fisurarea se produce dacă $T > 0,9$.

3.1.5. Algoritmi de calcul pentru determinarea caracteristicilor mecanice și de rezistență în ZIT-ul oțelurilor sudate

Caracteristicile mecanice și de rezistență ale zonei influențate termic, dau de asemenea o bună evaluare a comportării la sudare. A fost studiată posibilitatea de predicție a acestora în funcție de compoziția chimică, [164], stabilindu-se următoarele corelații:

a) pentru duritate

$$HV_{30} = 323,6 - 114,6 \ln t + 11,33 (\ln t)^2 C_c - 1299C - 79,11Si - 120,7Mn - 539Cr + 79,22Ni + 2830CrC + 620,8C_c + 875,4P_c \quad (3.86)$$

cu $S_0 = 19,1 HV_{30}$ și $s = 0.97$

b) pentru rezistența la rupere

$$R_m = 877,9 - 397,6 \ln t + 46,37 (\ln t)^2 + 551,1C_c \ln t - 75,43C_c (\ln t)^2 - 3466C - 168,3Si - 608,4Mn - 1983Cr + 155,4Ni + 9364CCr + 3602C_c \quad (3.87)$$

cu $S_0 = 61 N/mm^2$ și $s = 0.99$

c) pentru rezistența la elasticitate

$$R_{0,2} = 978,9 - 350,6 \ln t + 34,32 (\ln t)^2 + 461,7C_c \ln t - 56,10C_c (\ln t)^2 - 4504C - 278,4Si - 477,6Mn - 1704Cr + 159,4Ni + 7858CrC + 2526C_c + 2409P_c \quad (3.88)$$

cu $S_0 = 69 N/mm^2$ și $s = 0.95$

d) pentru alungire

$$A_5 = -10,88 + 22,76 \ln t - 2,242 (\ln t)^2 + 42,63C_c \ln t + 4,701C_c (\ln t)^2 + 10,68Mn + 33,71Cr - 4,531Ni - 125,3CrC \quad (3.89)$$

cu $S_0 = 3,2 \%$ și $s = 0.86$

e) pentru gătuire

$$Z = 58,48 + 6,65 \ln t - 6,703C_c \ln t - 154,1C + 18,17Cr - 13,03Ni - 25,11C_c \quad (3.90)$$

cu $S_0 = 4,5 \%$ și $s = 0.90$

În relațiile de mai sus s-au considerat:

$$P_c = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Mo/15 + Cr/20 + V/10 + 5B$$

$$\text{și } t = t_{8/5} .$$

3.2. Evidențierea parametrilor cu caracter aleator

Operația de sudare poate influența valoarea de utilizare a unui produs prin intermediul a trei elemente care se intercondiționează, anume: material, tehnologie de sudare și construcție.

Considerând intercondiționarea între elementele arătate, rezultă trei aspecte de bază ce conduc la stabilirea parametrilor, care pot lua diferite valori cu o probabilitatea bine determinată, definitorii pentru tendința de fisurare.

Aceste aspecte sunt:

- * comportarea metalurgică la sudare, determinată de modul în care reacționează oțelul față de acțiunea unui anumit proces de sudare, acțiune localizată în zona de trecere și în zona influențată termic;

- * comportarea tehnologică la sudare, determinată de posibilitatea de a se realiza îmbinări printr-un anumit procedeu de sudare, în vederea evitării fisurării;

- * comportarea în construcția sudată, determinată de capacitatea de a prelua încărcări în anumite condiții de exploatare.

A. Compoziția chimică

A.a. Compoziția chimică a metalului de bază

Trebuie avut în vedere că, de obicei, compoziția chimică indicată în buletine este dată pe oțelul lichid. Datorită segregățiilor, există o deosebire între compoziția chimică pe oțel lichid și compoziția chimică pe produs. În cele mai multe cazuri, se constată o creștere a procentului elementelor de aliere care condiționează comportarea la sudare a respectivului oțel. În consecință, valoarea carbonului echivalent real va fi mai mare decât valoarea stabilită în baza compoziției chimice indicate în buletinele de calitate.

Analizând limitele compoziției chimice admise de norme, se observă că același oțel, dar provenit din șarje diferite, poate avea comportări diferite la sudare.

Spre exemplificare în tabelul 3.6 sunt prezentate compozițiile chimice pe oțel lichid și pe produs pentru două șarje diferite ale unui oțel T1 (capitolul 5, § 5.2, [30]).

Tabelul 3.6

Șarja	Determinare	Compoziția chimică [%]									
		C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V
7 894	pe oțel lichid	0,13	0,56	0,10	0,015	0,016	0,86	1,04	0,60	0,48	0,05
	pe produs	0,15	0,47	0,12	0,014	0,014	0,98	1,02	0,60	0,35	-
7 895	pe oțel lichid	0,18	0,56	0,6	0,012	0,019	0,92	1,06	0,59	0,44	0,05
	pe produs	0,16	0,48	0,10	0,010	0,011	1,03	1,03	0,55	0,35	-

Pentru a avea o viziune asupra compoziției chimice, trebuie să se efectueze un număr corespunzător de analize astfel ca din acestea să se calculeze abaterile posibile ale conținuturilor elementelor și stabilitatea în timp a lor.

Presupunând că pentru fiecare element s-au efectuat n determinări cu ajutorul acestora se calculează conținutul mediu \bar{X} și abaterea s :

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n X_i \quad (3.91)$$

$$s = \sqrt{\frac{\sum(\bar{X} - X_i)^2}{n-1}} \quad (3.92)$$

în care $X_1, X_2, \dots, X_i, \dots, X_n$ sunt valorile celor n determinări. Împărțind intervalul în care se plasează cele n determinări în porțiuni egale, se determină porțiunea în care se plasează cele mai multe determinări. Conținutul aferent acestui interval este valoarea cea mai frecventă X_f . Cu cât media conținutului \bar{X} este mai apropiată de conținutul cel mai frecvent X_f cu atât stabilitatea compoziției chimice este mai bună. Înseamnă deci că raportul:

$$a_p = \frac{\bar{X} - X_f}{X_f} \quad (3.93)$$

este un estimator al compoziției chimice, stabilitatea fiind cu atât mai mare cu cât a_p este mai apropiat de zero.

Cu ajutorul lui \bar{X} și s se pot calcula limitele între care se situează determinările de conținut în elemente, dacă s-ar face oricât de multe măsurători.

Aceste limite se calculează cu relația:

$$\left. \begin{array}{l} LL \\ UL \end{array} \right\} = \bar{X} \pm k \cdot s \quad (3.94)$$

în care k este dat în tabelul 3.7 în funcție de numărul de determinări n și de probabilitatea P .

Tabelul 3.7.

n	P			
	0,75	0,90	0,95	0,99
5	3,002	4,275	5,079	6,634
6	2,604	3,712	4,414	5,775
7	2,361	3,369	4,007	5,248
8	2,197	3,136	3,732	4,891
9	2,078	2,967	3,532	4,631
10	1,987	2,836	3,379	4,433
17	1,679	2,400	2,858	3,754
37	1,450	2,073	2,470	3,246
145	1,280	1,829	2,179	2,864
∞	1,150	1,645	1,960	2,576

A.b. Compoziția chimică a materialului de adaos

Condiția fundamentală pentru materialele de adaos se exprimă în cele mai multe cazuri prin cerința ca îmbinarea sudată (sudura) să aibe aceleași caracteristici ca și metalul de bază. Prin aceasta se subliniază faptul că sudurile nu trebuie să fie niște zone neomogene în fața solicitărilor la care este supusă structura în timpul exploatarei.

O compoziție chimică omogenă pe îmbinare, nu garantează că îmbinarea se va comporta la fel cu metalul de bază, fiindcă structural cusătura și ZIT-ul diferă de structura metalului de bază. Din acest motiv compoziția chimică a îmbinării este diferită de cea a metalului de bază mai ales datorită compoziției chimice a cusăturii.

Diferențele de compoziție chimică la îmbinările sudate (suduri) se admit numai în cazul în care nu există un mediu coroziv. În cazul în care structura sudată trebuie să reziste la coroziune, identitatea chimică a îmbinării devine obligatorie, chiar dacă sunt diferențe în caracteristicile mecanice.

Trebuie acordată o atenție deosebită *conținutului maxim de hidrogen difuzibil* din metalul de adaos. Deși hidrogenul nu formează cu metalul cusăturii combinații care să influențeze negativ rezistența acestuia, prezența sa amplifică influența negativă a macro și

micro defectelor în rețea, favorizând scăderea accentuată a plasticității și fragilizarea metalului.

B. Structura metalografică

Structura metalografică se determină pe epruvete macro și microscopice. Se obțin următoarele informații:

a) pe epruvete macroscopice: incluziunile și distribuția lor, segregările, structurile dendritice specifice produselor turnare sau structurile în șiruri specifice laminatelor. Distribuția incluziunilor și segregărilor se obține cu ajutorul amprentelor.

b) pe epruvete microscopice: componentele structurale și cantitățile lor, mărimea grăunților cristalini, defectele de microstructură. Mărimea grăunților cristalini se poate estima prin comparare cu scări etalon. De exemplu, pe scara ASTM, punctajul 1 arată grăunții cristalini cei mai mari, iar 8 corespunde grăunților cristalini cei mai mici. Mărimea grăunților cristalini se poate aprecia și cu ajutorul unor elemente geometrice medii ale lor ca: suprafața medie a grăunților cristalini, diametrul mediu sau numărul grăunților cristalini cuprinși într-o suprafață de mărime determinată.

Având în vedere că între structura metalografică și compoziția chimică a metalului de bază există o strânsă corelație, se poate aprecia dacă, după elaborare, metalul de bază a suferit tratamente termice.

Corelarea compoziției chimice cu structura metalografică permite, pe lângă informațiile privind componentele structurale și defecțiunile în structură, obținerea de date asupra tratamentului termic și a modului în care s-au obținut produsele din respectivul material de bază.

C. Caracteristicile mecanice ale ZIT

Caracteristicile mecanice sunt condiționate de compoziția chimică și structura metalografică. Și în cazul stabilirii caracteristicilor mecanice trebuie să se facă mai multe determinări pentru ca prin prelucrarea lor statistică, să se determine mărimile principale adică: valoarea medie, abaterea, valoarea cea mai frecventă, estimatorul de stabilitate și limitele între care se plasează valorile caracteristicii mecanice cercetate.

Pentru reducerea numărului de încercări pe epruvete s-a încercat elaborarea unor relații generale între însușirile de personalitate și caracteristicile mecanice. Acestea au fost prezentate în § 3.1.5.

D. Geometria îmbinării

Cel mai important element geometric este grosimea δ a componentelor structurii ce se va realiza prin sudare, alegerea rostului dintre componentele de sudat făcându-se în funcție de o serie de factori.

Factorul de primă importanță este fluxul de forțe pe care cusătura trebuie să-l transmită de la o componentă la alta.

Rostul este determinat apoi de procedeele de sudare, poziția de sudare, accesibilitatea arcului electric în rost, posibilitatea de a susține rădăcina cusăturii în timpul sudării, deformarea piesei sudate.

E. Energia liniară la sudare

Calitatea îmbinărilor este direct influențată de procesele termice ce au loc în timpul operației de sudare.

Energia liniară E_L estimează cantitatea de căldură ce intră în componentele de sudat, fiind de fapt căldura liniară a sursei termice. Ea este definită de relația:

$$E_L = \frac{I_s \cdot U_a}{v_s} \quad [\text{J/cm}] \quad (3.95)$$

în care: I_s = curentul de sudare, [A];
 U_a = tensiunea arcului, [V];
 v_s = viteza de sudare, [cm/s].

Căldura liniară a sursei termice, în cal/cm poate fi exprimată prin relația:

$$q = \frac{0,24 \cdot I \cdot U \cdot \eta}{v} \quad (3.96)$$

η – randamentul sursei termice.

F. Tensiunile remanente și deformațiile

Tensiunile remanente sunt eforturile unitare care rămân într-un corp solid elastic, după ce se îndepărtează sarcinile exterioare.

Se deosebesc două feluri de tensiuni remanente:

- *tensiuni remanente structurale*, care sunt cauzate de transformările de structură metalurgică ce au avut loc la temperaturi ridicate; în îmbinările sudate, aceste tensiuni apar atât în materialul de bază influențat termic, cât și în cusătură, iar valoarea lor scade cu distanța față de cusătură;

- *tensiuni remanente orientate*, care se datoresc forțelor exterioare care împiedică deplasarea liberă a elementelor construcției; în îmbinările sudate, tensiunile remanente orientate apar ca urmare a repartizării neuniforme a căldurii, precum și a imposibilității producerii dilatărilor și contracțiilor libere ale materialului; la sudare încălzirea locală și răcirea se succed continuu pe linia de sudare, iar dilatățile și contracțiile sunt frânate de pereții mai reci ai piesei; ca urmare în piesă apar tensiuni de comprimare la încălzire și tensiunile de întindere la răcire.

Distribuția tensiunilor este triaxială.

Tensiunile remanente sunt considerate dăunătoare deoarece produc vârfuri de solicitare, care dacă materialul nu este tenace sau și-a pierdut tenacitatea, duc la apariția unor fisuri ce pot amorsa o rupere fragilă. De asemenea, dau naștere la eforturi remanente de întindere, ce favorizează propagarea unei ruperi fragile.

Rezistența structurii sudate scade, mai ales când tensiunile remanente se însumează cu eforturile exterioare, în care caz se mărește gradul de încărcare a structurii sudate și ca urmare se reduce siguranța ei în funcționare.

3.3. Simularea de tip Monte-Carlo a modelelor de fisurare

Numele și dezvoltarea sistematică a metodelor Monte-Carlo datează din jurul anului 1944. Metoda a existat și până la această dată - chiar cu mult timp înainte- fiind numeroase exemple izolate care au rămas fără dezvoltare [31].

Astfel, în a doua jumătate a secolului al XIX-lea s-au realizat experiențe în care prin aruncarea la întâmplare a unui ac pe o masă marcată cu linii paralele s-a dedus valoarea lui pe baza numărului de intersecții dintre ac și linii. Despre acest fapt se găsesc consemnări într-un articol al lui Hall din anul 1873, referitor la determinarea experimentală a numărului.

La începutul secolului XX școlile statistice engleze sunt furnizoarele unor mari cantități de metode Monte-Carlo de tipul cel mai simplu, însă dintre acestea marea majoritate au avut mai ales

un caracter didactic și au fost rar folosite în cercetare. Crezând că studenții nu pot aprecia în realitate consecințele teoriei statistice, fără să vadă exemple practice în laboratoare, demonstranții aruncau bile de plumb în jgheaburi care le deviau într-o manieră aleatoare spre mai multe cutii și studenții erau invitați să observe că frecvența bilelor în diferite cutii se conformează mai mult sau mai puțin previziunilor teoretice.

În 1908 Student (W.S.Gosset) se ajută de un eșantion experimental în cercetarea sa asupra distribuției coeficienților de corelație. Cunoștea aparent câteva din momentele acestei distribuții și a dedus, poate pe această bază, poate datorită intuiției că forma analitică trebuie să fie proporțională cu $(1-\alpha r^2)^\beta$, una din curbele de frecvență a lui Pearson unde r este coeficientul de corelație și α și β constante depinzând de mărimea n a eșantionului. După ce a găsit eșantioane care se adaptau pentru $n = 4$ și $n = 8$ la această formă presupusă și rotunjind estimațiile pe care le-a dedus pentru α și β , el a ghicit că $\alpha = 1$ și $\beta = 1/2(n-4)$, ceea ce se demonstrează a fi rezultatul teoretic exact. În același an Student folosea de asemenea o eșantionare pentru a-și întări încrederea în distribuția t pe care a obținut-o printr-o analiză teoretică destul de incompletă.

Adevărata îtrebuințare a metodelor Monte-Carlo ca mijloc de cercetare a luat naștere din lucrul la bomba atomică în timpul celui de-al doilea război mondial. Această muncă a atras după sine o simulare directă a problemelor probabilistice referitoare la difuzia aleatoare a neutronilor în materialele cu caracteristici de fisiune; dar chiar dacă într-un stadiu primitiv de cercetare, von Neumann și Ulam au ameliorat această simulare directă prin intermediul tehnicii sigure de reducere a varianței, în particular ruleta rusă și metodele de fracționare.

Abia în 1948 Harris și Hermankahn au început o dezvoltare sistematică a acestor idei. Posibilitatea aplicării metodelor Monte-Carlo la rezolvarea problemelor deterministe a fost recunoscută de Fermi, von Neumann și Ulam și au popularizat-o imediat după război. În 1948, Fermi, Metropolis și Ulam au obținut estimări Monte-Carlo pentru valorile proprii ale ecuației lui Schrodinger. Doctor Stephen Brush (Laboratorul de radiații din Livermore) care se ocupa în mod deosebit de istoria matematicilor, a descoperit un articol a lui Kelvin din anul 1901 în care se menționează apropos de de o discuție a ecuației lui Boltzmann, că deja de 60 de ani tehnicile Monte-Carlo erau aplicate.

Studiul intensiv al metodelor Monte-Carlo început în anul 1950, în special în SUA, a servit mai degrabă, destul de paradoxal, la discreditarea acestor metode. La această situație s-a ajuns datorită faptului că în eforturile pentru soluționarea tuturor problemelor nerezolvate s-a încercat rezolvarea lor prin metodele Monte-Carlo, fără a discerne care dintre ele pot fi rezolvate eficient. Astfel s-au emis teorii care afirmă că metodele Monte-Carlo sunt net inferioare metodelor numerice convenționale. Cu toate acestea sunt folosite în continuare, iar în 1956 Morton într-o lucrare de a sa pe lângă faptul că vine cu îmbunătățiri la metode afirmă că toate teoriile critice nu au făcut altceva decât să pună în evidență reticența față de tehnicile noi. Metodele Monte-Carlo au revenit în actualitate ele constituind soluțiile cele mai eficiente și uneori singurele soluții posibile.

Numărul crescut de probleme rezolvate prin metode Monte-Carlo se datorează ameliorării tehnicilor de reducere a varianțelor, ceea ce a făcut posibilă rezolvarea unor probleme ce păreau de nerezolvat, și dezvoltării tehnicilor de calcul.

3.3.1. Principiul metodei Monte-Carlo

A. Principiile generale ale metodei Monte-Carlo

Modul uzual de rezolvare a unei probleme constă în a indica un algoritm (o succesiune de operații) care permite să se găsească valoarea exactă f cu o precizie dată. Dacă desemnăm prin $f_1, f_2, \dots, f_n, \dots$ rezultatele corespunzătoare operațiilor succesive, atunci

$$f = \lim_{n \rightarrow \infty} f_n. \quad (3.97)$$

și în cazul unui număr finit de operații procesul se oprește la un pas oarecare. Procesul de calcul este în acest caz strict determinist: în absența erorilor doi operatori diferiți ajung la același rezultat.

Totodată, există probleme în care construcția algoritmilor de acest tip este practic imposibilă sau algoritmul el însuși se dovedește foarte complicat. Se recurge atunci adesea la simularea principiului matematic sau fizic al problemei și se aplică legile numeroase ale teoriei probabilității. Estimațiile $f_1, f_2, \dots, f_n, \dots$ ale mărimii rezultate f se obțin prin tratamente statistice ale datelor furnizate prin rezultatele oarecare ale experiențelor aleatoare multiple. În aceste condiții trebuie ca variabila aleatoare f_n să convergă în probabilitate pentru n spre mărimea căutată f , adică pentru orice $\varepsilon < 0$ avem relația la limită

$$\lim_{n \rightarrow \infty} P(|f - f_n| < \varepsilon) = 1 \quad (3.98)$$

unde P desemnează probabilitatea corespunzătoare.

Alegerea mărimii f_n este condiționată prin particularitățile concrete ale problemei. De exemplu, se înțelege adesea prin mărimea căutată f probabilitatea unui eveniment oarecare aleator (sau pentru generalizare, probabilitatea matematică a unei oarecare variabile aleatoare). Atunci frecvența f_n a unui eveniment în n experiențe aleatoare (sau, respectiv, media empirică a valorilor unei variabile aleatoare) poate fi considerată în ipoteze foarte largi, ca o estimare probabilistică a variabilei căutate. Alte variante sunt de asemenea posibile. Constatăm că în acest caz procesul de calcul este nondeterminist pentru că el este definit prin rezultatele unor experiențe aleatoare.

Modurile de rezolvare a problemelor, făcând apel la variabile aleatoare se găsește sub numele general de Metoda Monte-Carlo. Mai precis prin metoda Monte-Carlo, se înțelege ansamblul procedurilor care permite obținerea soluțiilor problemelor matematice și fizice cu ajutorul experiențelor aleatoare multiple.

Metoda are acest nume datorită utilizării numerelor aleatoare, pentru simularea fluctuației statistice în scopul de a genera probabilitatea numerică de distribuție.

Estimările mărimilor căutate se deduc statistic și au un caracter probabilistic.

În practică experiențele aleatoare sunt înlocuite prin calcule oarecare aplicate numerelor aleatoare.

Utilizarea eficientă a metodei Monte-Carlo [39; 44; 95] se face cu ajutorul calculatorului, deoarece pentru obținerea estimațiilor suficient de exacte ale mărimilor căutate, trebuie să se realizeze calculul unui foarte mare număr de cazuri particulare și să se extragă apoi statistic un volum mare de date numerice. De altfel această metodă se utilizează pentru simularea cu ajutorul calculatorului a sistemelor și fenomenelor cu mai multe grade de libertate.

Remarcăm că utilizând metoda Monte-Carlo nu este necesar să se cunoască relațiile precise ale mărimilor date și cercetate în problemă, ci este suficient să se extragă numai ansamblul condițiilor care definesc manifestarea fenomenului observat.

Aceste circumstanțe fac posibilă aplicarea metodei Monte-Carlo în problemele logice.

Metoda a fost pusă la punct pentru diverse domenii având aplicații în:

Calculul numeric: rezolvarea integralelor simple și mai ales multiple, calculul ariilor suprafețelor de contur neregulat, rezolvarea integralelor stochastice, ecuațiilor integrale și diferențiale, inversarea matricilor, problema lui Dirichlet, rezolvarea problemelor cu variabile multiple corelate, etc..

Studiul proceselor aleatoare: studiul proceselor Markov, al proceselor de difuzie, de mișcare browniană, aplicații ale proceselor aleatoare în mecanica statistică, studiul proceselor cu legături complete, studiul proceselor de învățare.

Fizica nucleară: studiul pilelor atomice, studiul protecțiilor contra radiațiilor.

Cercetarea operațională: studiul proceselor de servire în masă, gestiunea științifică a stocurilor, gestiunea unui serviciu de livrări, studiul caracteristicilor în metoda PERT, aplicații la jocurile operaționale, studiul variantelor de viitor posibil.

Teoria informației: studiul unui sistem de transmitere a informației printr-un canal pe care acționează perturbații în scopul separării semnalelor utile de fondul perturbațiilor - spre exemplu separarea semnalelor utile gravimetrice de fondul de perturbații.

Mecanica fluidelor: studiul fenomenului de turbulență.

Chimie: studiul repartiției dimensiunii moleculelor de polimeri mari.

Biologie: studiul evoluției populațiilor și extinderii maladiilor în funcție de administrarea cu medicamente.

Economic: studiul planificării cheltuielilor, studiul investițiilor și măsurarea riscului, studiul gestiunii unui depozit de materiale, studiul strategiei de conducere a unei întreprinderi, studiul duratelor optime de exploatare a produselor și în general pentru probleme a căror soluții analitice se obțin prea greu sau nu se pot obține pe cale analitică.

Industrie: studiul proceselor de muncă, calculul parcului de utilaje de transport, repartiția optimă a utilajelor, studiul sistemelor de transport, organizarea lucrărilor de construcție, studiul proceselor uzinale (spre exemplu al procesului de separare a minereurilor - flotare).

Fenomene naturale: studiul producerii seismelor (predicții), studiul distribuției gazelor prin difuziune într-un zăcământ de petrol, calculul rezervelor de petrol, studiul și evaluarea zăcămintelor de minereuri solide, studiul și interpretarea observațiilor geofizice.

B. Metoda Monte-Carlo elementară

Orice calcul Monte-Carlo care conduce la rezultate calitative poate fi considerat ca estimator valoric al unei integrale multiple. Presupunând că nici un calcul nu cere mai mult de N (să spunem 1010) numere aleatoare; rezultatele vor fi deci o funcție (vectorială)

$$R(\xi_1, \xi_2, \dots, \xi_N) \quad (3.99)$$

din șirul numerelor aleatoare $\xi_1, \xi_2, \dots, \dots$; care reprezintă un estimator direct al

$$\int_0^1 \dots \int_0^1 R(x_1, \dots, x_N) dx_1, \dots, dx_N. \quad (3.100)$$

Acest mod de a considera lucrurile nu este întotdeauna profitabil, dar problema evaluării integralelor furnizează efectiv o platformă utilă pentru a scoate în evidență diferitele tehnici Monte-Carlo cu aplicații generale.

Considerăm la început pentru simplificare, o integrală simplă

$$\theta = \int_0^1 f(x) dx, \quad (3.101)$$

ca exemplu tip, cu toate că astfel de integrale pot fi evaluate mult mai eficient prin metode numerice decât prin metode Monte-Carlo. Presupunem că $f \in L^2(0, 1)$, adică

$$\int_0^1 [f(x)]^2 dx$$

există și deci θ există.

Extensia la un număr mai mare de dimensiuni este uneori evidentă, și uneori mai degrabă dificilă, depinzând de subtilitatea tehnicii folosite. Acest lucru se opune la integrarea numerică convențională sau la extensii în practica calculului.

Se poate defini eficiența relativă dintre două metode Monte-Carlo. Să presupunem că aceste metode cer respectiv n_1 și n_2 unități de timp pentru calcul și că estimările rezultatelor au varianțele σ_1^2 și σ_2^2 . Eficiența metodei 2 în raport cu metoda 1 este atunci

$$n_1 \sigma_1^2 / n_2 \sigma_2^2 \quad (3.102)$$

Dacă efectuăm mai multe calcule prin metoda 1 și luăm media rezultatelor, nu schimbăm eficiența metodei. Este adesea suficient să luăm pentru n_1 și n_2 în relația 3.102 numărul respectiv de ori pentru care se evaluează f în fiecare metodă. În orice caz raportul de eficiență 3.102 este produsul a doi termeni, raportul varianțelor σ_1^2 / σ_2^2 , și raportul cantității de lucru n_1 / n_2 . Primul depinde în principal de problemă și de metoda Monte-Carlo și este ușor de evaluat, al doilea este dependent de metoda Monte-Carlo și de calculatorul disponibil.

Dacă $\xi_1, \xi_2, \dots, \xi_n$ sunt numere aleatoare independente (distribuite uniform între 0 și 1), cantitățile

$$f_i = f(\xi_i) \quad (3.103)$$

sunt variabile aleatoare independente de probabilitate matematică egală cu θ .

Deci

$$\bar{I} = 1/n \sum_{i=1}^n f_i \quad (3.104)$$

este un estimator direct a lui θ , și variația sa este

$$1/n \int_0^1 (f(x) - \theta)^2 dx = \sigma^2/n. \quad (3.105)$$

Abaterea standard a lui \bar{I} este atunci

$$\sigma_{\bar{I}} = \sigma / \sqrt{n} \quad (3.106)$$

referindu-ne la \bar{I} ca la un estimator Monte-Carlo elementar pentru .

Să luăm de exemplu

$$f(x) = (e^x - 1)/(e - 1) \quad (3.107)$$

în așa fel încât $\theta = 0,418$ și $\sigma = 0,286$. Se consideră 16 numere aleatoare (extrase efectiv dintr-un tablou de numere aleatoare) și se evaluează cu acestea 3.3.8. Găsim în acest caz $\bar{I} = 0,357$ și deci $|\bar{I} - \theta| = 0,061$, ceea ce înseamnă că eroarea teoretică tip este $\sigma/4 = 0,072$ existând astfel un acord satisfăcător. Calculul este dat în tabelul 3.8.

Tabelul 3.8

i	ξ_i	$f(\xi_i)$
1	0,96	0,938
2	0,28	0,188
3	0,21	0,136
4	0,94	0,908
5	0,35	0,244
6	0,40	0,286
7	0,10	0,061
8	0,52	0,397
9	0,18	0,115
10	0,08	0,048
11	0,50	0,378
12	0,83	0,753
13	0,73	0,626
14	0,25	0,165
15	0,33	0,228
16	0,34	0,236
Media		0,357

În practică nu cunoaștem probabil abaterea standard, și trebuie deci să o estimăm după formula

$$s^2 = 1/(n-1) \sum_{i=1}^n (f_i - \bar{I})^2 \quad (3.108)$$

care dă o estimare $s = 0,29$ pentru σ , sau 0,07 pentru σ / \sqrt{n} . Astfel rezultatele calculului vor fi de forma

$$\theta = 0,357 - 0,07 \quad (3.109)$$

exprimând prin aceasta că 0,357 este observația unei distribuții a cărei medie este și pentru care se

apreciază abaterea tip la 0,07. Considerând, după teorema limitei la centru, că distribuția lui \bar{f} este aproximativ normală putem spune cu o încredere de 95% că valoarea se află la mai puțin de două erori tip față de medie, fie aici că $0,22 \leq \theta \leq 0,50$. Expresia “încredere x%” semnifică faptul că dacă se aplică de mai multe ori procedura explicitată în metode Monte-Carlo de tip asemănător, vom avea în ansamblu x% rezultate corecte. În cazul în care nu se cunoaște valoarea parametrului pentru estimarea lui θ nu putem spune dacă un rezultat particular este corect sau nu. Doar datorită faptului că știm (din teorie) că $\theta = 0,418$ putem afirma că propoziția “ $0,22 \leq \theta \leq 0,50$ ” este corectă în 95% din cazuri.

Factorul \sqrt{n} de la numitorul lui 3.106 implică faptul că pentru a diminua eroarea față de medie trebuie să se facă de 4 ori mai multe observații de felul celor din exemplu pentru a avea două cifre semnificative după virgulă (cu o eroare tip inferioară lui 0,005) trebuind să se facă aproximativ 3000 de observații asupra valorilor lui f .

Presupunem că avem $0 \leq f(x) \leq 1$ atâta timp cât $0 \leq x \leq 1$. Se poate atunci trasa curba $y = f(x)$ în pătratul unitate $0 \leq x, y \leq 1$, iar θ reprezintă proporția suprafeței din pătrat situată dedesubtul curbei. Pentru a pune problema într-o manieră formală se poate scrie

$$\left. \begin{aligned} f(x) &= \int_0^1 g(x, y) dy \\ g(x, y) &= 0_dacă_f(x) < y \\ g(x, y) &= 1_dacă_f(x) \geq y \end{aligned} \right\} \quad (3.110)$$

Se poate estima astfel θ ca o integrală dublă

$$\theta = \int_0^1 \int_0^1 g(x, y) dx dy \quad , \quad (3.111)$$

prin estimatorul

$$\bar{g} = 1/n \sum_{j=1}^n g(\xi_{2j-1}, \xi_{2j}) = n^*/n \quad , \quad (3.112)$$

unde n^* este numărul de cazuri în care $f(\xi_{2i-1}) \leq \xi_{2i}$.

Pe de altă parte se iau n puncte, într-o manieră aleatoare, din pătratul unitate și se consideră că numărul lor este proporțional cu numărul celor care se găsesc sub curba $y = f(x)$. Aceasta este o eșantionare pe o lege binomială cu $p = \theta$, și abaterea standard egală cu

$$\sqrt{|\theta(1 - \theta)|/n} \quad (3.113)$$

În exemplul nostru se obține 0,123. Metoda de tragere la sorți dintre negru și alb (metoda binomială) are deci relativ la metoda Monte-Carlo elementară un raport de variație egal cu $(0,072/0,123)^2 = 0,34$. Dacă se ia raportul cantităților de lucru egal cu 1, raportul eficiențelor este de asemenea 0,34. Altfel spus metoda Monte-Carlo de tip tregere la sorți cere, pentru a furniza un rezultat de o precizie dată, lucru de eșantionare de aproape trei ori mai mult decât metoda Monte-Carlo elementară.

Comparația dintre metoda Monte-Carlo elementară și cea de tip binomial ilustrează un principiu esențial al lucrului cu Monte-Carlo. Dacă se poate înlocui un estimator printr-o valoare exactă, într-un punct oarecare al lucrului cu metoda Monte-Carlo, se reduce eroarea de eșantionare a rezultatului final.

3.4. Definierea în sens probabilistic a indicilor de fisurare

Experiențele arată că tendința de fisurare poate fi caracterizată prin variația compoziției chimice în cadrul proceselor de sudare. Aceasta implică faptul că la un

moment dat se poate preciza numai probabilitatea cu care apare fenomenul de fisurare. Adică unei compoziții chimice C_c (nu este precizată aici o anumită expresie a carbonului echivalent) îi corespunde o anumită valoare a indicelui de fisurare IF (IF nu este notația consacrată de la metodele de determinare) caracterizată prin $IF(C_c)$ definită pe câmpul de probabilitate generat de mulțimea indicilor de fisurare și cu funcția de repartiție definită de relația:

$$F(IF) = P (\{C_c : IF(C_c) > IF_{lim}\}) \quad (3.114)$$

Particularizând pentru tipurile de fisurare expresia funcției de repartiție ia următoarele forme:

A. Fisurare la rece

$$a) \quad F(C_c) = P (\{C_c : C_c(C_c) > 0,33\}) \quad (3.115)$$

$$b) \quad F(P_{NB}) = P (\{C_c : P_{NB}(C_c) > 0,25\}) \quad (3.116)$$

$$c) \quad F(P_w) = P (\{C_c : P_w(C_c) > 0,25\}) \quad (3.117)$$

B. Fisurare la cald

$$a) \quad F(C_c^3) = P (\{C_c : C_c^3(C_c) > 4\}) \quad (3.118)$$

$$b) \quad F(HCS) = P (\{C_c : HCS(C_c) \geq 4\}) \quad (3.119)$$

$$c) \quad F(UCS) = P (\{C_c : UCS(C_c) > 20\}) \quad (3.120)$$

C. Fisurare la reîncălzire

$$a) \quad F(C_c^1) = P (\{C_c : C_c^1(C_c) > 0,33\}) \quad (3.121)$$

$$b) \quad F(C_c^2) = P (\{C_c : C_c^2(C_c) > 0,25\}) \quad (3.122)$$

$$c) \quad F(C_c^3) = P (\{C_c : C_c^3(C_c) > 0,15\}) \quad (3.123)$$

$$d) \quad F(\Delta G_N) = P (\{C_c : \Delta G_N(C_c) > 0\}) \quad (3.124)$$

$$e) \quad F(P_{SRI}) = P (\{C_c : P_{SRI}(C_c) > 0\}) \quad (3.125)$$

$$f) \quad F(\Delta G_L) = P (\{C_c : \Delta G_L(C_c) > 2\}) \quad (3.126)$$

$$g) \quad F(T) = P (\{C_c : T(C_c) > 0,9\}) \quad (3.127)$$

Condițiile restrictive pentru parametrii de fisurare au fost prezentate în § 3.1.1 -G, § 3.1.3 și § 3.1.4.

3.5. Concluzii

Restrângerea numărului de încercări efectuate asupra unui oțel în vederea evaluării tendinței de fisurare la sudare se poate face doar în urma unor evaluări preliminare prin metode de calcul.

Aprecierea factorilor care favorizează fisurarea se poate face prin modele de regresie determinate statistic în urma încercărilor și prin modele matematice fundamentate fizic.

Carbonii echivalenți pentru evaluarea tendinței de fisurare (§ 3.1.1 -G, § 3.1.3 și § 3.1.4. reprezintă criterii limitative determinate statistic și nu permit evidențierea factorilor de influență.

Rezultate semnificativ mai favorabile se obțin prin individualizarea mărimilor de influență și sintetizarea efectelor corespunzătoare.

Stabilirea unui lanț causal al mărimilor de influență necesită un volum mare de calcule și implicit utilizarea tehnicii de calcul.

Atât în modelele de regresie cât și în modelele matematice intervin parametri cu caracter aleator. Obținerea soluțiilor problemelor matematice și fizice cu variabile aleatoare se realizează cu metoda Monte - Carlo.

**SISTEM PREEXPERT PENTRU EVALUAREA TENDINȚEI
DE FISURARE LA SUDARE - SEETFS**

**4.1. Sinteză în concepție proprie pentru informatizarea cunoștințelor existente
privitor la previzionarea tendinței la fisurare a îmbinărilor sudate din oțel**

Datorită complexității și a modului de lucru bazat pe cercetări specifice este adecvată utilizarea în domeniul fisurării la sudare a unor sisteme expert.

În vederea informatizării cunoștințelor existente am realizat sinteza factorilor de influență și modalităților de evaluare a tendinței de fisurare.

Factorii care intervin în fenomenologia fisurării la sudare a oțelurilor sunt prezentați în tabelul 4.1.

Tabelul 4.1

Factori	Fisurare la rece	Fisurare la cald	Fisurare la reîncălzire
Factori de material	- compoziția chimică și structura inițială a materialului - caracteristici termofizice - concentrația și repartizarea Hidrogenului	- compoziția chimică și structura inițială a materialului - caracteristici termofizice - concentrația în C, S, P, Si, Ni	- compoziția chimică a MB - structura ZIT - caracteristici de rezistență MB, ZIT și MA
Factori constructivi	- grosimea piesei și configurația geometrică	- grosimea piesei și configurația geometrică	- geometric globală - tip îmbinare și formă cordon
Factori de solicitare	- starea locală a tensiunilor mecanice	- tensiuni proprii (contractii la răcire)	- tensiuni reziduale - tensiuni în serviciu și tensiuni termice - concentrări locale de tensiuni
Tehnologia de sudare	- procedeu de sudare - aport de căldură, E_L - plan de sudare - tratamente termice	- procedeu de sudare - aport de căldură, E_L	- procedeu de sudare - aport de căldură, E_L - tratamente termice

Criteriile de evaluare a tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor sunt prezentate în tabelul 4.2.

Tabelul 4.2

Criterii de evaluare pentru fisurare la rece	Criterii de evaluare pentru fisurare la cald	Criterii de evaluare pentru fisurare la reîncălzire
-tensiunea critică de implant σ_{imp} -sarcina de la care se produce fisurarea -nivelul maxim al tensiunii -durata între momentul aplicării sarcinii și momentul ruperii t_c -duritatea critică a ZIT -numărul și lungimea fisurilor(indicele de fisurare)	-forța critică de deformare (tracțiune) -viteza critică de îndoire -lungimea totală a fisurilor -deformația critică	-factorul critic de intensitate al tensiunii - J_c critic -rezistența de durată σ_{st} -ductilitatea la rupere -numărul și lungimea fisurilor(indicele de fisurare)

Totalitatea încercărilor studiate în vederea evaluării tendinței de fisurare sunt prezentate în tabelul 4.3.

Tabelul 4.3.

Fisurare la rece		Fisurare la cald		Fisurare la reîncălzire	
Metoda de încercare	Criteriul de evaluare	Metoda de încercare	Criteriul de evaluare	Metoda de încercare	Criteriul de evaluare
1	2	3	4	5	6
Metoda Implanturilor	- tensiunea critică de implant σ_{os} - durata între momentul aplicării Q și momentul rupei t_c	Încercarea LPT (VUZ-1.6) sau IMET-TSNII Ch.M	- forța critică de deformare (tracțiune)	Încercarea de tracțiune la temperatură normală și la temperatură ridicată	- ductilitatea la rupere
Testul de fisurare la constrângere rigidă RRC	- sarcina de la care se produce fisurarea	Încercarea VTS	- forța critică de deformare (tracțiune)	Încercarea la fluaj de scurtă durată cu sarcină impusă	- ductilitatea la rupere - rezistența de durată σ_{rt}
Testul LB-TRC	- nivelul maxim al tensiunii			Încercarea pentru determinarea tenacității statice	- factorul critic de intensitate al tensiunii - J_c critic
Testul TRC	- nivelul maxim al tensiunii	Încercarea Murex	- viteza critică de îndoire		
		Încercarea VDR sau Bargyanski	- viteza critică de îndoire		
Proba de duritate sub cusătură	- duritatea critică a ZIT	Încercarea KSLA	- viteza unghiulară critică		
Proba pană	- duritatea critică a ZIT	Încercarea Smit	- viteza critică de deformare		
		Încercarea Philips	- viteza critică de deformare		
		Încercarea HDR (VDC)	- viteza critică de deformare		
		Încercarea de rupere la cald	- viteza critică de deformare (tracțiune)		
		Încercarea PVR	- viteza critică de deformare (tracțiune)		
Testul G-BOP	- lungimea fisurii (prezența fisurii - colorare în albastru în urma încălzirii la roșu)	Încercarea Transvarestraint (TIG-A-MA-JIG)	- lungimea totală a fisurilor	Încercarea BWRA pe epruvetă tubulară	- numărul și lungimea fisurilor
Proba Tekken	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor)			Încercarea pe epruvete tip Lehigh sau epruvete tip Tekken	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor produse la reîncălzire)
Proba Lehigh	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor)	Încercarea Transvarestraint pe table subțiri	- deformația critică	Încercarea CTS	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor produse la reîncălzire)
Testul WIC	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor)	Încercarea Transvarestraint pe table groase (încercarea Varestraint)	- deformația critică	Încercarea KANAZAWA	- indicele de fisurare Ω (lungimea fisurilor produse la reîncălzire)

1	2	3	4	5	6
Metoda CTS	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor)			Încercarea pe epruvetă cap la cap de secțiune grosieră, cu concentrator de tensiune prin cordon incomplet	- numărul și lungimea fisurilor
Încercarea pe probe sudate în colț în cruce	- indicele de fisurare (lungimea fisurilor)			Încercarea pe epruvete cap la cap solidarizate pe o placă groasă	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea pe epruvete cap la cap tensionate prin încovoiere	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea NAKAMURA	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea TANAKA	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercări pe epruvete cap la cap cu simularea solicitării în timpul tratamentului termic	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea pe epruvete trapezoidale cap la cap cu simularea solicitării în timpul tratamentului termic	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea pe epruvetă inelară cu cordon longitudinal	- numărul și lungimea fisurilor
				Încercarea MET	- numărul și lungimea fisurilor

Carbonii echivalenți asimilați ca indici de evaluare, domeniile lor de valabilitate și valorile lor critice se regăsesc în tabelul 4.4.

Tabelul 4.4

Fisurare la rece			
Denumire	Simbol	Domeniu de valabilitate	Valoare critică
1	2	3	4
Carbonul echivalent pentru oțeluri slab aliate cu mangan	C_e	Oțeluri carbon de uz general $Mn_{max} - 0,8\%$	$C_e \leq 33\%$ nefisurare
Parametrul de fisurare pentru oțeluri C-Mn	P_{NB}	$Mn = 0,8 - 2,5 \%$	$P_{NB} \leq 25\%$ nefisurare
Parametrul de fisurare a oțelurilor slab aliate	P_{wg} P_{w115}	oțeluri slab aliate	$P_w < 0$ nefisurare

(continuare)			
Fisurare la cald			
1	2	3	4
Sensibilitatea fisurării la cald (hot cracking sensitivity)	HCS	oțeluri slab aliate și oțeluri aliate	HCS \geq 4 fisurare
Parametrul de fisurare Bailey-Jones	UCS	oțeluri feritice	UCS > 20 fisurare
Condiția de fisurare după Kujanpaa	Cr _c /Ni _c	oțeluri austenitice	P+S \leq 0,01% Cr _c /Ni _c =1,5-2,0 nefisurare
Parametrul de fisurare după Morishige	L	oțeluri austenitice	L < 0 nefisurare
Fisurare la reîncălzire			
Parametrul de fisurare după Naiki	ΔG_N	oțeluri carbon slab aliate	$\Delta G_N > 0$ fisurare
Parametrul de fisurare după Ito	P _{SRI}	oțeluri carbon slab aliate	P _{SRI} > 0 fisurare
Parametrul de fisurare după Nakamura	ΔG_L	oțeluri carbon slab aliate	$\Delta G_L > 2$ fisurare
Parametrul de fisurare după Horya, Takeda	T	oțeluri carbon slab aliate	T > 0,9 fisurare

Modelele de regresie și modelele matematice sunt abordate direct în construcția proprie a sistemului preexpert.

4.2. Experimente și realizări în domeniul sistemelor expert

Sistemele expert [21; 22] sunt programe aplicative de inteligență artificială bazate pe cunoștințe specializate de nivel înalt, nivel atins de cei mai competenți experți umani ai domeniilor aplicative ce se implementează în aceste sisteme. Denumirea de "*sistem expert*" ce le este dată, rezultă din faptul că aceste programe sunt capabile să realizeze unele din performanțele de gândire și de intuiție pe care experții umani le obțin atunci când aplică o astfel de cunoaștere pentru a rezolva probleme complexe în domeniul lor de expertiză.

Avantajele sistemelor expert față de aplicațiile având complexitate comparabilă, dar care sunt rezolvate cu ajutorul metodelor convenționale de programare a calculatoarelor, constau în puterea lor de a soluționa probleme cu ajutorul cunoașterii extinse asupra întregului domeniu specific, în capacitatea lor de a reprezenta și de a învăța, în ușurința cu care folosesc și combină diferite strategii de elaborare și de rezolvare a unor probleme.

Caracteristica principală a sistemelor expert, care derivă din conceptele aplicate la elaborare, este flexibilitatea acestora: când unele proceduri existente sunt actualizate, sau sunt adăugate noi proceduri, nu este necesară rescrierea sau actualizarea celorlalte programe care alcătuiesc sistemul.

Structura conceptuală a sistemelor expert a fost acceptată drept model pentru arhitectura celei de a cincea generații de calculatoare electronice.

Aria de interes în utilizarea sistemelor expert s-a extins considerabil datorită faptului că utilizatorii calculatoarelor au devenit conștienți de limitările și inflexibilitatea pachetelor convenționale de programe aplicative, de dificultățile menținerii acestora în concordanță cu evoluția tot mai dinamică a cerințelor și cu dezvoltarea metodelor de rezolvare.

Istoria sistemelor expert [2] a început în anul 1964 cu elaborarea programului DENDRAL-64, conceput în vederea construirii, enumerării și notării moleculelor organice, pornind de la spectrogramele de masă ale substanțelor analizate. Baza de cunoștințe a sistemului DENDRAL conține reguli pentru determinarea restricțiilor asupra structurilor moleculare din analiza datelor experimentale, procedurile pentru generarea structurilor care candidează în vederea satisfacerii restricțiilor și regulile pentru obținerea unor predicții spectrografice pe baza structurilor moleculare.

Datele experimentale privind spectrogramele de masă, restricțiile structurale cunoscute despre substanțele experimentale și structurile candidat generate de sistem, sunt introduse într-o bază de date globală. Sistemul determină restricțiile structurale ce derivă din datele experimentale, generează structurile candidat, dă predicție asupra spectrogramelor de masă pentru candidații generați și le compară cu spectrogramele de masă din datele experimentale, iar apoi comunică utilizatorilor concluziile rezultate din aceste comparații.

Dezvoltat și perfecționat în decursul mai multor ani de către autorii săi, în cadrul laboratorului de inteligență artificială de la Universitatea Stanford din S.U.A., sistemul DENDRAL a servit ca exemplu de pionierat pentru a arăta eficiența pe care metodele inteligenței artificiale o are în aplicații deosebit de complexe.

Aria de interes în utilizarea sistemelor expert s-a extins considerabil și, actualmente, acoperă majoritatea domeniilor importante ale științei, tehnologiei și vieții economico-sociale.

4.3. Suportul conceptual al sistemelor expert

Puterea rezolutivă a sistemelor expert are la bază capacitatea lor de a memora, a întreține și a manevra cantități mari de cunoștințe specifice domeniului de expertiză, de a oferi o înaltă flexibilitate la reprezentarea cunoașterii indiferent de complexitatea acesteia, de a elabora strategii și planuri de rezolvare rafinate, și de a-și perfecționa aceste capacități prin învățare din experiență

Sistemele expert fiind de fapt sisteme inteligente bazate pe cunoaștere pentru rezolvarea problemelor, structura acestora este presupusă a satisface cerințele care definesc orice sistem formal. Ele sunt dotate cu mecanisme fundamentale, axiomatice, care se aplică pe un suport alcătuit din piese de cunoaștere despre obiecte, acțiuni și relații, cu ajutorul cărora sunt generate noi entități, bine formate, de tip obiectual, procesual sau relațional, se demonstrează buna formare a unor entități în raport cu sistemul axiomatic și sunt furnizate justificări ale acestor procese.

Analiză atentă și sistematică asupra domeniului de expertiză poate scoate în evidență cerințele sistemului expert privind adecvarea sistemului său formal în vederea exprimării cunoașterii despre obiectele, acțiunile și relațiile din acest domeniu, cunoaștere care se definește în termeni de sorturi, proprietăți și relații primitive. Suporturile obiectuale, procesuale și relaționale ale unui domeniu de expertiză reprezintă componentele semnificative ale bazei de date multisortate definită în concordanță cu caracteristicile domeniului respectiv, înlesnind implementarea naturală a unor sisteme expert ce folosesc instrumente matematice puternice, cum sunt logicele și algebrele multisortate.

Indiferent de cerințele particulare ale domeniului de expertiză dat, orice sistem expert poate fi conceput în concordanță cu schema generală de structură din figura 4.1.

Sistemul cognitiv, este dedicat următoarelor funcțiuni și obiective legate de cunoaștere:

- memorarea cunoașterii experte într-un spațiu de memorare special organizat, denumit bază de cunoștințe;

- căutarea pieselor de cunoaștere specificate direct, prin simboluri identificatoare;
- căutarea pieselor de cunoaștere referite indirect, prin proprietăți asociate și/sau valori atribuite acestora;
- căutarea pieselor de cunoaștere prin inferențe sau lanțuri inferențiale care pornesc din alte piese de cunoaștere sau din proprietăți/atribute ale acestora;
- menținerea bazei de cunoștințe în concordanță cu evoluția domeniului de expertiză.

Sistemul rezolutiv, este dedicat următoarelor funcțiuni și obiective legate de rezolvarea problemelor:

- alegerea strategiei de control adecvate pentru tipul problemei curente de rezolvat;
- elaborarea planului de rezolvare a problemei curente;
- comutarea controlată de la o strategie de control la alta;
- desfășurarea acțiunilor prevăzute în planul de rezolvare;
- verificarea consistenței pașilor de rezolvare, cu obiectivele (subobiectivele) problemei curente;
- constituirea informației de control pentru mecanismele fundamentale ale sistemului rezolutiv: mecanismul de evaluare a planurilor, mecanismul de comutare a strategiilor, mecanismul de comutare a planurilor, mecanismul de revenire;
- trasarea drumurilor de raționament prin arborii deductivi.

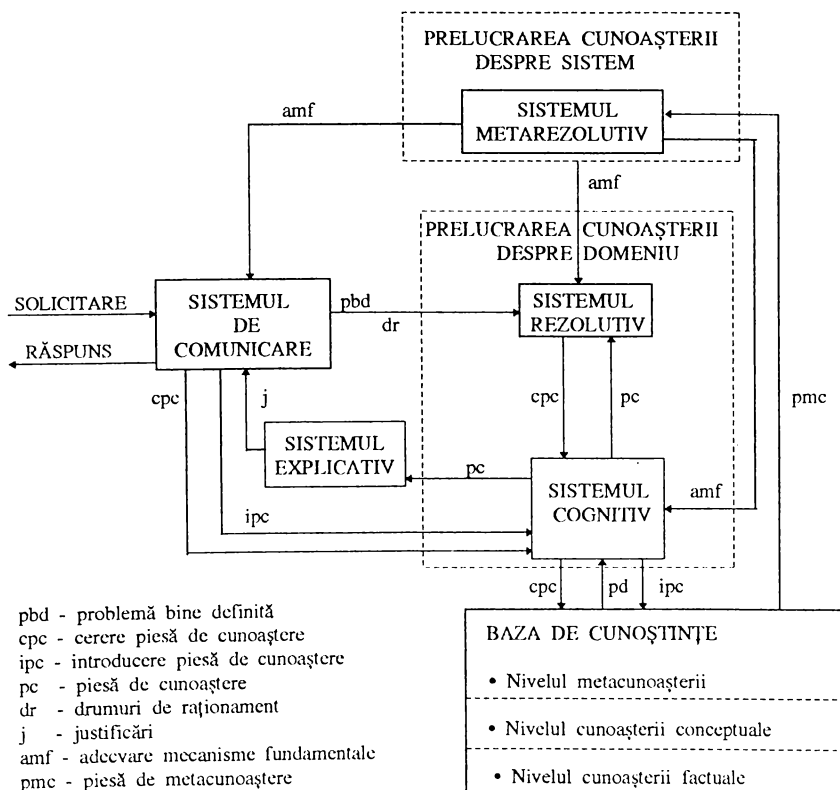


Fig.4.1.

Sistemul explicativ, este dedicat următoarelor funcțiuni și obiective legate de justificarea soluțiilor obținute de sistemul expert la problemele utilizatorilor:

- interpretarea drumurilor de raționament trasate de către sistemul rezolutiv și emiterea justificărilor pentru soluțiile obținute;
- evidențierea cauzelor greșelilor, sau ale eșecului;
- evidențierea pieselor de cunoaștere care lipsesc în lanțul de inferențe, sau a celor care sunt suspectate a furniza cunoaștere eronată.

Sistemul de comunicare, este dedicat furnizării de interfețe între utilizatori și sistemul expert, ca de exemplu:

- procesoare pentru limbajele de comunicare cu utilizatorul;
- procesoare pentru limbajele de reprezentarea cunoașterii;
- procesoare pentru comunicarea internă între sistemul expert și echipamentele auxiliare de stocare a cunoașterii;
- procesoare speciale pentru: intrare ieșire grafică, achiziția senzorială și instrumentală a cunoașterii, comanda dispozitivelor cu caracter efectorial.

Sistemul metarezolutiv, este dedicat următoarelor funcțiuni și obiective legate de adecvarea mecanismelor fundamentale ale sistemului expert, la caracteristicile domeniului de expertiză și ale tipurilor de probleme:

- adecvarea mecanismelor fundamentale ale sistemului cognitiv: metoda de reprezentare a cunoașterii, mecanismele interferențiale aplicate peste baza de cunoștințe, metodele de căutare și de revenire prin grafuri și arbori, criteriile de clasificare și organizare a bazelor de cunoștințe;
- adecvarea mecanismelor fundamentale ale sistemului rezolutiv: structura informației de control, metodele de rezolvare, strategiile de control, mecanismele de comutație pentru strategii, planuri și metode, mecanismele de trasare și de revenire;
- adecvarea mecanismelor fundamentale ale sistemului explicativ: tipuri de întrebări, adâncimea justificărilor, extantul efectelor laterale considerate;
- adecvarea mecanismelor fundamentale ale sistemului de comunicare, lexicul, sistemul de priorități și restricții legate de numărul posturilor de lucru cu sistemul și de clasificarea utilizatorilor.

4.4. Stabilirea bazelor conceptuale ale sistemelor expert

4.4.1. Elementele definitorii pentru sistemele cognitive

Primele elemente de natură conceptuală care trebuiesc stabilite, la elaborarea unui sistem expert, se referă la caracteristicile sistemului cognitiv. Pornind de la analiza sistemului de expertiză, se stabilesc unele criterii ce intervin în luarea deciziilor conceptuale privind: alegerea metodei de reprezentare a cunoașterii, adecvată la structura și complexitatea cunoștințelor din domeniul de expertiză; clasificarea pieselor de cunoaștere; organizarea bazelor de cunoștințe; stabilirea modului de acces la cunoaștere.

Pentru a alege metoda de reprezentare [52], domeniul de expertiză este analizat în vederea determinării acelor caracteristici ale pieselor de cunoaștere, ce se reflectă în cerințe pentru facilități ale metodei:

- *Complexitatea structurală a pieselor de cunoaștere*: exprimată în termeni de componente și de relații între acestea, complexitatea structurală conduce la cerințe specifice metodelor de reprezentare cu ajutorul cadrelor. În cazul când componentele reprezintă obiecte cu structură, este utilă reprezentarea cu ajutorul hiperrețelelor.

- *Existența condițiilor sau a restricțiilor în utilizarea pieselor de cunoaștere*: exprimate în vederea restrângerii spațiului problemei la acele elemente care reprezintă candidații valabili la participarea în procesele inferențiale, aceste cerințe indică drept recomandabilă reprezentarea cu ajutorul regulilor de producție.

- *Importanța semnificației relațiilor între piesele de cunoaștere, sau între componentele structurale ale acestora:* aceste cerințe sunt cel mai bine îndeplinite de reprezentările bazate pe rețele semantice.

- *Piesele de cunoaștere și componentele acestora sunt implicate în probleme cu numeroase inferențe:* este mai eficientă reprezentarea directă în limbajul calculului cu predicate de ordinul întâi.

- *Domeniul de expertiză conține atât piese de cunoaștere pentru care este recomandabilă o metodă de reprezentare, cât și piese de cunoaștere pentru care este recomandabilă altă metodă:* se poate accepta folosirea simultană a celor două metode de reprezentare, luându-se măsuri de asigurare a compatibilității între cele două tipuri de reprezentări la nivelul formatului componentelor și relațiilor. Combinarea metodelor de reprezentare permite deseori creșterea spectaculoasă a performanțelor, ducând în schimb la complexități deosebite ale programelor de prelucrare.

Sistemul de clasificare propriu domeniului de expertiză oferă posibilitatea de a interpreta în procesele interferențiale proprietățile și atributele. În cazul sistemelor de clasificare arbitrar constituite, apartenența la clase trebuie prevăzută explicit în structura pieselor de cunoaștere.

Organizarea bazelor de cunoștințe pentru sistemele expert are cel puțin două niveluri:

- *nivelul conceptual*, constituit din piese de cunoaștere prototip, care descriu obiecte standard pentru clasele de obiecte, deci concepte;

- *nivelul factual*, constituit din instanțe ale conceptelor.

În cazul domeniilor de expertiză cu structură conceptuală complexă, se pot constitui ierarhii de concepte, unele fiind instanțe de natură conceptuală a conceptelor de nivel superior. Nivelul factual este constituit din obiecte individuale, identificabile prin nume, reprezentând instanțe propriu-zise ale conceptelor situate imediat deasupra nivelului de bază. Pentru păstrarea conceptelor este organizată *baza de cunoștințe*. Instanțele din cadrul nivelului factual pot fi păstrate în aceeași bază de cunoștințe în care coexistă conceptele din care derivă, sau pot fi introduse într-o *bază de date*, de preferință rațională, atunci când există posibilitatea interfațării sistemului expert cu sistemul de gestiune al bazei de date. Păstrarea instanțelor în baza de cunoștințe reprezintă o soluție mai comod de programat, dar mai puțin eficientă din punctul de vedere al consumului de spațiu în memorie și al timpului de răspuns. Soluția de subordonare a unei baze de date la sistemul cognitiv asigură pe de o parte un volum superior de cunoștințe factuale, iar pe de altă parte un timp de răspuns convenabil.

La majoritatea interpretoarelor folosite pentru programele destinate sistemelor expert, accesul este asigurat de un dicționar de simboluri parcurs în ordine lexicală. Această metodă de acces secvențial poate veni uneori în conflict cu caracterul aleator al căutărilor în bazele de cunoștințe. Din această cauză, pentru a asigura un acces rapid la piesele de cunoaștere, apare necesitatea unor instrumente adecvate specificului căutărilor: piese de cunoaștere despre modul de acces, liste de referințe încrucișate, module de căutare asociative.

4.4.2. Elemente definitorii pentru sistemele rezolutive

Elaborarea unui sistem rezolutiv necesită luarea unor decizii de natură conceptuală privind modul în care sunt elaborate cele două probleme de bază ale acestor sisteme, *căutarea și controlul*.

Opțiuni privind căutarea. Căutarea nu poate fi eliminată din problemele de inteligență artificială, fiind de fapt o caracteristică prin care acestea se deosebesc de problemele deterministe. Rezultată din aplicarea metodelor de rezolvare a problemelor, căutarea poate fi eficientizată pe mai multe căi:

- prevederea de restricții în procesele generatoare de stări ale spațiului problemei, în vederea reducerii acestui spațiu la porțiuni restrânse, ușor de manevrat, ale căror elemente reprezintă în marea lor majoritate candidați la soluție;

- transformarea spațiului stărilor astfel încât procesele de căutare să se desfășoare mai rapid, iar șansele de a găsi elementul căutat să crească pe măsura derulării acestor procese;

- adecvarea metodelor de căutare la caracteristicile naturale ale problemelor, în vederea eficientizării acestui proces.

Generarea exhaustivă a stărilor și căutarea soluției prin teste criteriale este caracteristică pentru raționamentele prin eliminare. Metoda poate fi utilizată în cazul problemelor ce conduc la spații de stări restrânse, dar pentru majoritatea problemelor reale se dovedește inefficientă.

Prevederea de restricții în procesele generatoare de stări își are rădăcina în însăși reprezentarea cunoașterii. Singura metodă de reprezentare care conține în structura sa obligativitatea prevederii unor restricții de natură combinatorială este metoda hiperrețelelor, care oferă pentru acest scop descrieri ale patternurilor de legătură ale structurilor externe. Asemenea restricții pot fi descrise și cu alte metode de reprezentare, dar numai sub forma unor piese de cunoaștere distincte și a unor reguli de asociere la procesele generative. Prin introducerea restricțiilor se urmărește eliminarea din spațiul generat a acelor stări care nu pot apărea în drumul de raționament, din care motiv le denumim stări absurde. Rămân a fi generate stări care pot apărea într-un drum de raționament, dar dacă nu apar efectiv în soluție, aceasta se datorează unei opțiuni la alegerea dintre mai multe variante posibile, pe baza unor criterii. Aceste stări le denumim stări plauzibile.

Creșterea eficienței procesului de căutare prin transformarea spațiului stărilor are în vedere obținerea unor subspații reduse, mai ușor de manevrat, pornind de la un singur spațiu inițial larg. Pentru aceasta se pot încerca următoarele clase de metode:

Metode de descompunere a problemelor în subprobleme. Urmăresc obținerea unor subprobleme independente, din compunerea cărora să poată fi obținut rezultatul la problema inițială. Deoarece nu toate problemele reale se reduc la subprobleme independente, este necesar a se lua măsuri de limitare a interacțiunilor între subprobleme prin:

- rafinarea descompunerii în subprobleme de nivel inferior, care să corespundă criteriilor de independență cerute de metoda reducerii și stabilirea unei structuri statice fără interacțiuni;

- elaborarea unor criterii de descompunere dinamică, pe bază de pattern pentru luarea deciziei de descompunere în funcție de informația de stare obținută în faze precedente;

- elaborarea de planuri de descompunere, în care ordinea parțială dată prin descompunerea statică este combinată cu descompunerea dinamică;

- descrierea interacțiunilor sub formă de restricții care se propagă între subprobleme;

- aplicarea de reguli euristice care să conducă la obiectivul urmărit.

Metode de rafinare succesivă a planului. Reduc spațiul de căutare prin abstractizarea într-o singură piesă de cunoaștere a mai multor entități ale problemei, soluția finală fiind obținută prin rafinarea soluției abstracte, înlocuind piesele de cunoaștere prin descrierile lor de detaliu și operând în continuare căutări prin subspațiile astfel generate. Numărul de pași ai rafinărilor succesive depinde de tipul problemei și de mecanismul de abstractizare implementat. Metodele care se încadrează în această clasă au o arie largă de aplicabilitate la problemele reale, conducând la evitarea exploziilor combinatoriale în cazurile când nu dispunem de criterii de restricționare a proceselor generatoare de stări.

Metode de evitare a căutării directe în spațiile largi de stări. Bazate pe ideea că pătrunderea într-un spațiu larg pentru a căuta o stare obiectiv poate fi evitată dacă este folosit un model simplificat, sau dacă este adăugată o informație suplimentară care să conducă eficient procesul de căutare, aceste metode folosesc:

- modele simplificate ale spațiului stărilor, a căror corespondență cu spațiul problemei permite accesul eficient la zona în care se află soluția;
- adăugarea unor meta-niveluri cuprinzând cunoaștere despre structura spațiilor de căutare și despre metodele adecvate fiecărei zone distincte din aceste spații.

Opțiuni privind controlul. Alegerea strategiei de control este dependentă de caracterul problemelor și de modul în care acestea sunt prezentate spre rezolvare sistemului expert. Criteriile utile pentru alegerea tipului de control sunt:

- pentru problemele prezentate spre rezolvare prin date care reprezintă proprietăți sau valori asociate unor simboluri variabile în anumite situații, iar acestea sunt interpretate prin analiză, combinare, încadrare în domenii, sau abstractizare pentru formare de noi concepte, este recomandabilă *strategia de control înainte* ;
- pentru problemele enunțate prin enunțarea explicită a obiectivelor, iar acestea nu se obțin direct din datele inițiale ale problemelor, se aplică metode de reducere la subprobleme caz în care este recomandabilă *strategia de control înapoi* ;
- pentru problemele cu caracteristici ce fac recomandabilă strategia de control înainte, dar spațiul de căutare este larg, se poate folosi o *strategie combinată de control înainte/înapoi* care să restrângă spațiul de căutare înainte prin aplicarea simultană a controlului înapoi pornind de la obiective, prevăzându-se un mecanism de punere în corespondență a soluțiilor intermediare obținute prin aplicarea separată a celor două strategii simple.

4.5. Conceperea sistemului preexpert propriu în vederea determinării tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor

4.5.1. Construcția unui mediu integrat propriu pentru aplicații matematice și reprezentări grafice în mediul de programare Turbo Pascal

Produsele informatice specializate în calcul matematic și reprezentări grafice necesită o bună cunoaștere a lor în vederea unei utilizări eficiente.

Necesitatea interconectării mai multor produse în vederea soluționării unor probleme matematice și a reprezentărilor grafice ce decurg din acestea a condus la realizarea unui mediu integrat care să faciliteze rezolvarea simultană a ambelor doleanțe.

S-a ales sistemul de operare Windows, datorită faptului că aplicațiile Windows pot fi exploatate de către utilizatori care nu cunosc produsul, punând la dispoziție un nivel de prezentare și interactivitate deosebite. Evenimentele sunt produse cu precădere de către utilizator prin intermediul obiectelor vizibile pe ecran (ferestre pentru intrări-ieșiri, bară și săgeți de scroll pentru deplasarea unei ferestre, icon-uri, diferite tipuri de meniuri, căsuțe de dialog, etc).

Datorită regulilor sintactice mai stricte ce permit o programare sigură și ușurință în depanare, programul a fost dezvoltat în limbajul Borland Pascal 7.0 pentru Windows. Principalul avantaj oferit de acest limbaj, constă în buna colaborare cu Windows conferind posibilitatea realizării unei interfețe grafice deosebit de atractive, (fig.4.2), alcătuite din meniuri și ferestre, interfață a cărei simplitate facilitează substanțial introducerea datelor de către utilizator. Utilizarea limbajului Borland Pascal 7.0 pentru Windows este avantajoasă și datorită existenței editorului de resurse Resource Workshop. Resursele sunt structuri de date ce definesc părțile vizibile ale

programelor Windows și ele nu sunt de obicei incluse în programe, ci sunt fișiere distincte , permițându-se astfel pregătirea resurselor într-o fază separată de cea a dezvoltării codului aplicației.

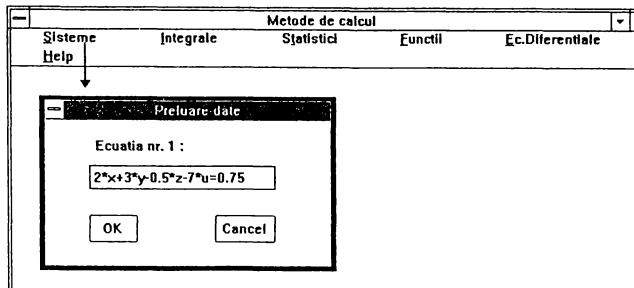


Fig.4.2.

A. Considerații matematice

Programul abordează câteva metode de rezolvare a sistemelor de n ecuații liniare cu n necunoscute, de determinare a valorii numerice a integralei unei funcții pe un interval dat, de determinare a minimumului unei funcții, de soluționare a ecuațiilor diferențiale și câteva metode statistice.

În cazul rezolvării sistemelor de ecuații s-a recurs la aplicarea metodelor: Gauss, Descompunerii, Iacobi și Gauss-Seidel. Ultimele două metode impun restricții în ceea ce privește matricea coeficienților sistemului, ele oferind soluții corecte numai în cazul în care această matrice este dominant diagonală.

La determinarea valorii unei integrale s-au folosit metodele: Trapezelor, Simpson, respectiv metoda Monte-Carlo, iar pentru calculul minimumului unei funcții s-a aplicat metoda Bisecției.

Metodele implementate în cadrul programului, pentru soluționarea ecuațiilor diferențiale, sunt metodele Euler, respectiv Runge-Kutta.

Funcțiile, respectiv ecuațiile asupra cărora se pot aplica metodele enumerate mai sus sunt de tip polinomial și/sau având ca termeni funcții trigonometrice simple.

Calculul statistic constă în determinarea mediei aritmetice a sumei și a sumei pătratelor pentru un set de numere reale dat, precum și în trasarea regresiei prin n puncte.

B. Considerente asupra reprezentării grafice

Programul oferă de asemenea posibilitatea reprezentării grafice a unei funcții într-un interval dat. Pentru a soluționa *problema de trasare a graficului unei funcții*, s-a recurs la împărțirea intervalului de reprezentare în 400 de segmente de lungime egală și la calculul valorii funcției în punctele X_i obținute. Graficul funcției s-a obținut prin unirea punctelor de coordonate $(X_i, f(X_i))$ prin segmente de dreaptă.

S-au determinat valorile minimă și maximă ale funcției în intervalul dat și s-a realizat scalarea ei pe verticală astfel încât aceste limite să fie cuprinse suficient în fereastră, pentru a avea o imagine cât mai cuprinzătoare a variației funcției.

Pe axele de coordonate s-au înscris limitele inferioară și superioară ale intervalului dereprezentare, respectiv cele două valori minimă și maximă menționate mai sus (fig.4.3).

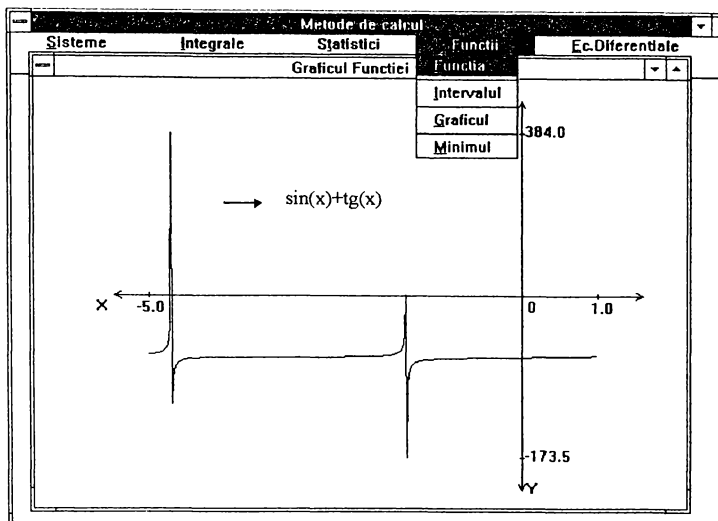


Fig.4.3.

Observație: În cazul particular al funcțiilor asimptotice, întrucât funcția e reprezentată pe o mulțime discretă de puncte, graficul poate părea nesugestiv, deoarece nu întotdeauna au putut fi prinse puncte suficient de îndepărtate de axa Ox, care să pună în evidență faptul că funcția tinde asimptotic spre infinit sau minus infinit. Valorile 65000, respectiv -65000 pe axa Oy, pot simboliza valorile infinit sau minus infinit, acestea nefiind reprezentabile pe un echipament de calcul.

C. Tratarea erorilor

Trebuie menționat faptul că la rezolvarea numerică a unei probleme cu ajutorul calculatorului este necesar să se aibe în vedere aritmetica calculatorului utilizat.

Pentru acest domeniu trebuie luate în considerare trei aspecte:

- Analiza erorilor pentru operațiile executate în virgulă mobilă. În cazul unui calculator cu registre de lungime dublă, rezultatul operației de adunare sau scădere a două numere $(a + b)$ cu a și b reprezentate în virgulă mobilă va fi de forma $(a + b)(1 + \varepsilon)$, unde $|\varepsilon| \leq 2^{-n}$ iar n este numărul de cifre binare din mantisa numerelor reprezentate în virgulă mobilă.

- Un alt aspect este intervalul aritmetic, orice număr x se poate reprezenta cu ajutorul unui interval $\alpha \leq x \leq \beta$. Când se execută operații aritmetice are loc o recalculare a intervalelor corespunzătoare și în fiecare moment se dispune de o limită inferioară și superioară pentru toate numerele, totuși în foarte multe cazuri care implică șiruri mari de calcule dimensiunea intervalelor implicate devine destul de mare.

- Un ultim lucru ce trebuie menționat privind aritmetica calculatorului este reziduu aritmetic care reprezintă înlocuirea unui întreg dat prin reziduurile sale cu privire la diverse module pentru diverse tipuri de probleme; astfel la inversarea matricilor cu elemente întregi, se consideră un număr de subprobleme care implică un șir de întregi care sunt reziduri cu privire la modulele date.

În cadrul metodelor de calcul numeric mai trebuie considerată și problema complexității calculului din punct de vedere al calculatorului utilizat. Se pune problema determinării numărului de operații necesare pentru a rezolva o problemă dată utilizând un calculator dat.

D. Implementarea programului

Programul are ca și componentă principală fișierul “metode.pas”, conținând declarațiile de obiecte de tip fereastră și variabilele globale, implementarea funcțiilor și procedurilor aparținând respectivelor obiecte. Acest fișier utilizează funcții și proceduri dezvoltate în UNIT-urile *nestandard*, create pentru a fi implementate: “tipuri.pas” - care cuprinde declarațiile tuturor tipurilor nestandard folosite în cadrul lucrării, “sisteme.pas” și “math.pas” - care conțin implementările rezolvării de sisteme, “trapsim.pas” și “u_carlo.pas” - cuprinzând funcțiile de determinare a valorii unei integrale, “ecdif.pas” - necesar pentru soluționarea ecuațiilor diferențiale, “funcție.pas” - folosit la reprezentarea grafică a funcțiilor și calculul valorii funcțiilor, și “tratari.pas” - care cuprinde funcții de analiză lexicală și sintactică a datelor de intrare.

Ca orice aplicație Windows, programul de față are ca element esențial un obiect descendent al tipului TApplication, numit AplicațieMeniu, care redefinesc metoda InitMainWindow al cărei rol de bază este să construiască fereastra principală pe care o memorează în MainWindow.

Astfel programul principal constă din metodele: TApplication.Init - care are rolul de inițializare a întregii aplicații și a ferestrei principale făcând afișarea acesteia pe ecran și dând-ui controlul, TApplication.Run - care prelucrează mesajele generate de Windows și de aplicația însăși (întrucât comunicarea între ferestrele aplicației se face prin mesaje) și termină aplicația la întâlnirea unui mesaj corespunzător, TApplication.Done - care dezafectează fereastra principală, realizează resetările necesare și eliberează obiectele alocate dinamic.

Fereastra principală este o instanță a obiectului FereastraMeniu, descendent a lui TWindow, ea fiind creată la începutul execuției aplicației și durând până la terminarea ei.

Pentru fiecare clasă de probleme, în cadrul unității “tipuri.pas” s-a definit câte un tip structurat conținând câmpuri atât pentru datele de intrare cât și pentru rezultate. Numai în cazul rezolvării de sisteme s-au folosit două structuri distincte: TSistem - pentru datele de intrare și TSoluție - pentru datele de ieșire, întrucât structurile au dimensiuni considerabile (câmpuri de tip tablou unidimensional și bidimensional) și nu întotdeauna ar fi fost necesară transmiterea amândouă ca parametri de proceduri. Pentru a folosi eficient structurile de date existente s-a utilizat tipul TIntegrala atât în cazul integralelor cât și în cazul statisticilor, acestea utilizând date similare.

Datorită faptului că una din limitările impuse asupra aplicațiilor Windows este cea referitoare la memorie (segmentul de date pentru orice aplicație Windows nu poate depăși 64K), în cadrul programului s-a folosit alocarea dinamică a variabilelor și aceasta numai în momentul în care deveneau necesare.

În cadrul ferestrei meniu, pe lângă funcțiile de tratare a comenzilor, există câmpuri specifice fiecărei clase de probleme evidențiate în meniul principal. Acestea sunt câmpuri de tip adresă, iar memoria necesară lor este alocată pe măsură ce sunt activate comenzile corespunzătoare de citire a datelor. Adresele acestor câmpuri sunt transmise apoi ferestrelor de preluare a datelor și afișare a rezultatelor, ca parametri ai constructorului Init, care le va memora în câmpurile de tip adresă ale acestor ferestre. Pe durata cât sunt active, aceste ferestre folosesc sau actualizează informațiile din aceste câmpuri numite “de comunicare”. Prin urmare fereastra părinte realizează comunicarea informațională între ferestrele de preluare a datelor, funcțiile de prelucrare și ferestrele de afișare a soluțiilor.

Programul este parte integrantă a sistemului preexpert propriu, fiind utilizat în calcule și reprezentări grafice. Există de asemenea posibilitatea utilizării de sine stătătoare a acestuia.

4.5.2. Construcția sistemului preexpert propriu în vederea evaluării tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor

Modelele de regresie și modelele matematice introduse în sistem sunt cele bazate pe influența elementelor de aliere asupra factorilor ce intervin la fisurare.

Este luată în calcul ca parametru aleator compoziția chimică inițială a materialului de bază al componentelor ce urmează a fi sudate. Pentru eliminarea erorilor datorate impreciziei în determinarea compoziției chimice am introdus simularea de tip Monte - Carlo a acesteia, limitele de variație stabilindu-se de către utilizator în domeniul prescripțiilor în standarde sau după necesități.

Fundamentarea teoretică a modelării și simulării fisurării la sudare permite construcția schemei de evaluare a tendinței de fisurare la sudare prezentate în figura 4.4.

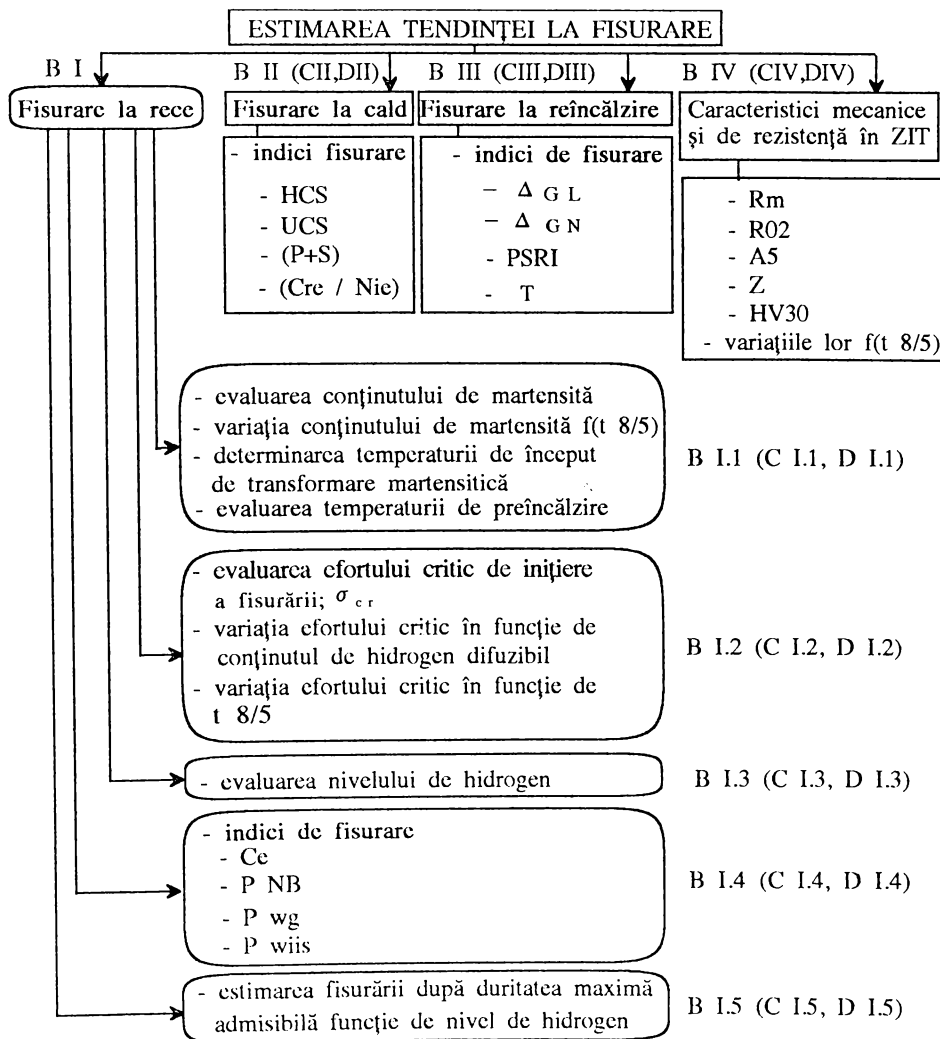


Fig.4.4.

Timpul necesar identificării și diagnosticării tuturor factorilor din schema 4.4 fiind suficient de mare justifică încercarea de a crea un sistem capabil de a reproduce facultățile de a decide sau a judeca ale experților umani.

Edward Feigenbaum [137] de la Universitatea Stanford arată că sistemele expert sunt programe capabile să raționeze la nivelul unui expert uman.

Un sistem expert rezultă din implementarea pe calculator a unei baze de cunoștințe astfel încât mașina să poată da avize inteligente sau să ia decizii inteligente. O caracteristică suplimentară fundamentală constă în atitudinea sistemului de a justifica la cerere propria linie de raționament, într-o manieră direct inteligibilă.

Afirmația lui Bonnet [179] conform căreia "sistemul expert este un program care posedă o mare cantitate de cunoștințe într-un domeniu specializat" a stat la baza tentativei de a alcătui un asemenea *program specializat în domeniul fisurării la sudare*.

Mediul de programare ales a fost Turbo PASCAL. Pascal facilitează scrierea unor programe clare, ordonate, ușor de întreținut, depanat și modificat. Descrierea datelor și a instrucțiunilor este atât de expresivă și clară încât alegând și denumiri sugestive pentru variabile, programul poate fi citit ca un text.

Sistemele expert se dezvoltă cu ajutorul unei metodologii informatice urmărind trei obiective comune:

1. *Achiziționarea ușoară a pieselor de cunoaștere*, prin exprimarea cât mai direct posibilă a regulilor obținute de la experți.

Programul a fost structurat, în acest sens, pe grupe de meniuri definite în funcție de mecanismele de apariție a fenomenului de fisurare, la diferitele categorii de fisurări, conform schemei din figura 4.4. Fiecare meniu al programului principal este un subprogram etichetat, care poate fi utilizat nemodificat sau cu mici modificări și în alte programe.

Evaluările sunt cumulate în blocuri distincte (B) pentru tipurile de fisurare abordate, fiecare bloc fiind alcătuit din calcule (C) și grafice (D).

Notațiile utilizate în program sunt cele consacrate în literatura de specialitate, putând fi găsite și recunoscute cu ușurință. Se oferă astfel posibilitatea înlocuirii algoritmilor de calcul pe măsura apariției noutăților în domeniu.

Unele blocuri sunt grupate în unități (*units*) compilabile separat și care pot fi introduse ulterior în orice program prin simpla indicare a unității într-o clauză *uses*.

În interfața de utilizare meniurile sunt de tip pull-down, modul de dispunere fiind prezentat în fig. 4.5.

Fisurare la rece	B I	Fisurare la rece	B I.1
Fisurare la cald	B II	Evaluarea Martensitei si calculul temperaturii de preincalzire	B I.2
Fisurare la reincalzire	B III	Efortul critic de rupere	B I.3
Caracteristici mecanice si de rezistenta ale ZIT-ului	B IV	Fisurare pentru initierea fisurarii	B I.4
		Caracteris Nivelul de hidrogen si de rez	B I.5
		Incarcare: Indici de fisurare la rece	
		Evaluarea fisurarii dupa duritatea ZIT-ului	
Despre program		Despre pro	
Terminare lucru		Terminare	

Fig.4.5.

O structură de acest gen permite integrarea în continuare a pieselor de cunoaștere noi neimplicând modificari esențiale ale programului principal.

2. *Exploatarea eficientă a colecției pieselor de cunoaștere* (fapte și reguli) prin:

2.1. *combinarea și înlănțuirea regulilor pentru a infera cunoștințe* prin judecăți, planuri, demonstrații, decizii, predicții, noi reguli etc.

Regulile introduse în program pentru estimarea tendinței de fisurare au la bază influența elementelor de aliere în cadrul proceselor de sudare asupra fenomenologiei fisurării. Prezentarea acestora și considerentele de alegere se regăsesc în Capitolul 3 referitor la modelarea și simularea fisurării la sudare a oțelurilor.

Criteriul de grupare în blocuri este legat de mecanismul distinct de apariție a diferitelor categorii de fisuri.

Inferențele au fost stabilite în cadrul grupelor, amploarea lor fiind strict dependentă de nivelul actual de cunoaștere în domeniu.

Schemele mecanismelor de inferență sunt organizate după cum urmează:

B I. Fisurarea la rece

B I.1. Evaluarea conținutului de martensită și calculul temperaturii de preîncălzire

C I.1 Determinări analitice pentru:

- procentul de martensită din structură (§3.1.1 A, rel. 3.1 -3.7);
- temperatura de preîncălzire (§3.1.1 F, §3.1.2) ;
- temperatura de început de transformare martensitică (§3.1.1 A rel 3.8 -3.14).

Existența martensitei în structură presupune posibilitatea apariției fisurării la rece. În acest caz evaluarea este conform schemei din figura 4.6.

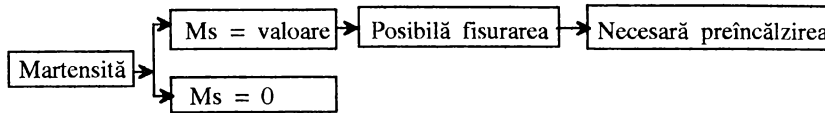


Fig.4.6.

Cazurile la care temperatura de preîncălzire este mai mare decât temperatura de început de transformare martensitică implică necesitatea controlului răcirii, figura 4.7.

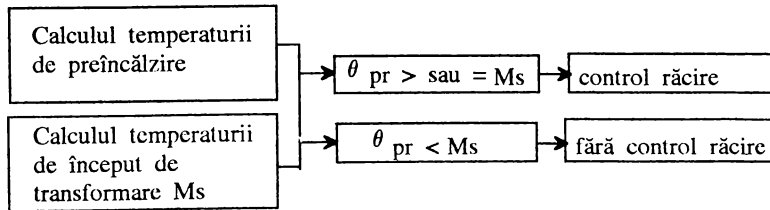


Fig.4.7.

D I.1 Construcția curbei de variație a martensitei în funcție de durata timpului de răcire de la 800 la 500°C ($t_{8/5}$).

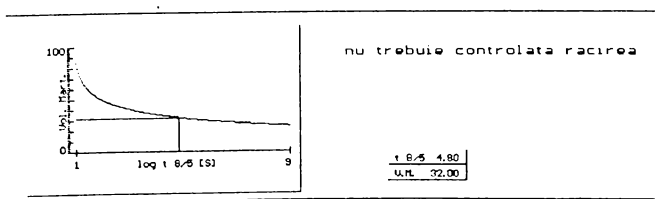


Fig.4.8.

B I.2. Efortul critic de rupere pentru inițierea fisurării

C I.2. Determinări analitice ale efortului critic de rupere pentru inițierea fisurării la rece cumulate cu studiul dependenței acestuia de factori de influență (fig.4.9).

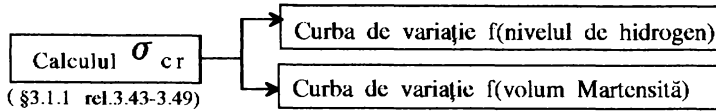


Fig.4.9.

D I.2. Dependențele σ_{cr} - NH și σ_{cr} - Ms (fig.4.10).

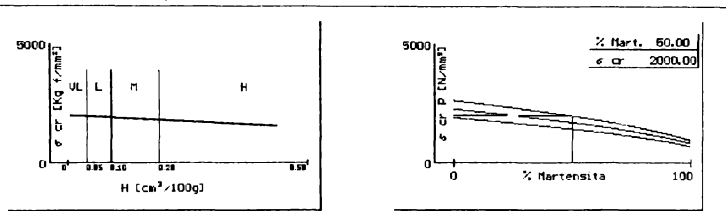


Fig.4.10.

B I.3. Nivelul de hidrogen

C I.3 Calculul nivelului de hidrogen funcție de compoziția chimică a materialului de bază (§3.1.1, D, rel. 3.36 -3.38).

B I.4. Indici de fisurare la rece

C I.4. Calculul carbonilor echivalenți considerați evaluatori ai fisurării la rece (C_c , P_{NB} , P_{wg} , P_{WIS}) urmând schema de estimare din fig.4.11.

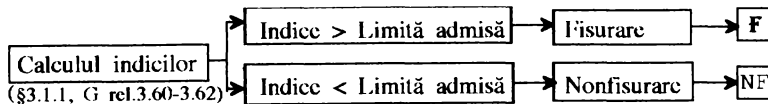


Fig.4.11.

Pentru fiecare indice se calculează și se afișază frecvența de depășire a limitei admisibile.

D I.4. Construcția histogramelor pentru indicii de fisurare (fig.4.12).

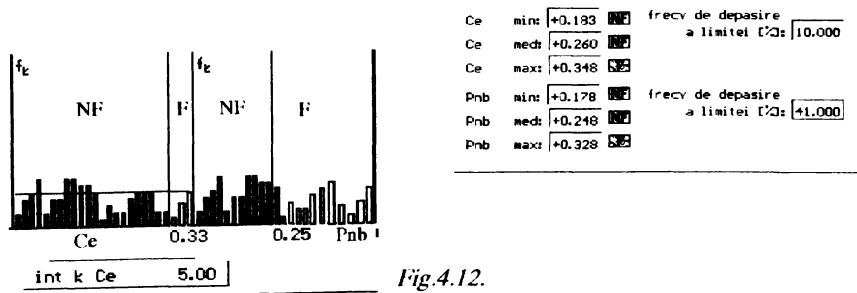


Fig.4.12.

B I.5 Evaluarea tendinței de fisurare funcție de duritatea maximă admisibilă pentru un anumit nivel de hidrogen

C I.5. Calculul durității maxime în ZIT și evaluarea rezultatelor conform schemei din fig.4.13.

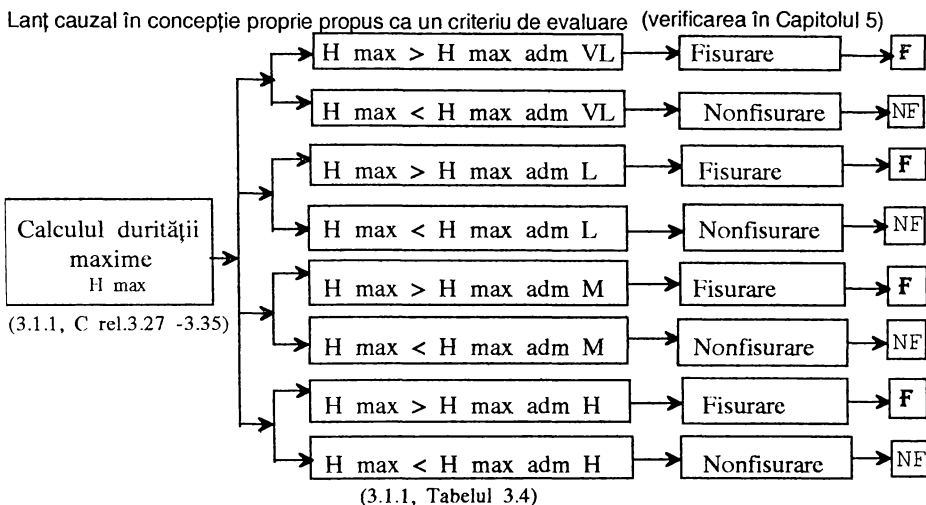


Fig.4.13.

D I.5. Poziția valorii durității în raport cu limitele de admisibilitate pentru nonfisurare (fig.4.14)

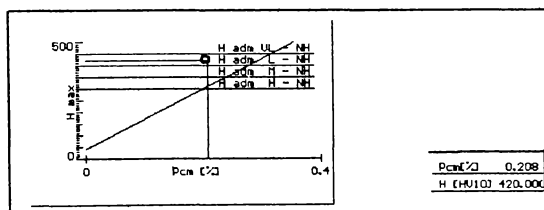


Fig.4.14.

B II. Fisurarea la cald

C II. Calcule analitice de estimare bazate pe carbonii echivalenți pentru fisurarea la cald HCS, UCS și pe raportul Cr_c/Ni_c (§3.1.3 rel. 3.76, 3.77 respectiv 3.75).

- estimare după indicii de fisurare (fig.4.15)

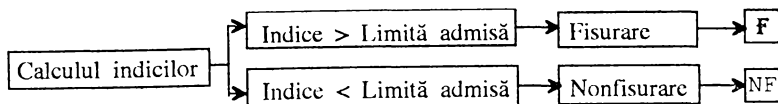


Fig.4.15.

- estimare în funcție de P+S și Cr_e/Ni_e (fig.4.16.)

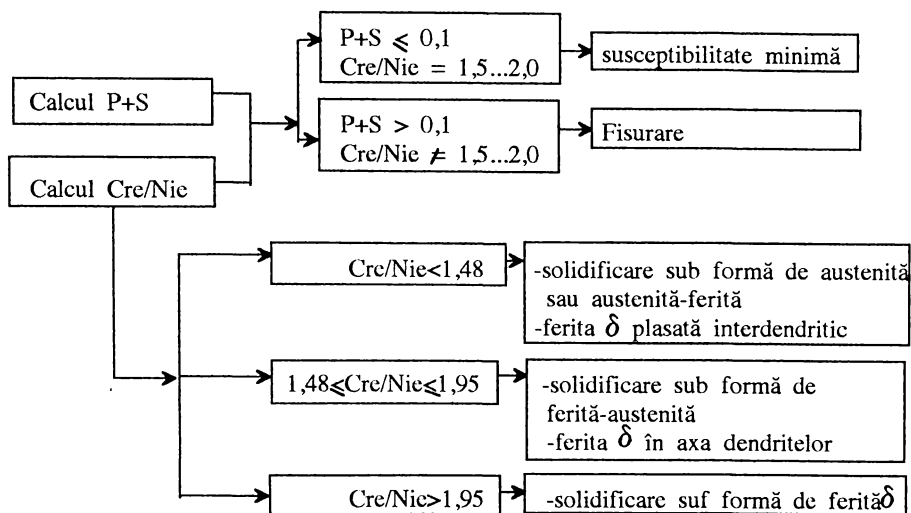


Fig.4.16.

D II. Construcția histogramelor pentru indicii de fisurare asemănător figurii 4.12. Pentru fiecare indice se calculează și se afișază frecvența de depășire a limitei admisibile.

B III. Fisurarea la reîncălzire

C III. Estimare după indicii de fisurare (§3.1.4 cu schema din figura 4.15.)

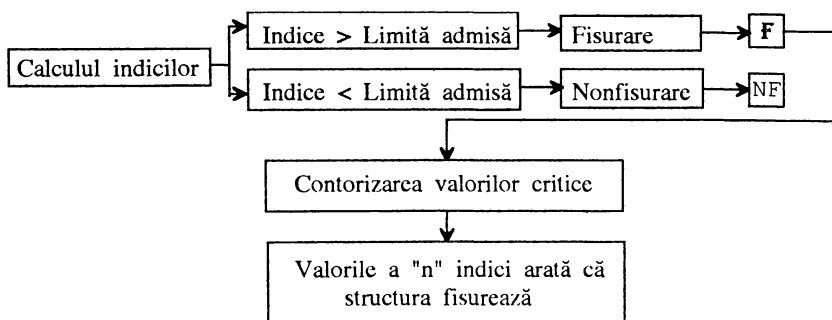


Fig.4.15.

D III. Construcția histogramelor pentru indicii de fisurare asemănător figurii 4.12. Pentru fiecare indice se calculează și se afișază frecvența de depășire a limitei admisibile.

B IV. Caracteristici mecanice și de rezistență ale ZIT

C IV. Se calculează HV30, R_m [N/mm²], R₀₂ [N/mm²], A₅ [%] și Z [%] pentru t_{8/5} definit de compoziția chimică a materialului de bază:

D IV. Se construiește variația caracteristicilor în funcție de creșterea lui t_{8/5}.

Rezultatul cumulat al celor două secvențe de lucru din CIV este prezentat în figura 4.18.

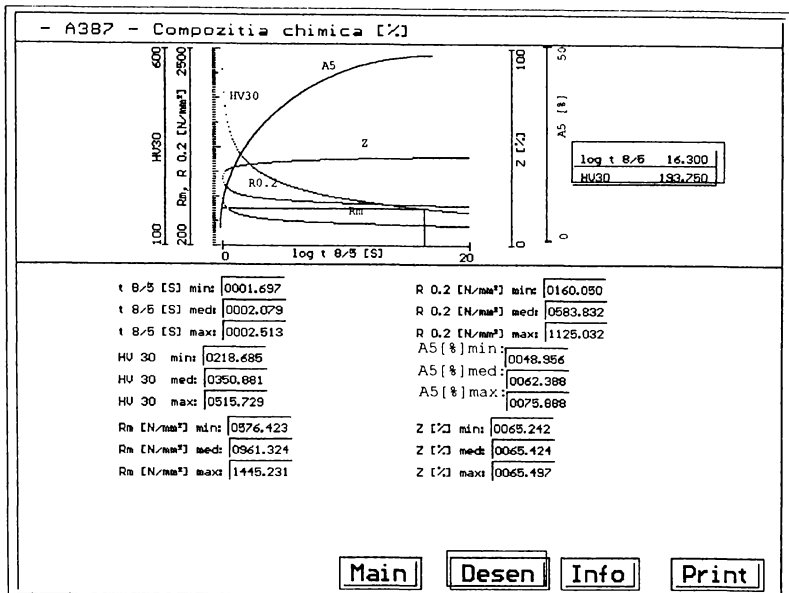


Fig.4.18.

2.2 luarea în seamă a modului în care cunoștințele sunt inferate

Raționamentele au la bază studiile efectuate până în prezent de cercetători sintetizate din literatura de specialitate.

Restricțiile de aplicare sunt precizate în grupa informativă "Info" a sistemului de evaluare.

Posibilitatea de generalizare a raționamentelor a fost luată în considerare, concluziile urmând a fi prezentate într-un capitol următor.

3. Suportarea cu ușurință a ansamblului operațiilor asupra pieselor de cunoaștere și permiterea adăugării, modificării și eliminării faptelor și regulilor.

În concordanță cu aceste obiective, componentele de bază ale sistemului expert sunt:

a) O *bază de cunoștințe*, pentru stocarea pieselor de cunoaștere specifice domeniului aplicativ, creată și organizată pentru satisfacerea obiectivului nr. 3.

Cunoștințele aplicate în sistem au fost grupate în 8 părți bine individualizate și etichetate ca proceduri, asamblabile prin intermediul programului de bază, în scopul identificării și modificărilor rapide în cadrul unei grupe.

Eliminarea unei grupe nu atrage după sine defectarea sistemului. În cazul adăugării sunt necesare mici modificări ale programului principal.

b) *Motorul de inferențe* (mașina deductivă), o secvență de piese de cunoaștere operatorie, care exploatează baza de cunoștințe și este destinată satisfacerii obiectivului 2.1.

Mașina deductivă este un program Pascal care rezolvă evaluarea tendinței de fisurare a oțelurilor conform schemelor mecanismelor de inferență având în componență mediul integrat propriu pentru aplicații matematice și reprezentări grafice și un generator de numere aleatoare utilizat la simularea de tip Monte-Carlo a compoziției chimice.

c) *Interfața de dialog cu utilizatorii*, care dispune de un limbaj de exprimare a cunoașterii achiziționate de la experții umani.

Pentru achiziția și modificarea pieselor de cunoaștere (obiectivele 1 și 3), pentru colectarea informației despre problemă, asigurarea unei interacțiuni eficiente cu utilizatorul în timpul lucrului, ca și pentru luarea în seamă a mecanismului de raționament (obiectiv 2.2), un sistem expert trebuie să asigure de asemenea funcții complementare de dialog și explicare a propriului comportament. În figura 4.19. este prezentată structura de bază a unui sistem expert.

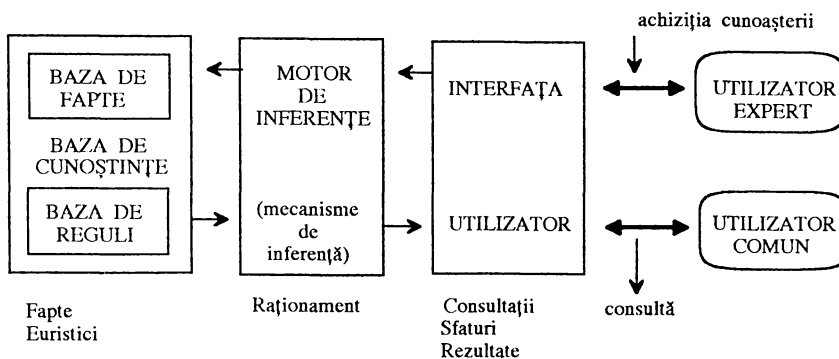


Fig.4.19.

Originalitatea metodologiei sistemelor expert constă în existența celor trei componente și a relațiilor dintre ele: baza de cunoștințe, motorul de inferență și interfața utilizator.

Baza de cunoștințe este alcătuită în prezent din algoritmi de calcul pentru estimarea tendinței la fisurare a oțelurilor definiți în funcție de compoziția chimică a oțelurilor ce urmează a fi sudate.

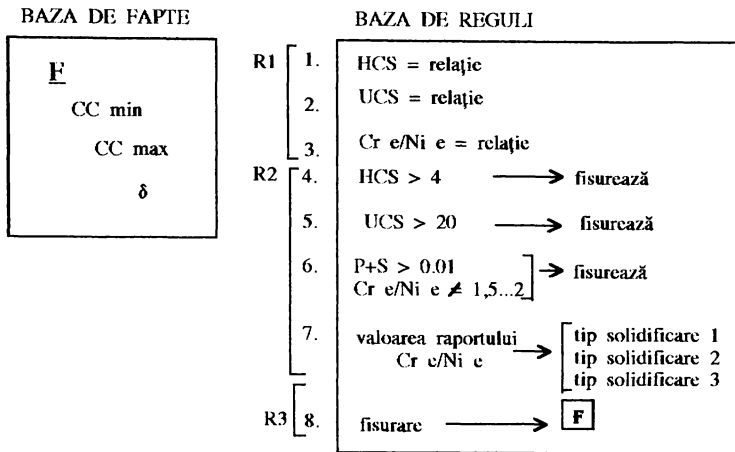
Sistemul are posibilitatea acumulării unei baze de date referitoare la oțelurile testate deja, prin stocarea acestora în memorie cu opțiunea "SALVARE", fapt care permite amplificarea bazei de cunoștințe.

Acesarea acestora este posibilă folosind opțiunea "ÎNCĂRCARE".

Diversitatea oțelurilor sudabile și variațiile compoziționale în cadrul aceleiași grupe de oțeluri a impus crearea unei interfețe de introducere a elementelor definitorii pentru compoziția chimică.

Motorul de inferență este alcătuit din proceduri de calcul scrise în Turbo Pascal care pun în lucru mecanisme generale inferențiale de combinare a datelor și regulilor din baza de cunoștințe. Conform strategiei de control, motorul de inferență selectează reguli, le interpretează și le înlănțuiește logic pentru satisfacerea condițiilor. Rezolvarea problemei în final se va concretiza sub forma unor valori calculate ale indicatorilor definitorii pentru fenomenul în studiu și sub forma unor propoziții.

Motorul de inferență funcționează pe o bază de cunoștințe reprezentată simbolic și în care se observă faptele evidente, limitele de variație stabilite ale compoziției chimice (CC min, CC max), grosimea δ a componentelor (δ), relațiile de calcul pentru indicii de fisurare (HCS, UCS), relațiile de calcul pentru Cr_c și Ni_c (Cr_e , Ni_e), faptul de demonstrat s-au stabilit respectiv posibilitatea apariției fisurării (E) împreună cu regulile sau piesele de cunoaștere operatorie, grupate în baza de reguli (fig.4.20).



Baza de cunoștințe inițială pentru motor în cazul fisurării la cald

Fig.4.20.

Regulile R2 și R3 sunt metode de reprezentare a cunoașterii sub forma:
 IF premisă THEN concluzie și
 IF premisă THEN acțiune.

Mecanismul inferențial se desfășoară sub forma ciclurilor de bază fiecare în următoarele etape (fig.4.21.):

- etapa de *evaluare*;
- etapa de *execuție*.

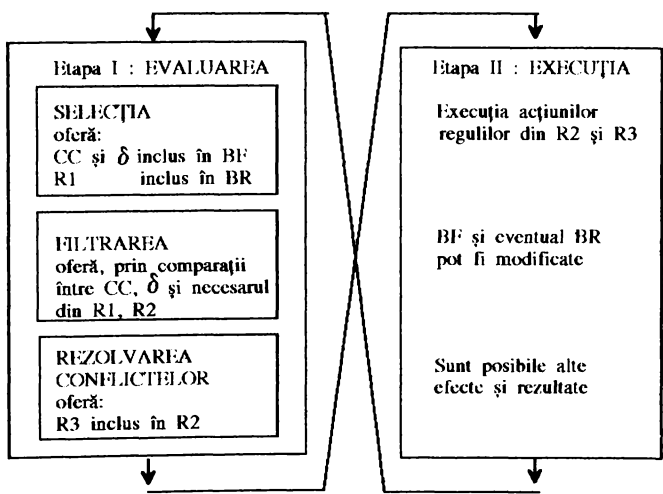


Fig.4.21.

În etapa de *evaluare* se determină dacă există în baza de reguli disponibilă, regulile de declanșat și dacă acestea au partea de condiție îndeplinită.

În etapa de *execuție* se declanșează regulile reținute în etapa de evaluare.

Mecanismul nu se pune în funcțiune dacă baza de fapte este vidă, deoarece comunicarea între reguli se realizează prin intermediul bazei de fapte.

Pentru fiecare din evaluările făcute (fisurare la rece, fisurare la cald, fisurare la reîncălzire) se efectuează 500 de cicluri, fiecare ciclu însemnând combinații aleatoare ale elementelor de aliere extrase câte unul din intervalul de definiție min. - max.

Se afișază din cele 500 de estimări valoarea minimă, medie și maximă și se construiesc curbele sau histogramele (după caz) de distribuire a celor 500 de valori.

Interfața utilizator este o altă componentă critică a sistemului expert. Prin intermediul său este posibil accesul utilizatorilor la faptele, datele și regulile din baza de cunoștințe, se permite achiziția cunoașterii de la experți, precum și dialogul cu ceilalți utilizatori ai sistemului, iar uneori chiar și cu alte sisteme. Din acest motiv, interfața trebuie să fie cât mai naturală și prietenoasă, folosind un limbaj cât mai apropiat de limbajul natural, cu texte și imagini afișate la o viteză confortabilă pentru utilizatori.

Dialogul cu sistemul expert trebuie să asigure trei moduri utilizator:

- pentru utilizatorii beneficiari, care cer și obțin sfaturi sau consultații și răspunsuri la problemele puse;
- pentru utilizatorii experți, instructori, care îmbogățesc cunoașterea introducând noi fapte și reguli în baza de cunoștințe;
- pentru utilizatori care se instruiesc, prin afișarea unor cunoștințe noi.

Interfața pentru beneficiari este realizată în modul grafic fiind alcătuită din meniuri și submeniuri de tip pull-down (fig.4.22.) accesabile cu mouseul sau de la tastatură și ferestre de dialog (fig.4.23) pentru introducerea datelor și prezentarea rezultatelor aferente, interfață a cărei simplitate ușurează substanțial activitatea utilizatorului.

Necesarul comenzilor, ce trebuie deșprinse în vederea utilizării sistemului, a fost redus cât mai mult cu puțință pentru a nu crea probleme deosebite. Distribuția lor pe taste și efectele obținute sunt prezentate în meniul "Despre program".

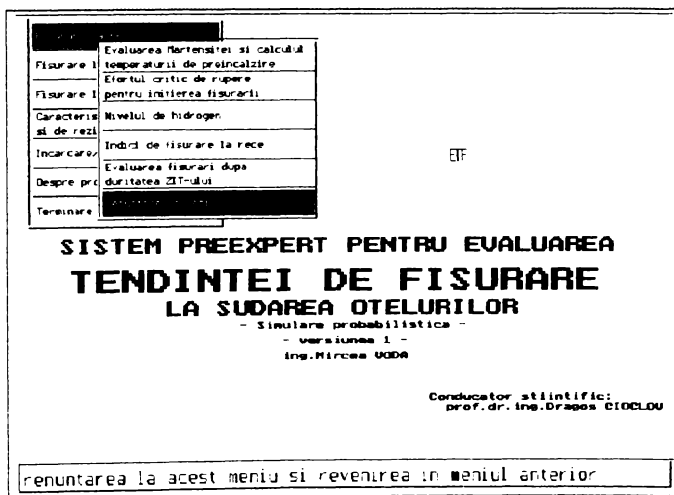


Fig.4.22.

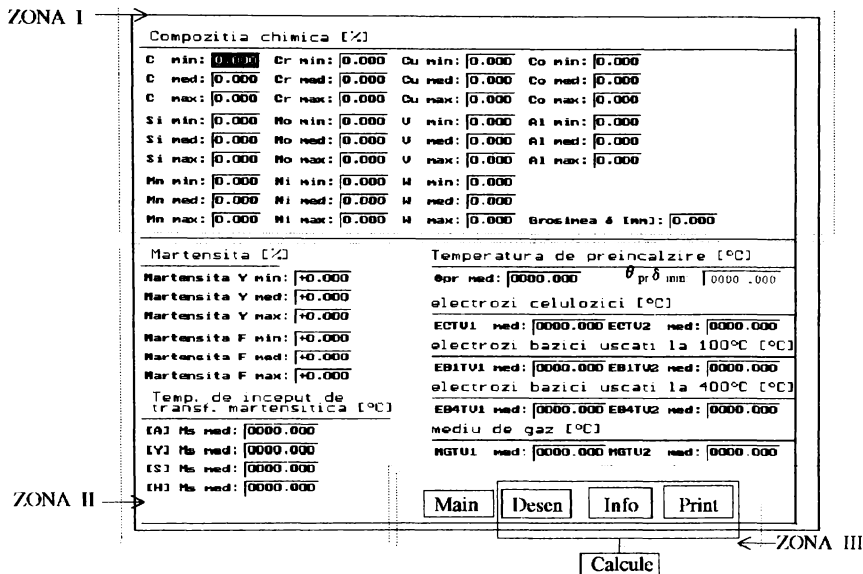


Fig.4.23.

Interfața prezentată în figura 4.23 este cea aferentă evaluării conținutului de martensită și temperaturii de preîncălzire și se deschide prin accesarea meniului respectiv. Este alcătuită din trei zone principale:

- ZONA I - zonă de introducere a datelor definitorii: compoziție chimică și grosime δ a componentelor ce urmează a fi sudate.

Lipsa acestor informații nu permite pornirea motorului de inferențe și produce blocarea sistemului.

- ZONA II - zonă de prezentare a datelor calculate pentru meniul deschis.

- ZONA III - formată inițial din butoanele "Main" și "Calcule" se completează după introducerea datelor, ca cuprinzând taste de lucru cu următoarele funcții:

Desen - deschide, suprapunând peste zona I, o fereastră grafică în care sunt prezentate variații ale mărimilor interdependente în discuție și eventuale concluzii conform figurii 4.24.

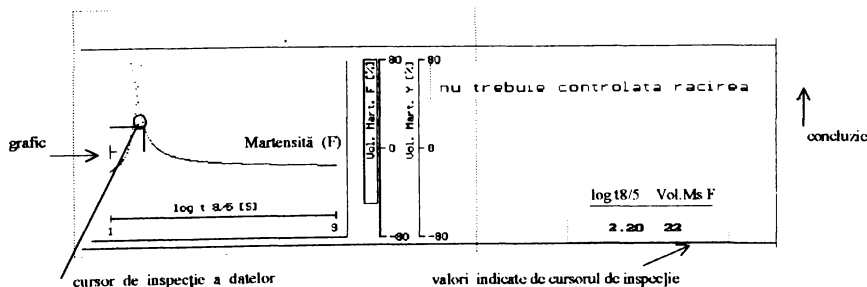


Fig.4.24.

Info - deschide un ecran în care sunt prezentate relații și reguli pe baza cărora se concluzionează, limitele lor în aplicare și referințe bibliografice.

Print - permite listarea rezultatelor și graficelor din sesiunea curentă de lucru a meniului deschis.

Butonul Main permite reîntoarcerea în meniul principal fie în cazul în care nu au fost introduse date în program și nu există condițiile necesare de realizare a calculelor și graficelor, fie după ce s-au efectuat calculele și graficele, el fiind un buton permanent în bara de comenzi.

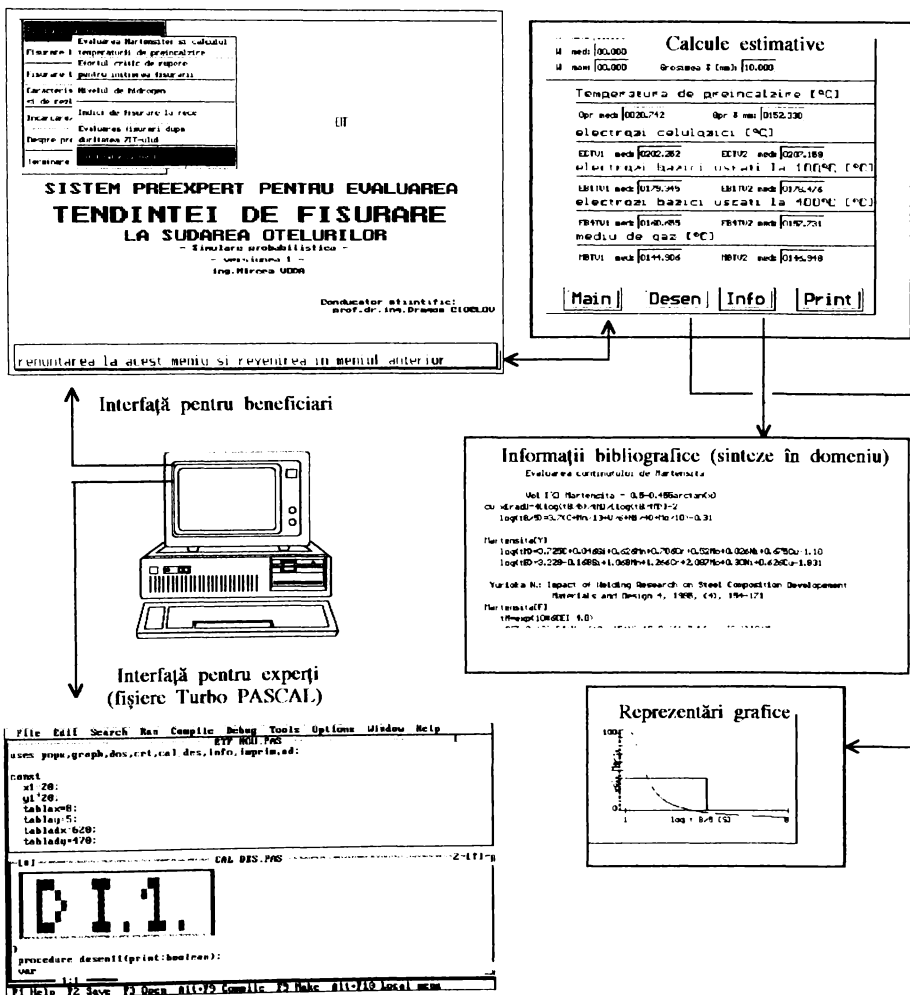


Fig. 4.25.

Interfața pentru utilizatorii experți este cea oferită de mediul de programare Turbo Pascal cu toate facilitățile caracteristice acestuia.

Modul de lucru este cel specific Turbo Pascal-ului.

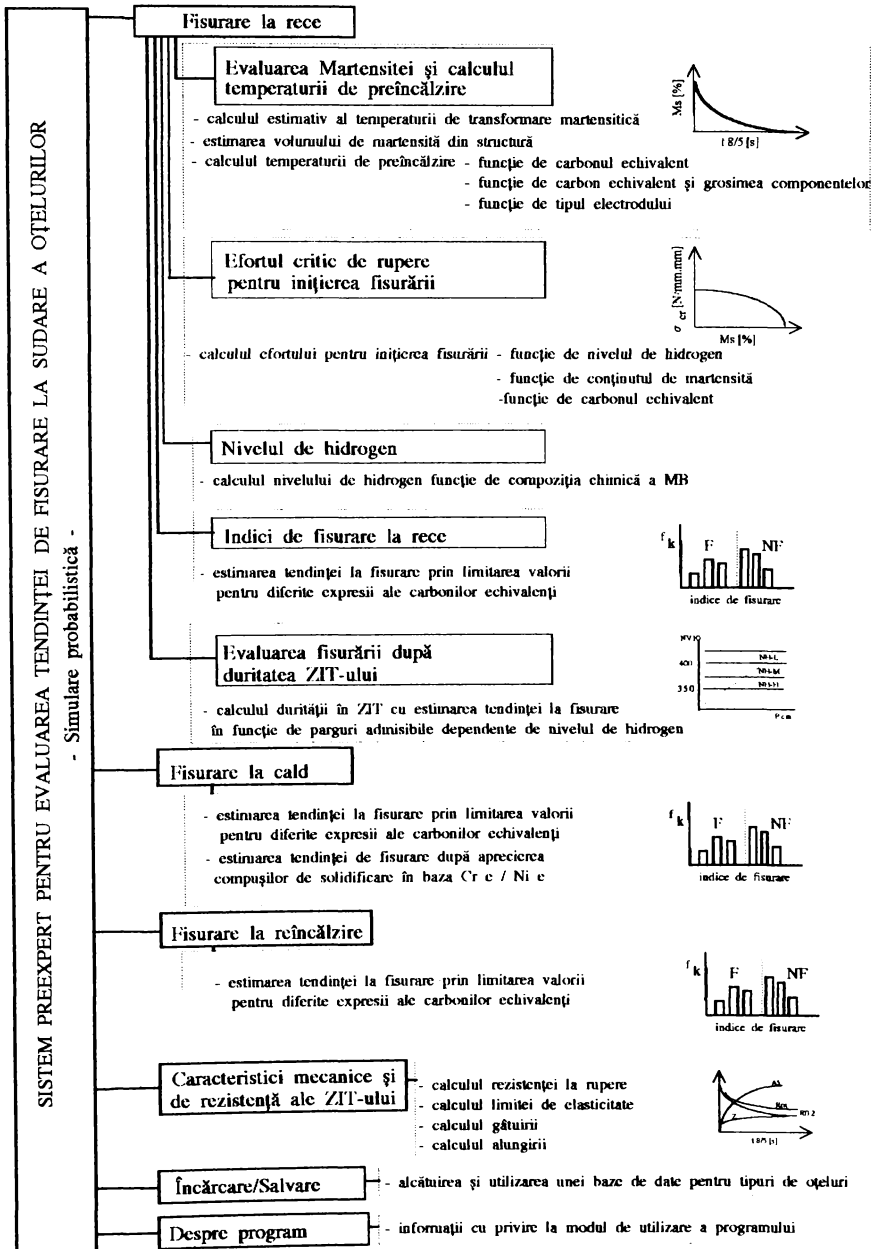


Fig. 4.26.

Programul este alcătuit astfel încât să permită eliminări și adăugiri în baza de cunoștințe oricărei cunoscător de Pascal.

Scopul de instruire este realizat prin faptul că sistemul pune la dispoziție cunoștințe acumulate până la această dată în domeniul fisurării și oferă prin opțiunea Info referințele bibliografice necesare.

Cele trei moduri utilizator specifice sistemului preexpert propriu în concordanță cu alcătuirea sistemelor expert și interfațarea lor sunt prezentate în figura 4.25.

Structura generală a sistemului preexpert propriu și modul de organizare al acestuia sunt prezentate în figura 4.26.

4.6. Concluzii

Sistemele de tip expert sunt cele mai adecvate în rezolvarea problemelor de evaluare a tendinței de fisurare la sudarea oțelurilor prin calcul luând în considerare atât caracteristicile sistemului (flexibilitatea la actualizarea unor proceduri existente și adăugarea de noi proceduri fără a rescrie sau actualiza celelalte programe care alcătuiesc sistemul) cât și dinamica cercetărilor în domeniul fisurării.

Având în vedere numărul ridicat de reguli complexe, posibilitățile de inferență asupra propriilor operații, construcția în conformitate cu modul de alcătuire al sistemelor expert dar și limitele față de sistemele expert, sistemul propriu de evaluare a tendinței la fisurare a oțelurilor realizat, descris în acest capitol, poate fi considerat un SISTEM PREEXPERT.

Sistemul a fost practic conceput pentru oțeluri a căror compoziție chimică se încadrează în limitele din tabelul 4.5.

Tabelul 4.5.

C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	V [%]	Cu [%]	B [%]	Nb [%]	Ti [%]	Al [%]	N ₂ [%]
0,07	0,21	0,33	0,02	0,01	0,00	0,00	0,02	0,00	0,00	0,00	0,005	0,0001
0,20	1,08	1,91	1,45	1,01	0,43	0,20	0,58	0,007	0,11	0,06	0,19	0,026

Parametrul aleator ales pentru simulare este compoziția chimică a materialului de bază, respectiv a oțelului ce urmează a fi sudat.

Avantajele sistemului preexpert propriu constau în următoarele:

- mediul integrat pentru aplicații matematice și reprezentări grafice poate fi utilizat de sine stătător, fiind un bun aparat matematic pentru metode numerice și calcul statistic care permite completări și îmbunătățiri în funcție de necesități, fiind un produs propriu;

- sistemul preexpert în totalitatea lui permite de asemenea modificări și adăugiri fără necesitatea actualizării celorlalte programe componente;

- posibilitatea simulării compoziției chimice pentru un număr practic nelimitat de oțeluri (restricționarea apare doar în lanțurile cauzale de evidențiere a fenomenologiei la fisurare prin limitele de aplicabilitate ale modelelor de regresie și ale modelelor matematice).

- pentru un același tip de oțel se realizează un număr de 500 de simulări crescând astfel precizia evaluării statistice (numărul poate fi crescut, prin utilizarea unor calculatoare mai performante față de cel utilizat, modificând doar variabila de program care indică acest număr);

- posibilitatea creerii unei baze de date referitoare la tendința de fisurare la sudare a oțelurilor;

- posibilitatea obținerii rapide, prin tipărirea la imprimantă, a unei fișe cu date calculate pentru un tip de oțel.

STUDII ȘI CERCETĂRI PROPRII ÎN VEDEREA DETERMINĂRII TENDINȚEI DE FISURARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE DIN OȚEL

5.1. Cercetări proprii în vederea testării susceptibilității la fisurare la rece pe oțelul A387 gr.11

5.1.1 Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale

Experimentările de fisurare la rece pe probe tehnologice realizate din oțelul termorezistent 0,5%Mo -12,5%Cr, simbolizat A387 gr.11, au fost efectuate în cadrul contractului nr. 242/B18/B18.2/1995, realizat cu un colectiv din cadrul Institutului de Sudură și Încercări de Materiale din Timișoara [204].

A. Prezentarea metalului de bază

Metalul de bază folosit la efectuarea experimentului este un oțel (termorezistent) slab aliat cu crom și molibden ce conține 0,5 % Mo – 1,25 % Cr (A387 gr.11). Acest oțel este destinat fabricării construcțiilor și instalațiilor ce lucrează la temperaturi ridicate 540°C (cazane energetice, recipiente sub presiune, schimbătoare de căldură), inclusiv pentru reactoare de reformare catalitică.

Tablele folosite la încercări au fost livrate în stare tratată termic. Tratamentul constă din normalizare și revenire, temperatura de revenire fiind de maxim 620 °C. În urma tratamentului termic se asigură obținerea granulației fine.

Compoziția chimică pe oțel lichid și pe produs este conform tabelului 5.1.

Tabelul 5.1

Metalul de bază	Compoziția chimică %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr.	Mo	Al	Ni	Cu
Pe oțel lichid	max 0,17	0,40 0,65	0,50 0,80	max 0,015	max 0,020	1,00 0,50	0,45- 0,65	0,020- 0,060	max 0,30	max 0,20
Pe produs	0,12- 0,17	0,35- 0,75	0,44- 0,86	0,007- 0,020	0,008- 0,025	0,94- 1,56	0,40- 0,70	0,015- 0,070	max 0,30	max 0,20

Conținutul de hidrogen pe oțel lichid a fost limitat la max 0.0004 % prin caietul de sarcini al oțelului.

Molibdenul și cromul sunt elemente alfacene, stabilizează domeniul feritei și tind să reducă domeniul austenitic. Fierul și cromul formează la temperaturi ridicate o serie izomorfă de soluții solide α , cristalizate în sistemul cubic cu volum centrat. Aceste oțeluri odată cu mărirea concentrației de crom, la concentrații mici de carbon conțin o cantitate apreciabilă de perlită, respectiv de carbură. Perlita se separă de preferință la limitele grăunților de ferită, deoarece, datorită deranjării structurii rețelei, limitele grăunților favorizează separarea cristalelor.

Prin creșterea procentului de carbon din aceste oțeluri, crește rezistența de durată σ_r , ca urmare a mărimii cantității de carburi. Mărirea procentului de carbon însă peste 0,25% favorizează formarea crăpăturilor.

Rezistența la cald a oțelurilor Cr – Mo este determinată în principal de conținutul de Mo care mărește stabilitatea carburilor, frânează procesul de coagulare a carburilor, ca urmare a micșorării vitezei de difuziune și favorizează formarea unor carburi fin

dispersate, care au un efect de blocare a proceselor de alunecare pe anumite suprafețe ale cristalelor de ferită.

Caracteristicile mecanice și tehnologice garantate pe produs, determinate în condițiile atmosferei ambiante sunt date în tabelul 5.2.

Tabelul 5.2.

Limita de curgere $R_{p0,2}$ N/mm ² min. pentru table cu grosimea, a, mm				Rezistența la rupere R_m N/mm ² pentru table cu grosimea, a, mm		Alungirea la rupere A5% min. pentru table cu grosimea, a, mm		Îndoirea la rece la 180° pe dorn cu diametrul d, mm	Energia de rupere KV la +20°C J min.
< 16	> 16	> 40	> 60	< 60	> 60	< 60	> 60		
		
	< 40	< 60	< 100		< 100		< 100	*	
300	295	295	275	440...590	430...580	20	19	d = 3a	31

* Valorile diametrului dornului, rezultate din calcul, se rotunjesc la dimensiunile normale din SR ISO 7438 -93, dacă acestea sunt mai mici de 70 mm și la multiplii de zece, dacă sunt mai mari de 70 mm.

B. Sudabilitatea oțelului 1,25 %Cr – 0,5%Mo

La sudare acest oțel este sensibil într-o măsură mai mare sau mai mică la călire, problemele de sudare sunt legate de transformarea austenitei în martensită.

Factorii mai importanți care influențează comportarea la sudare sunt:

- sensibilitatea la călire; cu formarea de constituenți structurali fragili, cu tendință de formare a fisurilor la rece;
- sensibilitatea la tratamentul termic;
- în timpul sudării, se produce arderea parțială a unor elemente componente, în special molibdenului;
- creșterea conținutului de carbon peste limita de 0,17% mărește mult sensibilitatea la călire care favorizează producerea fisurilor.

O măsură eficientă pentru evitarea fisurilor la sudare este preîncălzirea. Pentru acest oțel se recomandă o preîncălzire la 200 – 250°C.

După terminarea operației de sudare și înaintea tratamentului termic, în îmbinarea sudată poate avea loc o redistribuire a tensiunilor precum și transformări structurate. În multe cazuri sunt necesare măsuri suplimentare, care împiedică apariția fisurilor.

O asemenea măsură o constituie menținerea îmbinărilor la temperatura de preîncălzire încă câteva ore după terminarea operației de sudare.

C. Procedeele de sudare utilizate la efectuarea încercărilor de fisurare la rece

În vederea testării susceptibilității de fisurare la rece a oțelului A387 gr.11 (1,25% Cr – 0,5%Mo) s-au efectuat câte 3 probe tehnologice de fisurare la rece și anume:

- proba Tekken
- proba CTS
- proba sudată în colț, în cruce

Procedeele de sudare folosite sunt: manual cu electrozi înveliți și în mediu de gaz protector.

În funcție de metalul de bază în procedul de sudare s-au ales următoarele materiale de sudare:

- electrozi E1CrMoB2.0 (STAS 1125/4 – 82);
- electrozi Bohler Fox DCMS–Kb (cu 1%Cr – 0,5 %Mo);
- sârmă de sudură Bohler SGCrMo5 (cu 5%Cr – 0,5%Mo);
- amestec de gaz 85%Ar – 15%CO₂.

Electrozii folosiți la sudare sunt electrozi cu înveliș bazic. Electrozii permit sudarea în toate pozițiile exceptând poziția verticală descendentă utilizând curent continuu (pol pozitiv la electrod).

Compoziția chimică completă pe metal depus a materialelor de adaos folosite la experimentări este prezentată în tabelul 5.3.

Tabelul 5.3.

Materialul de adaos	C %	Mn %	Si %	Mo %	Cr %	P %	S %
E1CrMoB.2.0	0,14	0,38-1,04	0,53	0,36-0,74	0,68-1,25	0,030	0,025
FoxDCMS-Kb	0,07	0,8	0,4	0,5	1,1	0,020	0,020
SG CrMo5	0,08	0,5	0,4	0,6	5,8	0,020	0,020

Sârma de sudare trebuie să fie curată să nu prezinte porțiuni oxidate pe suprafața ei.

D. Efectuarea experimentărilor

Programul experimental s-a efectuat conform tabelului 5.4.

Tabelul 5.4.

Metoda de încercare	Metalul de bază	Procedul de sudare	Materialul de adaos
proba Tekken	A387 (1,25%Cr–0,5%Mo)	SM	E1CrMoB2.0 Fox DCMS–kb
		MG	SG CrMo5 85%Ar+15% Co ₂
proba CTS	A387 (1,25%Cr–0,5%Mo)	SM	E1CrMoB2.0 Fox DCMS–kb
		MG	SG CrMo5 85%Ar+15% Co ₂
proba cruce	A387 (1,25%Cr–0,5%Mo)	SM	E1CrMoB2.0 Fox DCMS–kb
		MG	SG CrMo5 85%Ar+15% Co ₂

În felul acesta s-a urmărit o comparație a rezultatelor obținute, în urma efectuării încercărilor prin cele 3 metode.

Totodată s-a urmărit și influența procedului de sudare și implicit a materialelor de sudare asupra tendinței de fisurare la rece a oțelurilor termorezistente.

Încercările s-au efectuat conform paragrafelor 2.1.2. B, 2.1.2. E și 2.1.2. F din capitolul 2, respectând condițiile menționate și standardele în funcție de metalul de bază

și cel de adaos folosit. Înainte de începerea sudării probelor, electrozii și sârmele folosite au fost controlate vizual din punct de vedere a stării învelișului, aspectului suprafeței.

Electrozii având înveliș bazic și fiind foarte higroscopici, pentru a evita formarea porilor în metalul depus, ei trebuie uscați la temperatura de 250–300°C, timp de două ore, după care se păstrează până la utilizare la temperatura de 60–80°C.

Regimul de sudare folosit la sudarea probelor este cel prescurtat în tabelul 5.5.

Tabelul 5.5.

Marca mat. de adaos	Proced. de sudare	de [mm]	Tipul curentului sud.	Polaritate	Is [A]	Ua [V]	Vs cm/min	Debit gaz [l/min]	Energia liniară [J/cm]
E1CrMoB 2.0	SM	3,25	c.c	+	120–125	22–24	15	–	10560–12000
Fox DCMS	SM	3,25	c.c	+	120–125	22–23	15	–	10560–11460
SGCrMo5 85%Ar –15%CO ₂	MIG	1,2	c.c	+	245	28–30	30	15	13680–14700

Condițiile de încercare au fost aceleași pentru toate tipurile de probe.

După sudare probele s-au păstrat 75 h la temperatura mediului ambiant după care s-a efectuat un control cu lichide penetrante conform STAS 10214 –84 în vederea evidențierii prezenței fisurilor la suprafață.

În vederea evidențierii prezenței fisurilor la rădăcina și a determinării mărimii fisurilor în secțiune transversală atât în sudură cât și în ZIT, probele s-au prelucrat prin aşchiere pe suprafața interioară (proba Tekken) și transversală pe cusătură.

După prelucrarea probelor s-a efectuat examinarea macroscopică a suprafețelor pregătite metalografic și atacate cu nital. Toate fisurile observate au fost măsurate și centralizate în tabelele.

Marcarea probelor s-a făcut cu câte două grupări de simboluri separate între ele printr-o liniuță. Prima grupare indică tipul probei și procedeul de sudare utilizat, iar cea de-a doua fața de pe care a fost făcută examinarea.

Astfel pentru prima grupare: A -probă Cruce, B -probă CTS, C -probă Tekken iar cifra de după literă: -1, probă sudată manual cu electrod învelit, marca E1CrMoB2.0,- 2, probă sudată cu electrod învelit marca Fox DCMS-kb, - 3, probă sudată în mediu de gaz protector cu sârmă SG CrMo5, folosind pentru protecție un amestec de 85%Ar cu 15%CO₂.

Proba cruce este prezentată în figurile 5.1... 5.12.

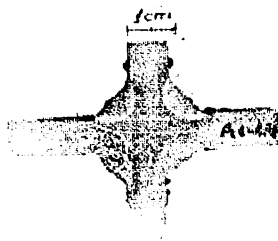


Fig. 5.1.

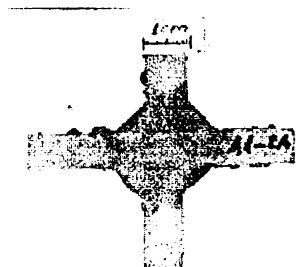


Fig. 5.2.

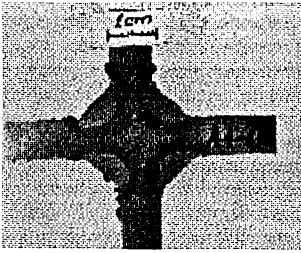


Fig. 5.3.

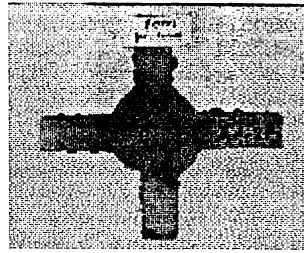


Fig. 5.4.

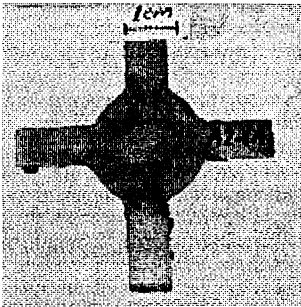


Fig. 5.5.

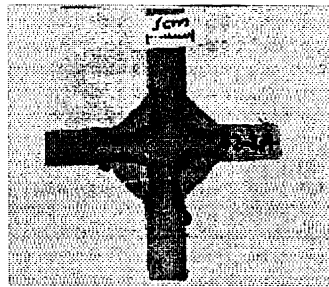


Fig. 5.6.

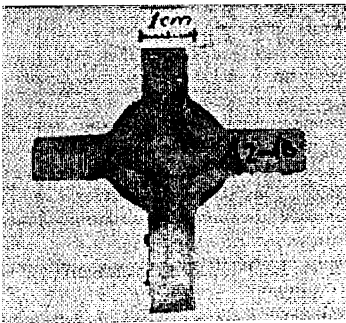


Fig. 5.7.

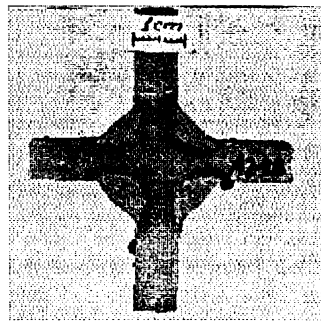


Fig. 5.8.

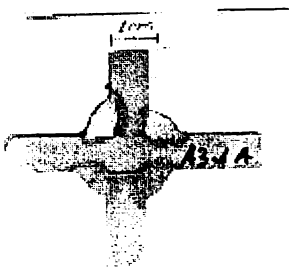


Fig. 5.9.

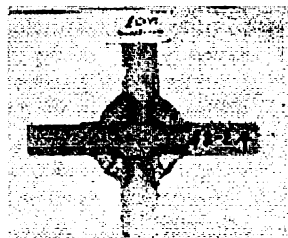


Fig. 5.10.

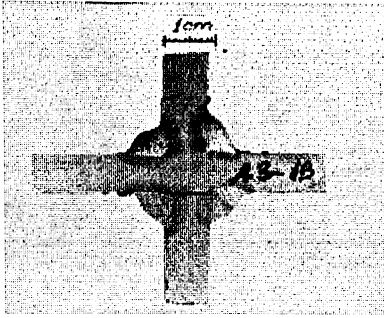


Fig.5.11.

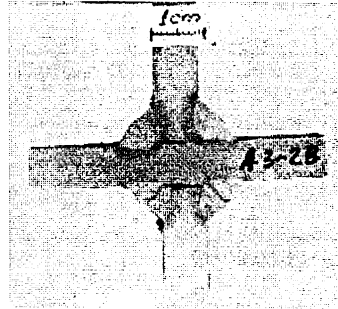


Fig.5.12.

Proba cruce - indici de fisurare

Tabelul 5.6.

Nr. crt.	Tip material de adaos	Nr. sud.	Is mm	Ifs mm	Ifr mm	Ift mm	Ifz mm	h ₀ mm	b ₁ mm	b ₂ mm	Ifs %	Ifr %	Ift %	Ifz %
1	E1CrMoB.2.0 A1	1	50	-	1,5+1,5	-	2	4	5,5	5,5	-	6	-	18
		2	50	5	-	-	-	4,5	5	6	10	-	-	-
		3	50	-	-	-	-	4,5	5,5	5,5	-	-	-	-
		4	50	-	3	-	-	5	6	6,5	-	9	-	-
2	FoxDCMS-Kb A2	1	50	-	-	-	2	5	6,5	6	-	-	-	16
		2	50	-	-	-	-	5	7	7	-	-	-	-
		3	50	-	-	-	-	5	7	6	-	-	-	-
		4	50	-	1,2	-	-	4,5	5,5	6	-	2,4	-	-
3	SG CrMo5 A3	1	50	-	3+3	4	2,5	5	6	6,5	-	12	80	20
		2	50	-	-	-	-	4	5	5	-	-	-	-
		3	50	-	-	-	-	4,5	5	5,5	-	-	-	-
		4	50	50	-	3,5	-	5	5,5	6	100	-	70	-

Duritatea în ZIT (fiind o măsură a evaluării tendinței la fisurare am considerat de asemenea necesară determinarea acesteia pentru a verifica o posibilă corelare cu indicii de fisurare.

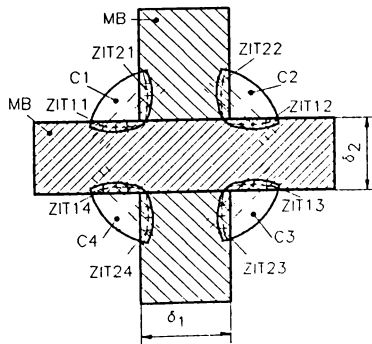


Fig.5.13.

Schema de amplasare a amprentelor este conform figurii 5.13.

Măsurătorile pentru toate probele s-au efectuat pe microdurimetrul Vickers cu o sarcină aplicată de 5 daN.

S-au calculat mediile aritmetice pentru fiecare zonă în parte și pentru fiecare material de adaos folosit.

Rezultatele determinării durităților în ZIT pentru proba Cruce sunt prezentate în tabelul 5.7.

Tabelul 5.7

Proba	Duritate [HV5]			
	ZIT11	ZIT21	ZIT12	ZIT22
A1 - 1A	358, 367, 345	345, 321, 296	362, 367, 353	345, 303, 286
A1 - 1B	362, 349, 371	321, 321, 329	353, 341, 362	332, 329, 329
HV med	359	322	356	320
HV med 1 = 340,5		HV med 2 = 338		
HV med A1 = 339				
A2 - 1A	296, 296, 289	277, 274, 280	254, 277, 280	254, 260, 260
A2 - 1B	299, 289, 285	268, 277, 277	274, 277, 262	268, 250, 262
HV med	292	275	270	259
HV med 1 = 284		HV med 2 = 264		
HV med A2 = 274				
A3 - 1A	401, 386, 401	376, 376, 360	376, 396, 386	358, 358, 371
A3 - 1B	396, 412, 401	381, 386, 380	391, 396, 391	376, 376, 380
HV med	399	376	389	369
HV med 1 = 387,5		HV med 2 = 379		
HV med A3 = 383				

Din datele de mai sus se constată următoarele:

- valorile cele mai ridicate ale durităților se obțin la sudarea în mediu de gaz cu sârma SG CrMo5, (proba A3);
- valorile cele mai scăzute ale durităților se obțin la sudarea cu electrod învelit de tip FoxDCMS-Kb, (proba A2);
- în cadrul aceluiași regim de sudare și la același material de adaos pentru cordonul 1 de sudură se obțin durități mai mari decât pentru cordonul 2.

În ceea ce privește variația indicilor de fisurare la proba Cruce se constată:

- valorile cele mai ridicate ale indicilor de fisurare se obțin pentru proba A3;
- valorile cele mai scăzute ale indicilor se obțin la proba A2.

Compararea celor două caracteristici indice de fisurare și duritate, permite ca în cazul probei Cruce să concluzionăm că pe măsura creșterii durității în ZIT cresc și indicii de fisurare.

Datele comparative cumulate sunt prezentate în tabelul 5.8.

Tabelul 5.8.

Proba	Ifr [%]	Ifz [%]	HVmed [HV5]
A1	6	18	339
A2	2,4	16	274
A3	12	20	383

În figurile de la 5.14 până la 5.31 este prezentată proba CTS.

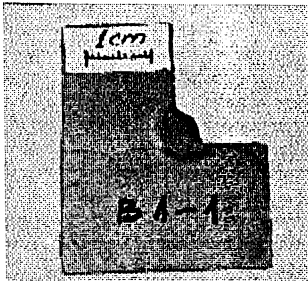


Fig.5.14.

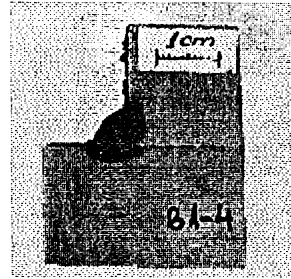


Fig.5.15.

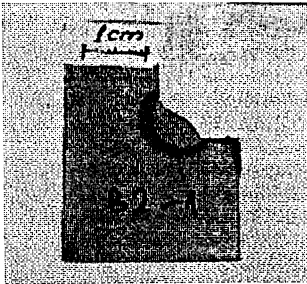


Fig.5.16.

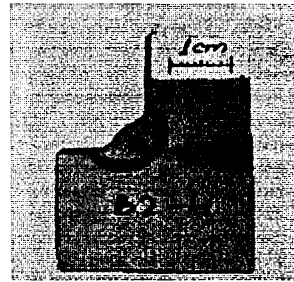


Fig.5.17.

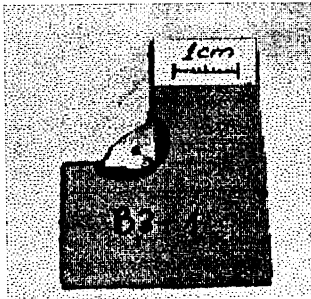


Fig.5.18.



Fig.5.19.

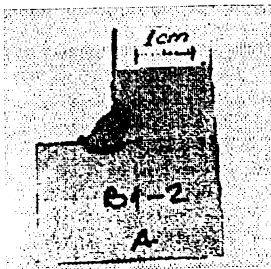


Fig.5.20.

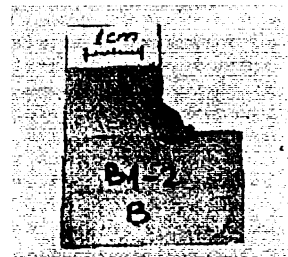


Fig.5.21.

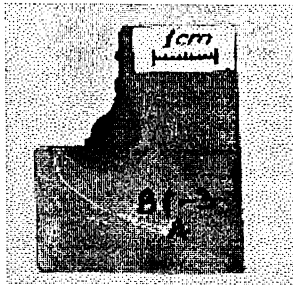


Fig. 5.22.

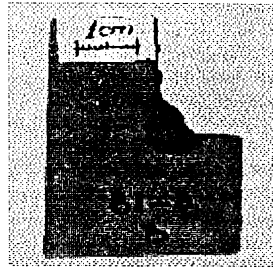


Fig. 5.23.



Fig. 5.24.

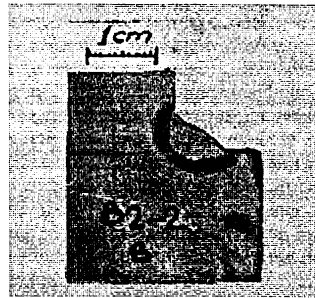


Fig. 5.25.

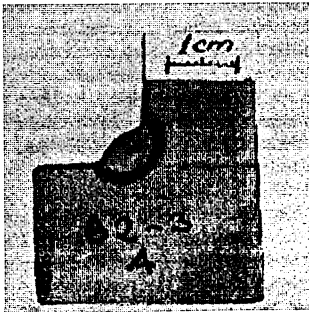


Fig. 5.26.

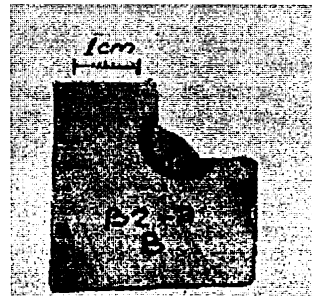


Fig. 5.27.

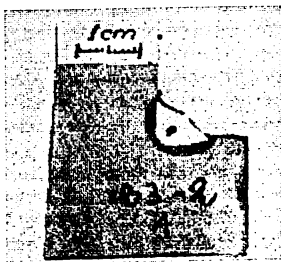


Fig. 5.28.

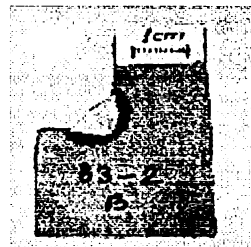


Fig. 5.29.

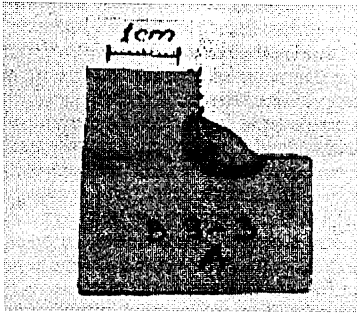


Fig.5.30.

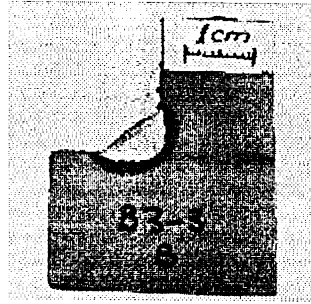


Fig.5.31.

Proba CTS - indici de fisurare

Tabelul 5.9.

Nr. crt.	Tip material de adaos	L mm	L ₁ mm	L ₂ mm	I _{SB1} mm	I _{ST1} mm	I _{SZB} mm	I _{SZT1} mm	I _n mm	I _{nZB} mm	I _{nZC} mm	IF _{ZB} %	IF _{ST} %	IF _{SZB} %	IF _{SLT} %	IF ₁ %	IF _{ZC} %	IF _{ZB} %
1	E1CrMoB.2.0 B1	80	6	5,5	-	-	-	-	2	0,8	-	-	-	-	-	17,5	-	14
2	FoxDCMSN B2	80	5,5	5,5	-	-	-	-	1,2	-	-	-	-	-	-	10,8	-	-
3	SG CrMo5 B3	80	6	6	-	-	-	-	3,5	-	-	-	-	-	-	29	-	-

Duritățile în ZIT au fost măsurate după schema de amplasare a amprentelor din figura 5.32.

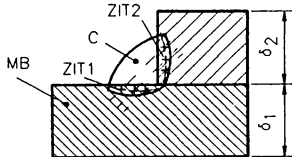


Fig.5.32.

Rezultatele măsurătorilor pentru ZIT1 au fost centralizate în tabelul 5.10, efectuându-se de asemenea calculul mediilor aritmetice pentru fiecare zonă în parte și pentru fiecare grupare de probe.

Se constată și în acest caz o creștere a indicilor de fisurare pe măsura creșterii durității.

Tabelul 5.10.

Proba	Duritate ZIT1 [HV5]		
B1 - 2B	386, 401, 329	HV med = 372	HVmedB1 = 366
B1 - 3B	367, 362, 362	HV med = 363	
B1 - 4	345, 381, 367	HV med = 364	
B2 - 3A	362, 362, 345	HV med = 356	HVmedB2 = 345
B2 - 4	336, 349, 341	HV med = 342	
B2 - 1	341, 332, 341	HV med = 338	
B3 - 2B	423, 435, 435	HV med = 431	HVmedB3 = 431
B3 - 1	418, 401, 423	HV med = 414	
B3 - 3B	447, 466, 435	HV med = 449	

Probele Tekken sunt prezentate în figurile 5.31 până la 5.50.

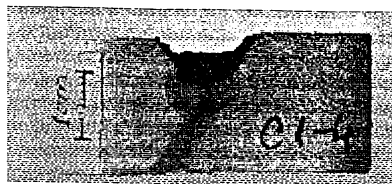


Fig.5.33.



Fig.5.34.

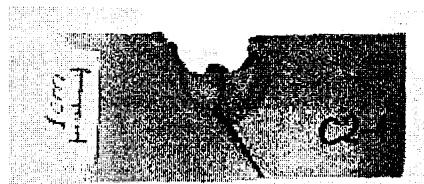


Fig.5.35.

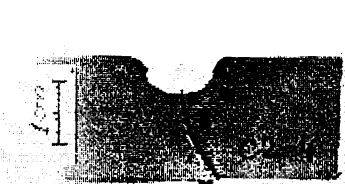


Fig.5.36.

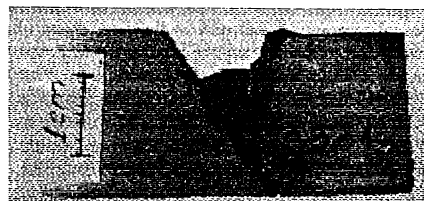


Fig.5.37.

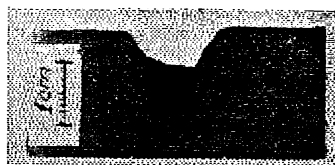


Fig.5.38.



Fig.5.39.

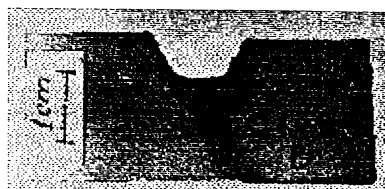


Fig.5.40.

Proba Tekken - indici de fisurare

Tabelul 5.11.

Nr. crt.	Tip material de adaos	l _s mm	l _{bl} mm	l _{fr} mm	l _{bl} mm	l _{bl} mm	h _r mm	b _r mm	h _s mm	n	IF _s %	IF _r %	IF _l ' %	IF _l '' %
1	E1CrMoB.2.0 C1	66	60	3	4,5	-	5	6	6	1	90,9	4,5	90	-
2	FoxDCMSN C2	65	48	1,4	2,8	-	4,5	6	6	2	73,8	2,4	62,2	-
3	SG CrMo5 C3	60	60	-	6	2,5	6	7,5	7	2	100	-	100	17,3

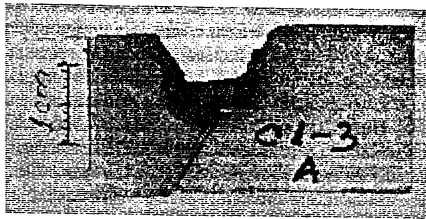


Fig. 5.41.

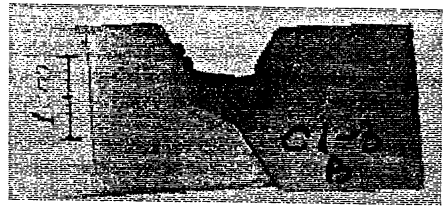


Fig. 5.42.

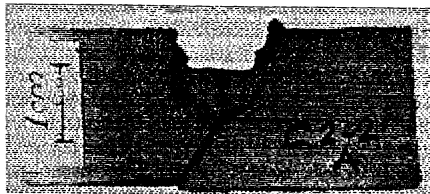


Fig. 5.43.

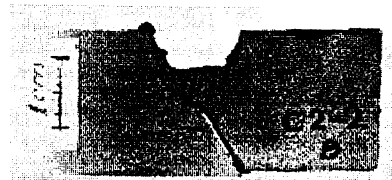


Fig. 5.44.

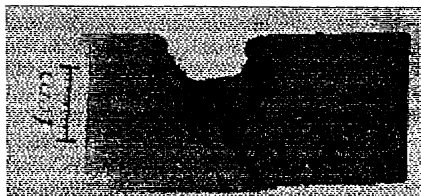


Fig. 5.45.

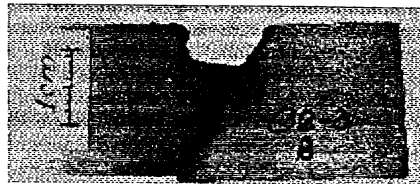


Fig. 5.46.

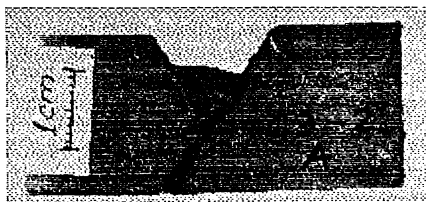


Fig. 5.47.

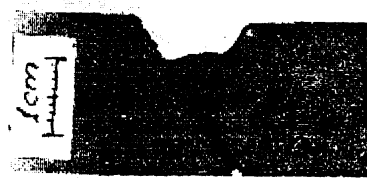


Fig. 5.48.



Fig. 5.49.



Fig. 5.50.

Schema de amplasare a amprentelor pentru măsurarea durițărilor în ZIT la proba Tekken este conform figurii 5.51.

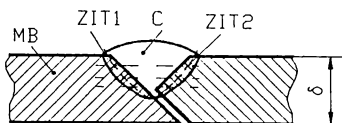


Fig.5.51.

Rezultatele măsurătorilor precum și mediile durițărilor în secțiuni și pe tipuri de probe sunt centralizate în tabelul 5.12. Se constată și în cazul probei Tekken faptul că la durițăți mai mari ale ZIT-ului se obțin indici de fisurare mai ridicați.

Tabelul 5.12.

Proba	Duritate ZIT2 [HV5]		
C1 - 1	376, 429, 447	HVmed = 417	HVmed C1 = 401
C1 - 4	345, 429, 418	HVmed = 400	
C1 - 3B	393, 386, 386	HVmed = 388	
C2 - 1	325, 317, 358	HVmed = 333	HVmed C2 = 346
C2 - 4	355, 325, 386	HVmed = 356	
C2 - 2B	325, 367, 358	HVmed = 350	
C3 - 1	480, 494, 418	HVmed = 464	HVmed C3 = 444
C3 - 2B	418, 454, 381	HVmed = 417	
C3 - 3B	386, 473, 494	HVmed = 451	

Gruparea indicilor de fisurare și a valorilor durițărilor este realizată în tabelul 5.13

Tabelul 5.13.

Proba	IF _s ,%	IF _r ,%	IF _t ,%	HV _{ZIT2} [HV5]
C1	90,9	4,5	90	401
C2	73,8	2,4	62,2	346
C3	100	-	100	444

Examinarea microscopică s-a executat cu microscopul optic la mărimi de 100x și 500x pe proba Tekken, reactivul fiind nital în proporție de 2%.

Rezultatele examinării sunt prezentate în tabellele 5.14 și 5.15.

Tabelul 5.14

Examinări microscopice la mărimi 100x						
Constituenți STAS 7626-78	Proporție constituenți STAS 7626-78	Mărime grăunte real SR ISO 643 -93	Structură Widmann - Statten STAS 7626-78	Defecte SR EN 26520-94	Zona cercetată	Fig. nr.
ferită, perlită	~20/80	~8			MB	49
perlită, ferită, ferită aciculară, bainită	~70/30	3-4	4-5		ZIT	50
perlită, ferită	structură specifică de turnare, aciculară finisată			fisură în MD (52)	MD	51, 52

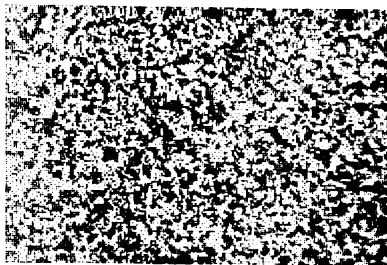


Fig.52.



Fig.53.

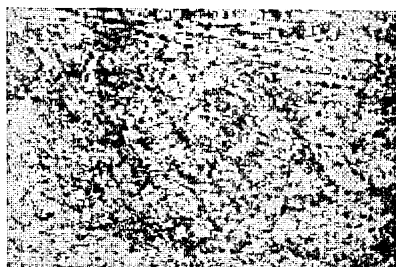


Fig.54.



Fig.55.

Tabelul 5.15.

Examinări microscopice la mărimi 500x					
Constituenți STAS 7626-78	Proporție constituenți STAS 7626-78	Mărime grăunte real SR ISO 643 -93	Structură Widmann - Statten STAS 7626-78	Zona cercetată	Fig. nr.
ferită, perlită, bainită cu martensită, ferită aciculară	~55/30/10/5	~7	1-2	ZIT	53

Obs. - Decelarea martensitei este mai dificilă.



Fig.56.

Analiza metalografică a fost executată conform STAS 10952/1-77.

5.1.2 Concluzii

Probele experimentale au fost realizate fără nici un fel de precauții în vederea eliminării tendinței la fisurare la rece, respectiv fără preîncălzire și fără o pregătire în prealabil a materialelor de adaos, doar cu pregătirea corespunzătoare rosturilor.

Valorile calculate conform relațiilor din capitolul 2, paragrafele 2.1.2. B și 2.1.2. C, ale indicilor de fisurare prezentate în tabelele 5.6, 5.9 și 5.11 precum și valorile măsurate ale durităților din ZIT din tabelele 5.7, 5.10 și 5.12 permit o interpretare a modului de manifestare a tendinței de fisurare la rece și a unora dintre cauzele acesteia.

Calculul, măsurătorile și studiul probelor conduc spre următoarele concluzii:

1) În general din toate testele rezultă înclinația spre fisurare la rece, o primă cauză fiind structura mixtă formată din martensită și bainită care favorizează fisurarea datorită posibilităților pe ce le oferă bainita propagării intercristaline a fisurilor (tabelul 5.15, fig.5.56).

O altă cauză principală în producerea fenomenului de fisurare, este prezența hidrogenului care la sudarea cu arc electric poate atinge concentrații de $28 \text{ cm}^3 / 100\text{g}$ metal, fiind preluat din învelișul electrozilor, din atmosfera înconjurătoare, sau din alte substanțe oxidante care acoperă sârma de sudare (ulei, vopsea, rugină etc.).

2) Probele Tekken, CTS și cruce sudate cu sârmă SG CrMo5, în mediu de gaz protector prezintă fisuri mai ales la suprafața lor. Deci sudura are o tendință la fisurare la rece mai accentuată decât celelalte două suduri efectuate cu E1CrMoB2.0 și FoxDCMS-Kb, deși energia liniară introdusă la sudare a fost mai mare în cazul acesteia.

Motivația este concentrația ridicată a cromului (5%Cr) din materialul de adaos.

Conținutul mare de crom conduce la formarea unor constituenți structurali fragili (carburi de crom) care conferă sudurii sensibilitate la călire. Fisura dezvoltată la suprafața sudurii nr.4 a probei cruce și cea de la proba Tekken, ambele realizate cu sârma SG CrMo5 se întind pe toată lungimea sudurii.

Duritățile mari de peste 400 [HV5], care reduc proprietățile de elasticitate și plasticitate sunt de asemenea propice fisurării.

3) Probele Tekken prezintă fisuri pe porțiuni mari din sudura încercată.

4) Probele CTS au fisuri de suprafață numai în craterul final.

5) La sudarea manuală, cu electrozi înveliși fisurile sunt mai mult prezente în probele Tekken și cruce. Dintre cele două tipuri de electrozi care conțin 1,2%Cr, la aceeași energie liniară o sensibilitate la fisurare la rece mai mare au electrozii E1CrMoB2.0.

Diferențierea între cele două tipuri de electrozi se poate face prin prisma conținutului de carbon, E1CrMoB2.0 având 0,14% C față de FoxDCMS-Kb ce conține 0,07% C. Creșterea conținutului de carbon peste limita de 0,12% care mărește mult sensibilitatea la călire, favorizează fisurarea.

6) În ceea ce privește deosebirea dintre rezultatele obținute în urma încercărilor efectuate pe probe sudate prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliși și în mediu de gaz protector se observă că apariția fisurilor este mai pregnantă în al doilea caz. Proba cruce sudată în mediu de gaz protector prezintă fisură pe toată lungimea cusăturii și pe toată secțiunea.

Explicația este că în cazul sudării în mediu de gaz protector se produce arderea elementelor de aliere mai puternică din sârmă (în special a molibdenului și a manganului).

7) Factorii de natură constructivă, de asemenea pot da naștere la fisuri când nu se asigură o contracție liberă a cordonului în perioada de solidificare. Aceste tensiuni apar ca

urmare a repartizării uniforme a căldurii, precum și a imposibilității producerii dilatărilor și contracțiilor libere ale pieselor la sudare, încălzirea locală și răcirea se succed continuu pe linia de sudare, iar dilatățile și contracțiile sunt frânate de pereții mai reci ai piesei, ca urmare în piesă apar tensiuni de comprimare la încălzire și tensiuni de întindere la răcire.

Probele tehnologice efectuate sunt teste de fisurare la rece care se bazează pe acești factori. Ele sunt teste de autoconstrângere datorate tensiunilor interne din sudurii, care au intensități diferite în funcție de materialul de bază și de adaos, și de modul de împiedicare a deplasării pieselor din cauza prinderii rigide. Modurile diferite de autoconstrângere a celor trei probe tehnologice induc nivele ale tensiunilor remanente diferite.

8) Valorile cele mai ridicate ale indicilor de fisurare se obțin la proba Tekken, iar cele mai scăzute la proba CTS. Tabelul 5.16 conține indicii de fisurare obținuți pe probele utilizate la testare.

Tabelul 5.16.

Material de adaos	Proba cruce(sudura 1)				Proba CTS		Proba Tekken			
	A				B		C			
	IFs%	IFr%	IFt%	IFr%	IFt%	IFtZB%	IFs%	IFr%	IFt%	IFr%
E1CrMoB.2.0. 1	*10	6	-	18	17,5	14	91	4,5	90	-
FoxDCMS-Kb 2	-	**2,4	-	16	10,8	-	73,8	2,4	62,2	-
SG CrMo5 3	**100	12	80	20	29	-	100	-	100	17,3

* - sudura 2; ** - sudura 4

9) Duritățile din zona influențată termic au valori diferite atât pentru cele trei tipuri de probe cât și pentru fiecare material de adaos în parte. Valorile centralizate ale mediilor acestora sunt prezentate în tabelul 5.17.

Tabelul 5.17.

Material de adaos	Proba cruce A	Proba CTS B	Proba Tekken C
E1CrMoB.2.0. 1	marcaj - A1 339[HV5]	marcaj - B1 366[HV5]	marcaj - C1 401[HV5]
FoxDCMS-Kb 2	marcaj - A2 274[HV5]	marcaj - B2 345[HV5]	marcaj - C2 356[HV5]
SG CrMo5 3	marcaj - A3 383[HV5]	marcaj - B3 431[HV5]	marcaj - C3 444[HV5]

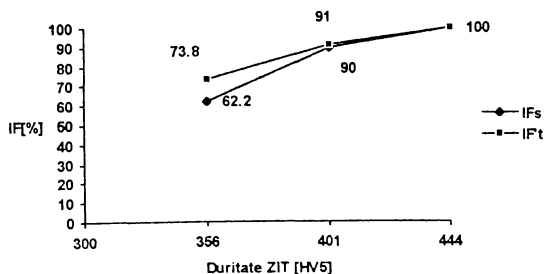


Fig.5.57

Valorile cele mai ridicate ale durițărilor se obțin la proba Tekken și cele mai scăzute la proba cruce.

10) Compararea datelor din tabelele 5.16 și 5.17 conduc spre concluzia existenței unei dependențe între durițarea ZIT și tendința la fisurare. Graficul variației indicilor de fisurare pentru proba Tekken funcție de durițățile obținute în ZIT din fig. 5.57 vine în sprijinul acestei afirmații.

Se observă de asemenea că depășirea pragului de durițate de 350 HV implică valori mari ale indicilor de fisurare.

Existența unei asemenea dependențe face posibilă luarea în calcul ca estimator pentru tendința de fisurare la rece a durițății din ZIT.

11) Diferențele mari dintre rezultatele obținute pe cele trei probe tehnologice sudate cu același material de adaos sunt semnificative, deoarece intervin o serie de factori care depind de condițiile tehnice de încercare, cum ar fi: îndemânarea sudorului, calitatea materialului de adaos, pregătirea probelor, gradul de omogenitate a metalului de bază, croare în măsurătorile efectuate, mărimea și distribuția tensiunilor remanente, tipul de îmbinare (sec, sco), procedeul de sudare, etc.

12) Tendința de fisurare la rece se apreciază în toate cele trei metode prin indici de fisurare, deci se face o apreciere cantitativă prin faptul că aceștia nu explică fenomenologia apariției fisurilor.

13) Durițarea zonei influențate termic ar putea fi considerată un estimator al tendinței de fisurare la rece, fără a avea pretenția elaborării unor corelații între aceasta și lungimile fisurilor.

În vederea obținerii unei confirmări este necesară verificarea dependenței fenomenologice de fisurare la rece de durițate și în alte experimente.

Am preluat în acest scop date experimentale din studii ale I.S.I.M. ce vor fi prezentate în 5.2 și 5.3.

5.2. Cercetări privind tehnologia cadru de sudare pentru un oțel tip T1

5.2.1. Experimentări și prelucrări proprii ale datelor experimentale

Cercetările fac obiectul contractului de cercetare științifică nr. 837/1980-81 realizat de ISIM Timișoara [30], beneficiar CCSITMRTU Timișoara.

Programul experimental propriu-zis cuprinde realizarea de îmbinări sudate cap la cap și de colț executate în condiții de preîncălzire și fără preîncălzire.

Vor fi prezentate în continuare doar datele necesare estimării tendinței de fisurare la rece.

A. Prezentarea metalului de bază

Metalul de bază este un oțel tip T1, laminat și tratat termic în vederea obținerii caracteristicilor mecanice prescrise.

Compoziția chimică pe oțel lichid și pe produs determinată pe o șarjă elaborată este prezentată în tabelul 5.18.

Tabelul 5.18.

Metalul de bază	Compoziția chimică %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu
Pc oțel lichid	0,11	0,56	0,10	0,015	0,016	1,04	0,86	0,55	0,05	0,48
Pc produs	0,13	0,47	0,12	0,012	0,014	1,02	0,98	0,60	-	0,35

Caracteristicile mecanice prescrise pentru oțelul T1 sunt prezentate în tabelul 5.19.

Tabelul 5.19

R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A5 [%]	Z [%]	KV [J min] la			
				-10°C		-45°C	
				L	T	L	T
785...930	min. 685	min. 17	min. 45	45	27,5	27,5	20

Aprecierea comportării metalurgice a oțelului s-a realizat prin măsurarea durității în ZIT-ul unui strat de sudură pe o placă cu dimensiunile prezentate în figura 5.58.

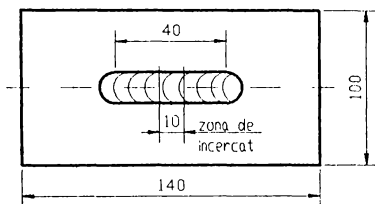


Fig.5.58.

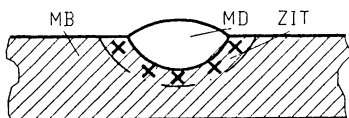


Fig.5.59.

Cusătura sudată s-a realizat cu electrozi

Tenacito 75, utilizându-se următorii parametri:

- curent de sudare: $I_s = 170-180$ A;
- tensiunea arcului: $U_a = 22-24$ V;
- viteza de sudare: $v_s = 15$ cm/min.

Au fost realizate două probe, una fără preîncălzire, a doua cu preîncălzire la 100°C.

După prelevarea epruvetelor pentru încercare acestea au fost supuse încercării de duritate HV5 conform STAS 492/1-85.

Schema de amplasare a urmelor este redată în figura 5.59.

Rezultatele obținute sunt prezentate în tabelul 5.20.

Se observă faptul că ZIT-ul cusăturii realizate în condiții de preîncălzire la 100°C prezintă valori ale durităților HV5 mai mici decât cea realizată fără preîncălzire.

Tabelul 5.20.

Nr. crt.	Marcaj probă	Zona cercetată	Duritatea Vickers [HV5]
1	A1 - fără preîncălzire	ZIT	336, 341, 313, 317, 329
2	A2 - cu preîncălzire	ZIT	271, 277, 274, 269, 296

Examinarea microscopică nu a pus în evidență defecte de sudare la nici una dintre probe.

Am putea lua în considerare faptul că duritățile nu depășesc pragul de 350 HV5 considerat ca limită maximă admisibilă în ZIT la diagramele regimurilor sigure de sudare pentru a evita fenomenul de fisurare la rece.

S-a constatat de altfel că nici la probele Tekken și cruce nu au fost puse în evidență fisuri.

B. Experimentări pe îmbinări sudate

S-au executat îmbinări cap la cap pe table din oțel normalizat, călit și revenit având grosimea 14 mm, cu electrozi Tenacito 75. Rostul de sudare ales a fost rost în V.

Sudarea probelor s-a făcut fără și cu preîncălzire.

Successiunile operaționale sunt prezentate în tabelul 5.21.

Tablul 5.21.

Sudare fără preîncălzire	Sudare cu preîncălzire
- polizare la luciu metalic a rostului și a zonelor adiacente; - prinderea provizorie respectându-se deschiderea de la baza rostului de 1.5-2mm - controlul sudurilor de prindere; - sudarea stratului de rădăcină cu următorii parametri: $I_s = 120-130 \text{ A}$ $U_a = 23 \text{ V}$ $v_s = 15 \text{ cm/min}$ $\phi_c = 3,25 \text{ mm}$ - sudarea stratului de umplere $I_s = 170-180 \text{ A}$ $U_a = 24 \text{ V}$ $v_s = 15 \text{ cm/min}$ $\phi_c = 4 \text{ mm}$ $E_L = 16320 - 17280 \text{ J/cm}$ - după fiecare trecere, probele au fost lăsate să se răcească sub 50°C, după care s-a efectuat sudarea rândului următor; - control Rx 100% al îmbinărilor .	- polizare la luciu metalic a rostului și a zonelor adiacente; - preîncălzire la 100°C; - prinderea provizorie respectându-se deschiderea de la baza rostului de 1.5-2mm - controlul sudurilor de prindere; - sudarea stratului de rădăcină cu următorii parametri: $I_s = 120-130 \text{ A}$ $U_a = 23 \text{ V}$ $v_s = 15 \text{ cm/min}$ $\phi_c = 3,25 \text{ mm}$ - sudarea stratului de umplere $I_s = 170-180 \text{ A}$ $U_a = 24 \text{ V}$ $v_s = 15 \text{ cm/min}$ $\phi_c = 4 \text{ mm}$ $E_L = 16320 - 17280 \text{ J/cm}$ - menținerea temperaturii între treceri la 125-150°C; - control Rx 100% al îmbinărilor .

Epruvetele prelevate au fost marcate cu G1 pentru sudarea fără preîncălzire și G2 pentru sudarea cu preîncălzire. Acestea sunt prezentate în figurile 5.60 și 5.61.

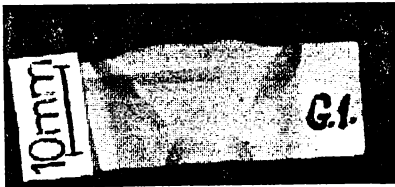


Fig.5.60.



Fig.5.61.

Examinarea macroscopică nu a pus în evidență defecte la nici una dintre probe. Măsurarea durițăților s-a făcut după schema de amplasare a urmelor din figura 5.62.

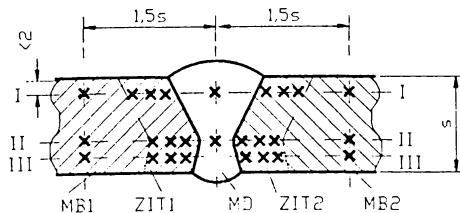


Fig.5.62.

Centralizarea rezultatelor obținute este prezentată în tabelul 5.22.

Tabelul 5.22.

Marcaj probă	Duritate [HV5]									
	Direcția de măsurare I - I					Direcția de măsurare III - III				
	MB1	ZIT1	MD	ZIT2	MB2	MB1	ZIT1	MD	ZIT2	MB2
G1	260	325	260	317	229	249	367	257	396	232
	249	321		303	227	234	392		367	226
	254	325		325	232	232	396		332	232
G2	257	274	234	293	254	257	274	260	293	262
	260	268		293	249	251	268		262	254
	249	254		265	244	241	262		262	246

5.2.2. Concluzii

1) Se constată scăderea semnificativă a durităților în ZIT la sudarea cu preîncălzire, fapt ce confirmă efectul preîncălzirii în vederea sudării. În urma preîncălzirii toate duritățile măsurate se situează sub 350 HV5 valoare considerată prag limită în scopul evitării fisurării la rece a oțelurilor.

2) Maximele durităților, la sudarea fără preîncălzire, din ZIT nu depășesc 396 HV5, valoarea de 400 HV5 fiind considerată prag limită în vederea evitării fisurării la rece în cazul unui conținut scăzut al nivelului de hidrogen (L).

3) Limitarea nivelului de hidrogen la valori scăzute a fost realizată prin creșterea energiei liniare la sudare față de cea introdusă la A387 gr.11, fiind cunoscută tendința spre fisurare la rece a oțelului T1.

5.3. Analiză metalografică și încercări de duritate pe oțelul ASTM - A 514 grad F

5.3.1. Experimentări și prelucrări proprii ale datelor experimentale

Rezultatele selecționate și prezentate fac obiectul buletinului de examinare nr.679 din 31.08.84 efectuat de compartimentul de examinări structurale ISIM Timișoara [228].

A. Metalul de bază

Compoziția chimică și caracteristicile mecanice după ASTM sunt prezentate în tabelele 5.23 respectiv 5.24.

Tabelul 5.23.

Compoziția chimică după ASTM [%]										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	B
0,08	0,13	0,55	<0,035	<0,040	0,36	0,36	0,67	0,02	0,12	0,002
0,22	0,37	1,05			0,79	0,64	1,03	0,04	0,53	0,006

Tabelul 5.24.

R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A5 [%]	Z [%]	KV [J min] la			
				-10°C		-45°C	
				L	T	L	T
760...895	min. 690	min. 18	min. 40	57	23	23	20

Limitele de variație a compoziției chimice determinate pe table de grosimi 8, 10, 12, 14, 16, 25, 30 și 35 mm sunt centralizate și prezentate în tabelul 5.25. Datorită faptului că grosimea nu a influențat semnificativ conținutul în elementele de aliere, grosimile nu vor mai fi specificate distinct în tabel.

Tabelul 5.25.

Compoziția chimică [%]												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	B	As	Al
0,13	0,19	0,61	0,008	0,008	0,41	0,40	0,73	0,04	0,15	0,003	0,005	0,026
0,20	0,36	0,99	0,016	0,016	0,59	0,45	0,98	0,07	0,50	0,004	0,009	0,056

B. Încercări de fisurare la rece pe probe tehnologice

În vederea stabilirii tendinței de fisurare la rece s-au efectuat testări pe probe Tekken și CTS. Sudurile au fost executate manual cu electrozi înveliți marca Tenacito 75, fără preîncălzire.

Probele CTS nu au pus în evidență fisuri, în schimb la majoritatea probelor Tekken au apărut fisuri.

Câteva din probele Tekken sunt prezentate în figurile 5.63 până la 5.66.

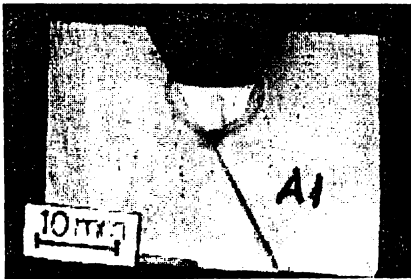


Fig.5.63.

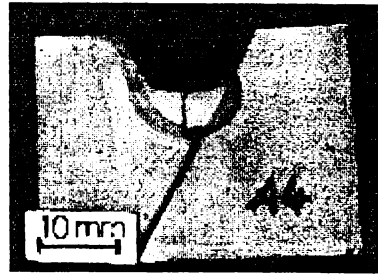


Fig.5.64.

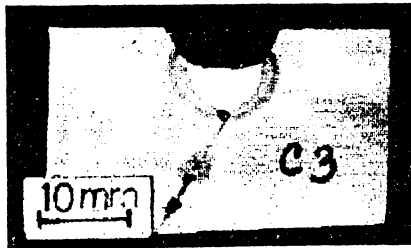


Fig.5.65.



Fig.5.66.

Pe lângă fisurile de suprafață apărute în materialul de adaos, s-au observat fisuri în materialul de bază amorsate de la rădăcină (exemplu figurile 5.63, 5.64) și fisuri în ZIT amorsate de la rădăcină.

Se observă și în acest caz o sensibilitate mai mare, în determinarea tendinței de fisurare la rece, a probei Tekken față de alte tipuri de probe.

Complementar testelor de fisurare am extras rezultatele încercărilor de duritate, pentru a verifica încă o dată veridicitatea corelării tendinței de fisurare la rece cu duritatea zonei influențate termic a îmbinării sudate.

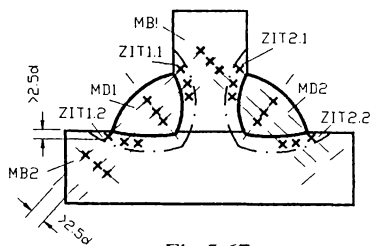


Fig.5.67.

Măsurarea durităților s-a efectuat pe îmbinări de colț executate conform figurii 5.67 și pe proba pană. La proba pană dispunerea amprentelor este aceeași din figura 5.59.

Pentru aceste măsurători am centralizat tabelar valorile minime, maxime și mediile măsurătorilor durităților din ZIT. Ele sunt prezentate în tabelul 5.26.

Tabelul 5.26.

Suduri de colț [HV5]												Proba pană [HV5]		
ZIT 1.2			ZIT 1.1			ZIT 2.2			ZIT 2.1			min.	med.	max.
min.	med.	max.	min.	med.	max.	min.	med.	max.	min.	med.	max.	min.	med.	max.
321	390	418	321	360	386	329	396	418	321	367	391	391	419	454

Obs. Pentru proba pană au fost executate două probe, măsurătorile efectuându-se în câte 14 secțiuni pe fiecare iar pentru îmbinările de colț au fost executate patru probe distincte.

5.3.2. Concluzii

- 1) Oțelul A 514 grad F manifestă tendințe de fisurare la rece.
- 2) Probele Tekken au sensibilitatea cea mai ridicată în determinările de fisurare la rece comparativ cu alte tipuri de probe standardizate și utilizate în încercările uzuale românești.
- 3) Valorile medii ale durităților depășesc pe fiecare grupare de măsurători limita critică propusă de 350 [HV5], fapt ce confirmă și de această dată corelarea tendinței de fisurare la rece cu un prag maxim admisibil al durităților din ZIT.

5.4. Cercetări proprii, pe oțeluri de granulație fină, în vederea stabilirii temperaturii optime de preîncălzire

5.4.1. Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale

Experimentările au fost realizate pe oțeluri de granulație fină datorită faptului că, în detrimentul bunei sudabilități conferite de conținutul redus în carbon și elemente de aliere, apar probleme datorate formării unei structuri de granulație grosolană cu caracteristici mecanice scăzute evidențiate mai ales în zona influențată termic.

La sudarea oțelurilor cu granulație fină se impune limitarea cantității de căldură introdusă în piesă în urma procesului de sudare. Cantitatea totală de căldură introdusă într-o îmbinare sudată se compune din căldura introdusă în timpul sudării și căldura introdusă de operația de preîncălzire.

Alegerea energiei liniare optime la sudare este în interdependență cu grosimea componentelor ce se sudează și cu temperatura de preîncălzire.

Mărcile de oțel folosite au fost C 690 sub formă de table cu grosime de 30 și 50 mm și TCZ 60/45 sub formă de table cu grosime de 50 și 85 mm, compozițiile chimice ale acestora fiind prezentate în tablelele 5.27 respectiv 5.28.

Tabelul 5.27.

Nr. crt.	Normă Buletin	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Al %	Cr %	Mo %	Ni %
1	STR 532-85	0,10 0,20	0,15 0,35	0,60 1,0	max 0,040	max 0,050	0,15 0,50	-	0,4 0,8	0,4 0,6	0,7 1,0
2	Buletin C690 (30 mm)	0,164	0,24	0,835	0,012	0,007	0,10	0,047	0,76	0,407	0,76
3	Buletin C690 (50 mm)	0,180	0,35	0,860	0,011	0,010	0,20	0,56	0,70	0,420	0,80

Tabelul 5.28.

Nr. crt.	Normă Buletin	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Cr %	Mo %	Ni %
1	Caiet de sarcini	max 0,17	0,12 0,37	1,20 1,60	max 0,025	max 0,020	max 0,23	max 0,30	0,40 0,6	0,35 0,93
2	Buletin TCZ (40 mm)	0,14	0,20	1,5	0,015	0,007	-	0,013	0,57	0,50
3	Buletin TCZ (85 mm)	0,16	0,23	1,45	0,013	0,007	-	0,028	0,43	0,63

S-au efectuat depuneri prin procedeele:

-manual cu electrozi înveliți SME, pentru C 690, cu material de adaos: EY 690 STAS 1125/3 - 90 și energia liniară: $E = 1,6 \text{ kJ/mm}$;

-automat sub strat de flux SAF, pentru TCZ 60/45, cu materiale de sudare:

- sârmă S10Mn1,5Ni1,5Mo - flux FA 800 1M și energia liniară: $E = 1,92 \text{ kJ/mm}$,

la diferite temperaturi de preîncălzire după care s-au prelevat probe în vederea încercării de duritate HV5 la rădăcina sudurii. Schema de amplasare a amprentelor este conformă cu figura 5.68.

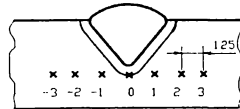


Fig. 5.68.

Valorile durităților [HV5] măsurate la rădăcina sudurilor depuse sunt prezentate în tabelul 5.29.

Ca efect cuantificabil al preîncălzirii, se constată scăderea durității ZIT-ului pe măsura creșterii temperaturii de preîncălzire fapt ce implică îmbunătățirea caracteristicilor mecanice.

Pragurile durităților acceptate ca optime au fost corelate cu limitele stabilite în diagramele regimurilor sigure de sudare, considerându-se valoarea de 350 HV ca fiind acceptată în condițiile cele mai nefavorabile din punct de vedere al conținutului de hidrogen.

Valorile cele mai defavorabile ale durităților au fost obținute în punctul "0" al schemei de măsurare, ele micșorându-se treptat pe măsura îndepărtării de zona afectată termic la sudare.

Diagrama de variație a durităților în punctul "0", funcție de temperatura de preîncălzire în cazul oțelului C 690 pentru ambele grosimi utilizate în experiment este prezentată în figura 5.69.

Tabelul 5.29.

Nr. crt.	Pozitia urmei măsurate	C 690			TCZ 60/45		
		Temperatura de preîncălzire [°C]	Grosimea [mm]	Duritate HV5	Temperatura de preîncălzire [°C]	Grosimea [mm]	Duritate HV5
1	-3	100	30 / 50	186 / 188	100	40 / 85	221 / 251
	-2		30 / 50	247 / 252		40 / 85	258 / 322
	-1		30 / 50	396 / 394		40 / 85	365 / 360
	0		30 / 50	437 / 444		40 / 85	406 / 411
	1		30 / 50	397 / 401		40 / 85	302 / 326
	2		30 / 50	253 / 263		40 / 85	295 / 318
	3		30 / 50	182 / 187		40 / 85	260 / 270
2	-3	125	30 / 50	186 / 188	125	40 / 85	232 / 238
	-2		30 / 50	225 / 233		40 / 85	248 / 270
	-1		30 / 50	378 / 381		40 / 85	302 / 308
	0		30 / 50	426 / 428		40 / 85	369 / 378
	1		30 / 50	392 / 402		40 / 85	312 / 350
	2		30 / 50	270 / 285		40 / 85	260 / 292
	3		30 / 50	183 / 184		40 / 85	258 / 265
3	-3	150	30 / 50	178 / 183	180	40 / 85	265 / 272
	-2		30 / 50	262 / 277		40 / 85	280 / 295
	-1		30 / 50	370 / 382		40 / 85	348 / 342
	0		30 / 50	398 / 411		40 / 85	335 / 358
	1		30 / 50	381 / 383		40 / 85	346 / 362
	2		30 / 50	287 / 278		40 / 85	288 / 302
	3		30 / 50	181 / 182		40 / 85	268 / 270

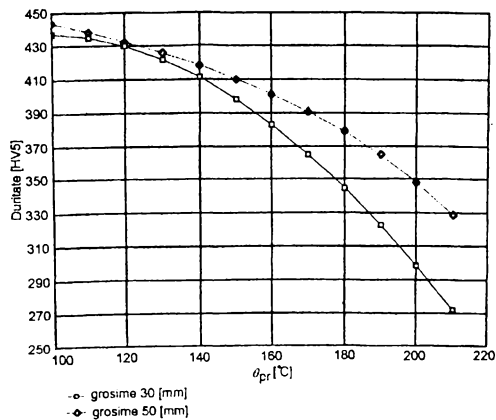


Fig. 5.69.

Diagramele s-au trasat în baza relațiilor 5.1 și 5.2 determinate cu datele din tabelul 5.29.

$$HV5_5((tpr)) := \frac{479.05312 - 1.7506014tpr}{1 - 0.003147510(tpr)} \quad (5.1)$$

$$HV5_3((tpr)) := 182.3687 + 4.2757494tpr + 0.057964868tpr \cdot \ln(tpr) - (0.3566004tpr \cdot \sqrt{tpr}) + 7.4012621 \ln(tpr)^2 \quad (5.2)$$

Se observă că, pentru aceeași energie liniară la sudare, scăderea durității spre limitele considerate acceptabile în vederea evitării fisurării la rece se obține prin temperaturi de preîncălzire mai ridicate cu cât grosimea componentelor ce urmează a fi sudate este mai mare. Astfel la grosimea de 30 mm este necesară o temperatură de preîncălzire de circa 180 °C iar la 50 mm de circa 200 °C.

Necesitatea preîncălzirii se justifică atât prin duritățile ZIT-ului cât și prin carbonii echivalenți ce depășesc în ambele cazuri pragul de 0,33 , considerat admisibil pentru a evita fisurarea la rece.

Scopul cercetărilor efectuate fiind aprecierea relațiilor proprii pentru estimarea temperaturii de preîncălzire, calculul temperaturilor de preîncălzire s-a efectuat cu relațiile 3.63 - 3.72

Rezultatele calculului și graficul de variație a temperaturii de preîncălzire cu grosimea componentelor pentru C 690 având CEN = 0,587 sunt prezentate în tabelul 5.30 și figura 5.70.

Tabelul 5.30.

δ [mm]	10	15	20	25	30	40	50	60	75	90
θ_{pr} [°C]	136	155	168	175	180	194	195	203	204	209

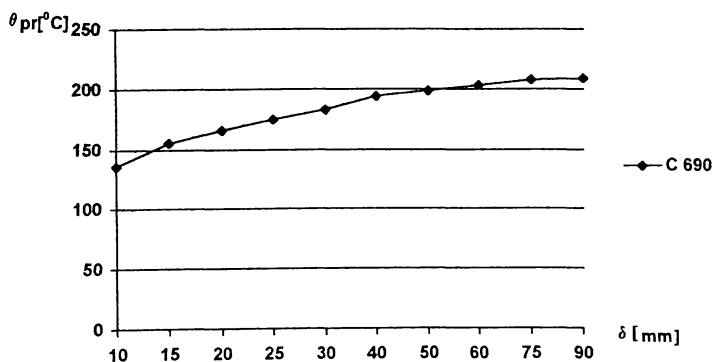


Fig. 5.70.

În tabelul 5.31 și figura 5.71. sunt prezentate rezultatele calculului și graficul de variație a temperaturii de preîncălzire cu grosimea componentelor pentru TCZ 60/45 având CEN = 0,674.

Tabelul 5.31.

δ [mm]	10	15	20	25	30	40	50	60	75	90
θ_{pr} [°C]	133	154	166	183	190	193	196	204	205	211

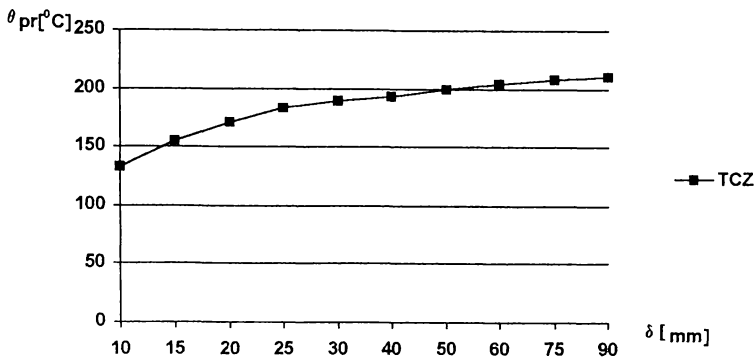


Fig. 5.71.

5.4.2. Concluzii.

1) Cu privire la diferențele de temperaturi de preîncălzire necesare pentru diferite grosimi ale componentelor ce urmează a fi sudate se constată următoarele:

- din calcule efectuate cu relațiile proprii rezultă că necesarul temperaturii de preîncălzire diferă valoric cu peste 70°C între grosimea de 10 mm și grosimi mai mari de 90 mm;
- diagrama din figura 5.69, construită cu datele experimentale, indică o diferență de necesar de temperatură de 19°C între grosimea de 30 și cea de 50 mm.
- diferențele rezultate din calculele cu relațiile proprii între aceleași grosimi sunt de 15°C.

2) Cu privire la valorile efective ale temperaturilor de preîncălzire:

- rezultatele obținute prin calculul cu noile relații sunt similare cu cele obținute pe cale experimentală și anume pentru grosimea de 30 mm se obține o temperatură de 178°C experimental față de 180°C teoretic iar pentru 50 mm 198°C față de 195°C.

Nici în cazul experimental și nici teoretic nu se depășește valoarea de 200°C considerată maximă admisibilă pentru oțelurile cu granulație fină.

3) În baza 1) și 2) se demonstrează că relațiile de calcul noi sunt acceptabile în vederea unei bune orientări în ceea ce privește temperatura de preîncălzire necesară.

4) Importanța acestor relații decurge mai ales, în cazul de față și anume al oțelurilor cu granulație fină la care se impune limitarea cantității de căldură introdusă în piesă, prin faptul că se poate evita încălzirea suplimentară prin estimarea teoretică a necesarului de temperatură.

5.5. Cercetări proprii în vederea testării susceptibilității la fisurare la cald a oțelurilor

5.5.1. Experimentări și prelucrări ale datelor experimentale

Experimentările pentru determinarea susceptibilității de fisurare la cald le-am realizat în cadrul contractului nr. 636C/20/1992, de asemenea în Institutul de Sudură și Încercări de Materiale din Timișoara, pe standul SFC - ISIM [142].

S-a determinat susceptibilitatea la fisurare la cald a metalului depus, prin procedeul de sudare manual cu electrozi înveliși, pe probe din oțel inoxidabil austenitic marca 10TiNiCr180.

A. Prezentarea metalului de bază

Metalul de bază este un oțel inoxidabil austenitic de tipul 18/8 a cărui compoziție chimică este prezentată în tabelul 5.32.

Tabelul 5.32.

Metalul de bază	Compoziția chimică %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Alte elemente
10TiNi Cr180	0,08 0,10	1,28 2,0	0,78 1,0	0,025 0,045	0,015 0,030	17,0 19,0	9,0- 12,0	-	Ti 5x%C...0,80

Oțelul 10TiNiCr180 este considerat în general ca oțel sudabil cu sensibilitate redusă la fisurare în diferite condiții de sudare.

B. Prezentarea materialelor de adaos

Tipul electrozilor folosiți la execuția cusăturilor sudate și compoziția chimică a acestora sunt prezentate în tabelul 5.33.

Tabelul 5.33.

Tip electrod	Compoziția chimică %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Alte elemente
EG 308 LcT	0,035	0,5 1,5	0,90	0,025	0,015	19,0 21,0	9,0 11,0	-	-
EG 316 LcT	0,035	0,5 1,5	0,90	0,025	0,015	18,0 20,0	12,0 14,0	3 3,5	-
ECr18Ni8M n6x	0,12	6,50	0,80	0,022	0,024	19,10	20,05	-	-

În programul experimental s-au utilizat electrozi cu diametrul de 4 mm.

C. Efectuarea încercării

Epruvetele din metalul de bază, având forma și dimensiunile din figura 5.72, au fost degresate și curățate cu alcool tehnic înainte de prinderea lor în mașina de încercat.

Electrozii folosiți au fost calcinați la 180-200°C timp de 2 ore înainte de sudare.

Parametrii regimului de sudare au fost următorii:

$I_s=150$ A; $U_s=23$ V; $v_s=25$ cm/min; $d_e=4$ mm.

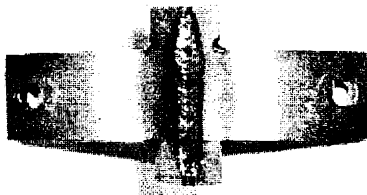
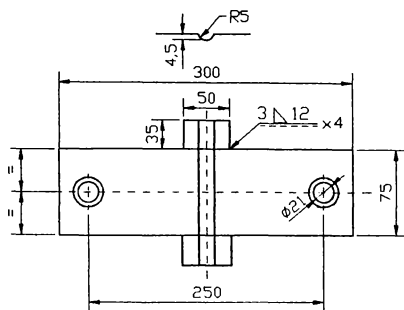


Fig.5.72.

Se efectuează încercarea pe prisme având raza de curbură de $R_1=36$ mm; $R_2=50$ mm; $R_3=100$ mm și $R_4=200$ mm.

În figura 5.73 sunt prezentate probe supuse la diferite grade de deformație.



a) $\varepsilon = 0,160\%$



b) $\varepsilon = 0,075\%$



c) $\varepsilon = 0,060\%$



d) $\varepsilon = 0,030\%$

Fig.5.73.

Se calculează indicii de fisurare la cald respectiv:

- deformarea probei sudate

$$\varepsilon_i = \frac{l}{2Ri} \cdot 100 \quad [\%] \quad (5.3)$$

unde ε - deformația probei [%];

t - grosimea epruvetei încercate [mm];

R - raza de curbură a prisme [mm];

i - numărul de prisme folosite la încercare.

- lungimea fisurilor: definită ca fiind suma tuturor fisurilor apărute în zona sensibilă la fisurare a cusăturii sudate.

$$L_T = \sum_{i=1}^n L_{fi} \quad [\text{mm}] \quad (5.4)$$

Rezultatele obținute sunt centralizate în tabelul 5.34.

Tabelul 5.34.

Nr. probă	Raza de curbură R[mm]	Deformarea ϵ [%]	Nr. fisuri	Lungimea totală L_T [mm]	Material de adaos
1.1	36	0,16	8	39,50	EG 308 LcT
1.2	36	0,16	9	36,25	EG 316 Let
1.3	36	0,16	7	28,50	ECr18Ni8Mn6x
2.1	50	0,075	7	20,75	EG 308 LcT
2.2	50	0,075	7	19	EG 316 Let
2.3	50	0,075	6	19,5	ECr18Ni8Mn6x
3.1	100	0,06	6	16,75	EG 308 LcT
3.2	100	0,06	5	11	EG 316 Let
3.3	100	0,06	3	6	ECr18Ni8Mn6x
4.1	200	0,03	4	7,50	EG 308 LcT
4.2	200	0,03	4	6	EG 316 Let
4.3	200	0,03	0	0	ECr18Ni8Mn6x

Se ridică curbele de fisurare nr.f. = $f(\epsilon)$ și $L_T = f(\epsilon)$ figura 5.74.

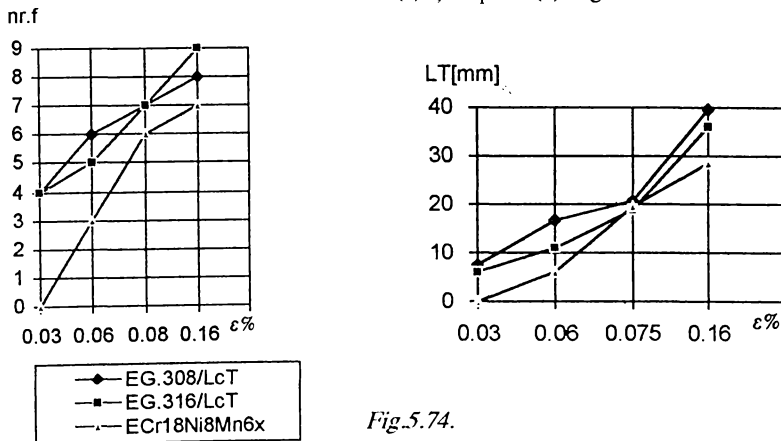


Fig.5.74.

Criteriile de estimare a tendinței de fisurare la cald a materialelor de adaos folosite sunt: lungimea totală a fisurilor din cusătură, numărul de fisuri apărute în zona sensibilă la fisurare și deformarea critică la care apar fisuri.

Evaluarea prin calcul a oțelului 10TiNiCr180 se face determinând raportul Cr_c/Ni_c și suma P+S cu relațiile grupate sub nr. 3.75.

Rezultă:

$$\frac{Cr_c}{Ni_c} = 1.37$$

$$P + S = 0,037$$

fapt ce indică o solidificare austenită - ferită cu ferita δ plasată interdendritic și susceptibilitate la fisurare la cald.

5.5.2. Concluzii

1) Curbele de fisurare (fig.5.74) indică faptul că la aceeași deformație de exemplu $\varepsilon=0,06\%$, lungimile fisurilor la proba sudată cu electrozi ECr18Ni8Mn6x sunt mult mai mici decât cele ce apar la sudarea cu electrozii EG308 LcT și EG316 LcT.

La o deformație de $\varepsilon=0,03\%$, în proba sudată cu ECr18Ni8Mn6x nu mai apar fisuri la cald, rezultând că $\varepsilon=0,06\%$ este deformația critică.

Pe baza acestor criterii s-a făcut o ierarhizare din punct de vedere al rezistenței la fisurare la cald a materialelor de adaos folosite și anume:

1. ECr18Ni8Mn6x (cele mai puține fisuri)
2. EG 316 LcT
3. EG 308 LcT (cele mai multe fisuri).

2) În urma analizei microstructurale efectuată pe probele de metal depus prelevate din epruvetele deformate la $\varepsilon=0,16\%$ pentru EG308 LcT și $\varepsilon=0,075\%$ pentru EG316 LcT, s-a constatat că în zona fisurată constituenții sunt: austenită cu ferită δ și carburi complexe dispersate ceea ce demonstrează rolul feritei δ și a carburilor în producerea fisurilor la cald. Structura este de turnare iar fisurile sunt fisuri transversale și orientate pe direcția dendritelor. Ferita δ este plasată interdendritic favorizând fisurarea.

3) Criteriul estimare prin calcul a pus de asemenea în evidență tendința de fisurare și a apreciat corect locul de plasare al feritei δ .

5.6. Considerații generale și concluzii

Luând în considerare ponderea evaluării tendinței la fisurare la rece în sistemul preexpert propriu, cercetările au fost axate în marea lor parte în acest domeniu.

Cercetările de fisurare la cald au fost realizate în vederea verificării modului de funcționare al standului de fisurare la cald SFC-ISIM.

Prin încercările de fisurare la cald s-a obținut confirmarea corectitudinii criteriilor de evaluare incluse în sistemul preexpert propriu.

În privința fisurării la rece se fac următoarele constatări:

A) Dintre testele de fisurare la rece standardizate la ora actuală la noi în țară sensibilitatea cea mai ridicată o are proba Tekken;

B) S-a pus în evidență faptul că prezența martensitei în constituenții structurali favorizează fisurarea la rece, decelându-se martensită în urma unei examinări microscopice la mărire de 500x (fig.5.6) în ZIT-ul probelor Tekken fisurate din oțelul A 387 gr. 11;

C) Calculul carbonilor echivalenți în vederea evidențierii tendinței de fisurare nu dau în toate cazurile rezultate corecte, chiar în cadrul limitelor de valabilitate stabilite.

Tabelul 5.35.

Marca oțelului	C _c		P _{NB}		P _{wg}		P _{wus}		Rezultatul testelor de fisurare
	val.	concluzie	val.	concluzie	val.	concluzie	val.	concluzie	
OL37	0,195	nu fisurează	0,166	nu fisurează	nu se folosesc la oțelurile carbon de uz general				nu fisurează
OL44	0,334	fisurează	0,292	fisurează					nu fisurează
A387 gr.11	0,712	fisurează	0,337	fisurează	0,340	fisurează	0,345	fisurează	fisurează
T1	0,612	fisurează	0,279	fisurează	0,307	fisurează	0,312	fisurează	nu fisurează
A514 grad F	0,615	fisurează	0,358	fisurează	0,353	fisurează	0,358	fisurează	fisurează

D) Se pot crea lanțuri cauzale funcție de duritate maximă admisibilă în ZIT și nivel de hidrogen în vederea evaluării tendinței de fisurare la rece, fapt ce constituie viziunea proprie în privința creșterii preciziei în evaluare.

Pentru a avea o vedere generală asupra dependenței tendinței de fisurare la rece de duritatea în ZIT, constatată prin cercetări proprii, se prezintă în tabelul 5.35 o sinteză de date din paragrafele 5.1, 5.2 și 5.3.

Cele trei materiale de bază verificate experimental cu mediile durităților măsurate pe toate tipurile de probe din cadrul ficcării experiment și observațiile privind existența sau nonexistența fisurilor au fost grupate în tabelul 5.36.

Nu au fost luate în considerare probele executate cu preîncălzire.

Tabelul 5.36.

A 387 gr.11		oțel tip T1		A 514 grad F	
Duritate [HV5]	Defecte	Duritate [HV5]	Defecte	Duritate [HV5]	Defecte
med. 391	-fisurarea la suprafață a MD -fisuri în MD -fisuri în ZIT amorstate la rădăcină	med. 347	- nu s-au constatat	med. 386	-fisurarea la suprafață a MD -fisuri în MD -fisuri în ZIT amorstate la rădăcină

Construcția unei histograme a valorilor medii a durităților pentru cele trei tipuri de oțeluri conform figurii 5.75 permite o delimitare empirică a domeniilor de fisurare și nonfisurare.

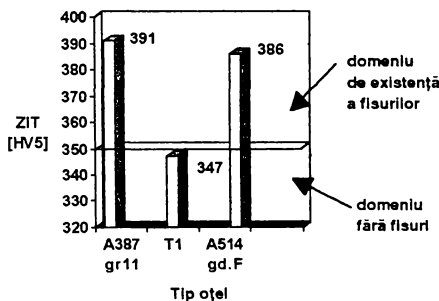


Fig.5.68.

Se observă că pragul limită stabilit în diagramele regimurilor sigure de sudare (capitolul 3, tabelul 3.4) este satisfăcător, fapt pentru care au fost acceptate și celelalte limite impuse

Confirmarea prin experimentări a acestei interdependențe utilizate și în sistemul prcxpert propriu (schemă din fig. 4.13) a condus la cercetări în vederea optimizării criteriului după cum urmează:

a) Alegerea expresiei optime pentru calculul durităților

Alegerea expresiei optime pentru calculul durității am făcut-o având ca bază studiul efectuat de Suzuki [183]. După cum se observă în figura 6.1 valorile de calcul cele mai apropiate de valorile determinate experimental în intervalul 200 - 600 [HV10] se obțin pentru BL 70.

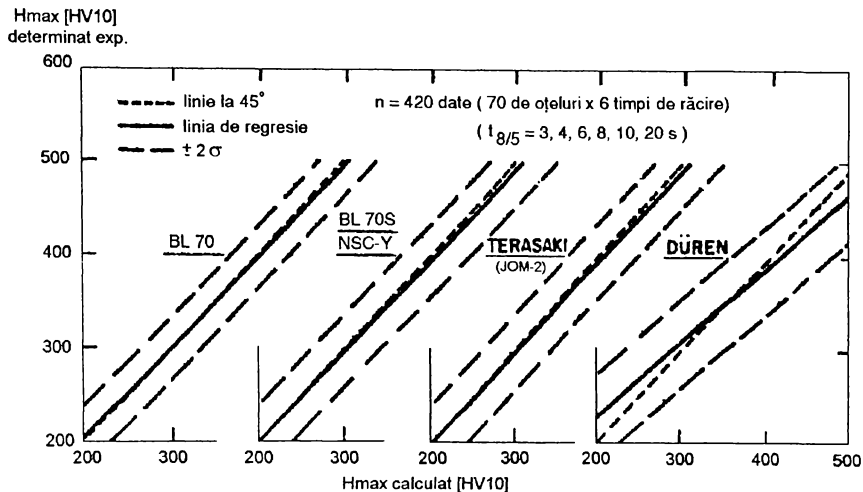


Fig. 5.76.

Intervalele de variație a compoziției chimică a celor 70 de oțeluri pentru care a fost construită diagrama încadrându-se în limitele stabilite pentru studiul de față am considerat relația de calcul a durității dată de BL 70 ca fiind bună și am trecut la verificarea ei pentru mărcile de oțel utilizate în experimentările proprii. De asemenea am verificat dacă valorile obținute cu relația de calcul determinată de Yurioka dau o corelare mai bună. Din figura 5.77 se observă că valorile obținute cu relația BL 70 sunt acoperitoare pentru mediile durităților determinate în ZIT-ul îmbinărilor care au făcut obiectul experimentului și au o fidelitate mai bună decât cele determinate cu relația de calcul a lui Yurioka.

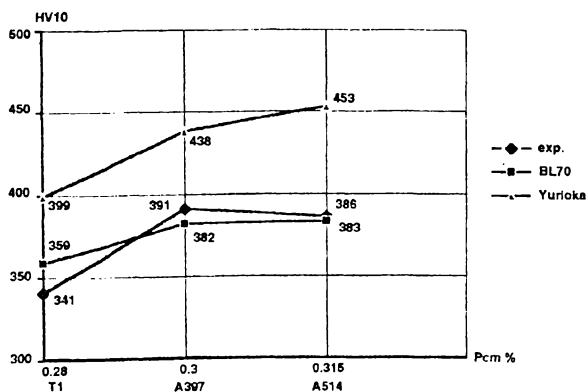


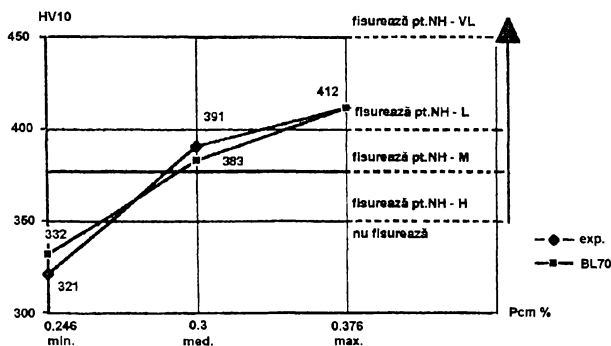
Fig. 5.77.

Trebuie menționat de asemenea faptul că duritățile din ZIT calculate cu BL 70 au valori apropiate de valorile durităților determinate în ZIT-ul probelor Tekken și ZIT-ul probei până și al probei de duritate sub cusătură care sunt cele mai mari obținute pe probele tehnologice.

b) Verificări suplimentare ale lanțului causal

Stabilirea relației preferențiale de calcul o dată realizată am trecut la testarea veridicității criteriului de estimare propus pentru previzionarea fisurării la rece.

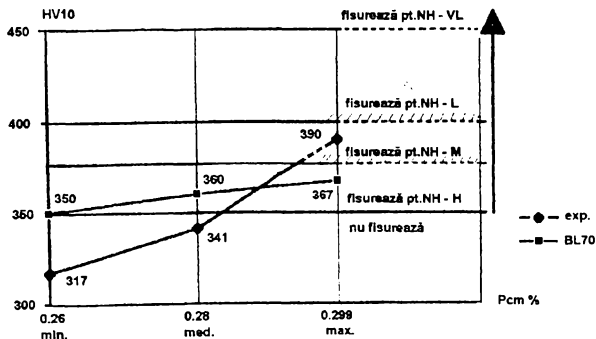
Pe diagramele de variație a durițăților determinate experimental și prin calcul, pentru oțelul A387 gr.11 și oțelul tip T1, am suprapus limitele acceptate în vederea evitării fisurării pentru diferite nivele de hidrogen. Rezultatele sunt prezentate în figurile 5.78 respectiv 5.79.



* sensul săgeții indică tendința de creștere a înclinației spre fisurare

Variația durițății pentru oțelul A387 gr.11

Fig. 5.78.



* sensul săgeții indică tendința de creștere a înclinației spre fisurare

Variația durițății pentru oțelul tip T1

Fig. 5.79.

Se poate observa că oțelul A387 gr.11 are o tendință accentuată spre fisurare la rece iar oțelul tip T1 în discuție fisurează doar pentru nivele ridicate ale conținutului de hidrogen. Aceste concluzii sunt confirmate și de încercările realizate pe probe tehnologice.

c) Sinteză comparativă a lanțului causal cu indicii de fisurare

Generalizând, prin gruparea în tabelul 5.37 a concluziilor bazate pe probe tehnologice, pe indici de fisurare și pe criteriul estimativ propus, se observă că acesta din urmă are cea mai bună corelare cu probele tehnologice.

Tabelul 5.37.

Criterii de estimare	Marca oțelului				
	OL 37	OL 44	A387 gr.11	T1	A515 grad F
Indicele C_e	0,195	0,334	0,712	0,612	0,615
concluzie	$C_e < 0,33$ nu fisurează	$C_e > 0,33$ fisurează	$C_e > 0,33$ fisurează	$C_e > 0,33$ fisurează	$C_e > 0,33$ fisurează
Indicele P_{NB}	0,166	0,292	0,337	0,279	0,358
concluzie	$P_{NB} < 0,25$ nu fisurează	$P_{NB} > 0,25$ fisurează	$P_{NB} > 0,25$ fisurează	$P_{NB} > 0,25$ fisurează	$P_{NB} > 0,25$ fisurează
Indicele P_{Wg}	nu se folosesc la oțelurile carbon de uz general		0,340	0,307	0,353
concluzie			$P_{Wg} > 0$ fisurează	$P_{Wg} > 0$ fisurează	$P_{Wg} > 0$ fisurează
Indicele P_{WTS}			0,345	0,312	0,358
concluzie			$P_{WTS} > 0$ fisurează	$P_{WTS} > 0$ fisurează	$P_{WTS} > 0$ fisurează
H_{max} în ZIT (criteriul propriu de evaluare)	298	332	412	367	434
concluzie	$H_{max} < 350$ nu fisurează	$H_{max} < 350$ nu fisurează	$H_{max} > 400$ fisurează	$350 > H_{max} > 400$ fisurează doar pentru NH - H	$H_{max} > 400$ fisurează
teste pe probe tehnologice	nu fisurează	nu fisurează	fisurează	nu fisurează	fisurează

E) Impreciziile determinărilor și neomogenitățile în cadrul aceleiași șarje conduc spre rezultate diferite ale compoziției chimice. Un exemplu este dat în tabelul 5.38.

Tabelul 5.38.

Locul determinării	Compoziția chimică [%] - oțel A514 grad F											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	As	Al
C.S.Galați	0,15	0,26	0,70	0,011	0,009	0,44	0,41	0,71	0,06	0,25	0,009	0,026
I.M.Timișoara	0,20	0,36	0,78	-	0,008	0,44	0,41	0,92	0,08	0,22	-	-
I.S.I.M.	0,13	0,28	0,71	0,005	0,009	0,45	0,42	0,73	0,08	0,27	-	0,034
Limite ASTM acceptate	0,08 0,22	0,13 0,37	0,55 1,05	\leq 0,035	\leq 0,040	0,36 0,79	0,36 0,64	0,67 1,03	0,02 0,04	0,12 0,53		

CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

6.1. Concluzii

Fisurarea, fiind considerată în prezent un pericol real în avariile construcțiilor sudate, reprezintă problema majoră în cercetarea comportării la sudare a oțelurilor.

Pornind de la această premisă am efectuat studii și cercetări privind modurile de apariție a fisurării, cauzele, mecanismul și factorii de influență precum și evidențierea și evaluarea tendinței de fisurare prin metode aplicate mai mult sau mai puțin în cercetare.

Cercetările și experimentările proprii s-au realizat pe oțeluri carbon, oțeluri termorezistente de granulație fină și oțeluri inoxidabile austenitice.

Rezultatele obținute au fost prelucrate și utilizate în vederea proiectării și realizării unui sistem preexpert propriu de evaluare a tendinței la fisurare a îmbinărilor sudate din oțel. Construcția sistemului a necesitat mai multe etape.

6.1.1. Sistematizarea sintetică a cunoștințelor existente în domeniul fisurării îmbinărilor sudate din oțel sub aspectele fenomenologiei și evaluării

A) Categoriile de fisurări, departajate prin mecanismele de apariție (la rece, la cald, la reîncălzire), se abordează sub aspectul factorilor de influență și al posibilităților de evaluare.

Principalii factori ce intervin în fenomenologia fisurării au fost sintetizați schematic (capitolul 1: figurile 1.11, 1.22 și 1.25) și analizați comparativ pe tipuri de fisurare (capitolul 4: tabelul 4.1).

a) Sub aspectul factorilor de material compoziția chimică a materialului de bază are o importanță majoră în apariția tuturor tipurilor de fisurare.

- S-a constatat că în condiții tehnologice neschimbate fragilizarea depinde de compoziția chimică a oțelului, iar la compoziția dată și de starea structurală. Acest lucru explică înclinarea diferită spre fisurare la rece a diferitelor oțeluri și faptul că această tendință poate fi modificată prin tehnologia de sudare și prin tratamente termice anterioare și posterioare sudării (cazul oțelurilor A387 gr.11 și T1 ambele susceptibile la fisurare la rece, eliminându-se fisurarea în cazul T1 prin creșterea E_{T_1}).

Gazele neeliminate din băile de sudură rămân în metalul solidificat și creează amorse de rupere, dacă depășesc rezistențele admisibile.

Prezența în exces a hidrogenului, preluat din învelișul ceramic al electrozilor, din atmosfera înconjurătoare sau din alte substanțe ce acoperă metalul de bază care îl generează cum ar fi: ulciul, vopseaua, rugina etc. iar la sudarea sub flux din învelișul oxidat sau umed al sârmei precum și din flux, poate produce presiuni de ordinul a $4 \cdot 10^5$ daN/cm².

Fisurile care se formează datorită hidrogenului sunt însoțite și de defectul "ochi de pește", care are o formă circulară sub aspectul unei pete albe cu dimensiuni de până la 10 mm.

Fisurile care se produc la rece sunt neoxidate, arătând ca o linie dreaptă, fără ramificații intracristaline.

- În cazul fisurării la cald trebuie avut în vedere faptul că un același material, definit doar prin compoziția sa chimică de bază, nominală, poate avea manifestări diferite datorită variației locale sau generale a elementelor de aliere, a elementelor însoțitoare

permanente și mai ales, a unor impurități cu mare tendință de segregare sau capabile să determine apariția unor eutectici ușor fuzibili.

Procesele expuse sunt condiționate de compoziția chimică a metalului depus, constatându-se că unele elemente (Mn, Cr, Mo, V) au efecte defavorabile, iar altele (C, S, P, Si, Ni) efecte favorabile fisurării (§ 5.5.2).

Un conținut mai ridicat de mangan este favorabil, deoarece acesta are o afinitate mai mare față de sulf în comparație cu fierul. Se observă că fisurarea este mai intensă la concentrații mari de carbon și de sulf.

Fisurile produse la cald, adică într-o perioadă în care materialul este încălzit sau parcurge intervalul de solidificare, sunt localizate mai ales în zona influențată termic. Ele au un contur neregulat, dezvoltându-se intercrystalin și sunt oxidate.

- Un aspect deosebit de important de care am ținut cont este legat de precizia de determinare a compoziției chimice. Chiar dacă determinările se încadrează în limitele de definire a oțelului, acestea nu se grupează în jurul unei valori medii ci au o distribuție aleatoare în interval.

De obicei, compoziția chimică indicată în buletine este dată pe oțel lichid. Datorită segregățiilor, există o deosebire între compoziția chimică pe oțel lichid și compoziția chimică pe produs. În general, se constată o creștere a procentului elementelor care condiționează comportarea la sudare a respectivului oțel. Astfel este de preferat ca în calcule să fie utilizată compoziția chimică determinată pe produsul finit.

Analizând limitele compoziției chimice admise de norme, se poate observa că același oțel, dar provenit din șarje diferite, poate avea comportări diferite la sudare (tabelul 3.6).

Un alt factor care contribuie la obținerea unor rezultate diferite ale compoziției chimice îl constituie imprecizia determinărilor și chiar și neomogenitatea în cadrul aceleiași șarje (tabelul 5.38).

b) Transformările structurale în materialul de bază datorate ciclului rapid de încălzire-răcire contribuie în mare măsură la producerea fisurării la rece. Viteza de răcire poate depăși uneori viteza critică în urma căreia apare martensita (§5.1, tabelul 5.15, fig.5.6) rezultând fisuri. Asemenea situații sunt dependente de compoziția chimică a oțelului, căruia înainte de sudare trebuie să i se cunoască carbonul echivalent.

În general, în oțelurile cu peste 0,25% carbon sau cu elemente de aliere care modifică echilibrele normale, se pot obține structuri fragile.

c) Factorii tehnologici produc fisurarea dacă regimurile de lucru sunt necorespunzătoare ca, spre exemplu creșterea excesivă a temperaturilor de lucru, ce duce la supraîncălzirea metalului de bază și prin viteza de răcire mare la structuri modificate, fragile și, de aici, tensiuni mari; participarea în exces a metalului de bază la formarea cusăturii atunci când acesta are tendința de a se fragiliza; sudarea într-un singur strat a cordoanelor înalte cu secțiune mică ceea ce face ca metalul care se solidifică ultimul să fie în mijlocul secțiunii unde pot apare fisuri.

d) Factorii de natură constructivă pot concura la formarea fisurilor când nu asigură o contracție liberă cordonului de sudură în perioada de solidificare.

e) Tensiunile remanente directe, determinate de material prin dimensiunile acestuia sau rezultate din împiedecarea deplasării pieselor în cursul operației de sudare datorită prinderii rigide cu alte piese contribuie la defectul de fisurare la rece.

B) Evaluarea apariției fisurilor se face prin *încercări pe probe tehnologice* și având în vedere efectul diverselor elemente chimice asupra fisurării prin *relații de genul carbonului echivalent* specifice tipului de fisurare care se dorește a fi estimat.

- Încercările pe probe tehnologice trebuie să permită reproducerea simultană a condițiilor mecanice și metalurgice, proprii declanșării tipului de fisurare vizat, pentru a

face posibilă aprecierea riscului de fisurare. Din acest motiv ele au fost concepute diferențiat, neexistând încercări de fisurare cu caracter generalizat.

În scopul unei viziuni de ansamblu am realizat sinteza criteriilor de evaluare urmărite în diversele încercări în funcție de tipul fisurării cercetate (tabelul 4.2).

- Din totalitatea încercărilor de fisurare la rece (tabelul 4.3), la ora actuală în România sunt standardizate trei metode de încercare: proba Tekken, proba CTS și proba sudată în colț în cruce. Toate acestea sunt teste de autoconstrângere având nedefinite nivelele de tensiune internă, datorate retasurilor contracțiilor termice și transformării tensiunilor. Tendința de fisurare se apreciază în toate cele trei metode prin indici de fisurare, rezultând o apreciere cantitativă.

- Cercetările experimentale proprii în domeniul fisurării la rece au relevat faptul că dintre aceste încercări proba Tekken prezintă cea mai mare sensibilitate (§5.1, §5.2, §5.3).

- Prin realizarea adaptării în concepție proprie a standului de fisurare SFC-ISIM în vederea încercărilor prin metoda implanturilor (§2.4 și fig. 2.53) se crează posibilitatea utilizării unei noi metode care crează, suplimentar față de cele standardizate, posibilitatea determinării diagramelor de transformare la răcire continuă la sudarea oțelurilor. Astfel se obțin informații despre domeniile de temperatură și natura transformărilor structurale, despre influența factorilor de fisurare la rece (structură, hidrogen, tensiuni).

-Pe lângă încercările pe probe tehnologice, am sintetizat și variantele de exprimare a sensibilității la fisurarea la sudare a oțelurilor prin relații de regresie exprimate în funcție de compoziția chimică inițială a materialului, regăsite sub denumirea de indici sau carboni echivalenți (tabelul 4.4).

6.1.2. Modelarea prin algoritmi de calcul a fenomenologicii fisurării

Soluționarea estimării informative a tendinței de fisurare printr-o succesiune finită de reguli de calcul este utilă atât producătorilor de structuri sudate cât și producătorilor și cercetătorilor din domeniul metalurgiei. Volumul mare de timp și costurile necesare pentru realizarea probelor tehnologice justifică preocupările privind posibilitatea estimării informative cu caracter de previzionare a fenomenologicii fisurării.

În baza experienței acumulate până în prezent în domeniul sudurii a apărut posibilitatea estimării diverselor fenomene ale sudurii și metalurgiei în funcție de compozițiile chimice ale componentelor ce urmează să fie sudate.

Sunt cunoscute astfel, relații pentru:

▷ evaluarea temperaturilor critice de transformare în [°C]: temperatura de topire T_m , A_{c1} , A_{c3} , A_{c1} , temperatura de început de transformare perlitică P_s , temperaturile de început și sfârșit de transformare bainitică B_s și B_f , temperaturile de început și sfârșit de transformare martensitică M_s și M_f ;

▷ duratele critice de transformare în [s], pentru: transformarea martensitică $\log t_m$, transformarea bainitică $\log t_b$, transformarea perlitică $\log t_p$;

▷ vitezele critice de răcire în [°C/s] pentru: transformare 100% martensitică $\log v_1$, transformare 90% martensitică $\log v_{100}$, transformare 50% martensitică $\log v_{150}$, transformare 100% bainitică $\log v_2$, transformare 90% bainitică +F+P $\log v_{290}$, transformare 50% bainitică +F+P $\log v_{250}$, transformare 10% bainitică +F+ P $\log v_{390}$, transformare 100% ferită + perlită $\log v_3$;

▷ volumul de martensită rezultat în [%]: $M[\%]$;

▷ duratele de răcire de la 800 la 500 °C și până la 100 °C în [s]: $t_{8/5}$, $t_{100 cr}$;

▷ duritatea maximă în ZIT [HV];

▷ efortul critic pentru inițierea fisurării la rece σ_{crit} [N/mm²];

- ▷ indici de fisurare la rece: $C_e, P_{NB}, P_{Wg}, P_{WHIS}$;
- ▷ indici de fisurare la cald: $HCS, UCS, Cr/Ni, L$;
- ▷ indici de fisurare la reîncălzire: $\Delta G_N, P_{SRD}, \Delta G_L, T$;

▷ evaluarea temperaturii de preîncălzire în vederea evitării fisurării la rece;

Relațiile de calcul pentru temperatura de preîncălzire întâlnite în literatura de specialitate permit evaluarea acesteia funcție de compoziția chimică sau de energia liniară introdusă la sudare, durata răcirii de la 800 la 500 °C și duritate.

Nici prima categorie de relații și nici a doua, decât implicit prin alegerea regimului de sudare, nu au în vedere grosimea componentelor, dezavantaj coroborat cu clauze restrictive de aplicabilitate.

Este evident că din punct de vedere al difuzibilității termice grosimea componentelor ar trebui considerată printre caracteristicile de bază ce se iau în calcul la determinarea temperaturii de preîncălzire.

Am elaborat relații proprii în vederea prestabilirii temperaturii de preîncălzire (§3.1.2) de forma $\theta_{pr} = f(\delta, CEN)$, obținând cu acestea evaluări corespunzătoare, confirmate prin experimentări (§5.4).

Am înglobat în aceste relații și influența conținutului de hidrogen asupra valorii CEN, printr-un coeficient de corecție ΔCEN (rel. 3.73) care se însumează la valoarea inițială de calcul a CEN.

▷ evaluarea caracteristicilor mecanice și de rezistență ale zonei influențate termic, respectiv rezistența la rupere [N/mm²] R_m , limita de curgere [N/mm²] R_{02} , alungirea [%] A_5 , gătuirea [%]Z.

Existența acestor relații permite stabilirea unor lanțuri cauzale în scopul evidențierii tendinței de fisurare la sudare.

Pornind de la faptul că metodologia estimării tendinței de fisurare la cald este în mare parte rezolvată iar pentru fisurarea la rece și la reîncălzire nu au fost până în prezent dezvoltate metode care să poată cuprinde comprehensiv intercalarea factorilor de influență în studiul de față se încearcă o mai bună rezolvare a estimării tendinței de fisurare la rece.

Am acceptat astfel ca pentru fisurarea la cald și la reîncălzire să se calculeze doar indicii de fisurare.

Simplul calcul al indicilor de fisurare în cazul fisurării la rece conduce spre concluzii care sunt în antagonism cu rezultatele experimentale ale testelor de fisurare pe probe tehnologice (tabelul 5.35).

Ansamblul datelor experimentale obținute în urma cercetării (§5.1, §5.2, §5.3), relevă că metalul de bază are cea mai ridicată sensibilitate la fisurare și are cei mai mari gradienti de durificare, pe toată lățimea zonei influențate termic. Se constată de asemenea diferențe între valorile măsurate ale durităților în ZIT-ul probelor fisurate și al celor nefisurate, precum și creșteri ale indicilor de fisurare cu creșterea durității în ZIT (tabelele 5.16 și 5.17, figura 5.57).

Având ca bază aceste concluzii, am considerat utilă introducerea unui nou criteriu de evaluare, în funcție de duritatea maximă obținută în zona influențată termic a cusăturii sudate, determinat în urma cercetărilor proprii (§5.6 D).

Ca limite maxime admisibile ale durităților, în vederea evitării fisurării la rece, am acceptat valorile stabilite în diagramele regimurilor sigure de sudare corelate cu nivelul hidrogenului. Astfel am considerat că *structura nu este susceptibilă la fisurare* în cazul:

- unui nivel ridicat (H) al hidrogenului dacă duritatea în ZIT ≤ 350 [HV];
- unui nivel mediu (M) al hidrogenului dacă duritatea în ZIT ≤ 375 [HV];
- unui nivel scăzut (L) al hidrogenului dacă duritatea în ZIT ≤ 400 [HV];
- unui nivel foarte scăzut (VL) al hidrogenului dacă duritatea în ZIT ≤ 450 [HV].

În urma suprapunerii limitelor acceptate în vederea evitării fisurării pentru diferite nivele de hidrogen pe diagramele de variație a durităților determinate experimental și prin calcul, pentru oțelul A387 gr.11 (fig. 5.78) și oțelul tip T1 (fig. 5.79) s-a demonstrat veridicitatea criteriului.

Compararea (tabelul 5.37) concluziilor bazate pe probe tehnologice, pe indici de fisurare și pe criteriul estimativ propus, confirmă că acesta din urmă are cea mai bună corelare cu probele tehnologice.

Fiind cunoscute măsurile tehnologice necesare în vederea reducerii nivelului de hidrogen din cusătura sudată precum și cele în vederea reducerii durității, criteriul devine superior indicilor de fisurare și prin faptul că în urma informației obținute se pot stabili soluții pentru evitarea fisurării (reducerea durității, scăderea nivelului de hidrogen).

În aprecierea tendinței de fisurare la rece am inclus și modelele matematice și de regresie pentru:

- evidențierea structurii martensitice care, deși dificil de decelat experimental, poate fi determinată estimativ prin calcul;
- calculul nivelului de hidrogen;
- stabilirea efortului critic de rupere de la care apar fisurile.

Considerațiile cu privire la variația compoziției chimice de la oțel lichid la produs și impreciziile în determinarea acesteia demonstrează ineficiența utilizării unei determinări sau medii matematice a mai multor determinări la evaluarea tendinței de fisurare a oțelurilor prin modele de regresie și matematice.

Se poate obține o predicție mai apropiată de realitate prin introducerea în calcul a unui număr mare de combinații aleatoare a elementelor de aliere care să se încadreze între minimele și maximele determinate și prelucrarea statistică ulterioară a rezultatelor.

Soluția proprie de rezolvare a acestei probleme s-a concretizat prin utilizarea metodei Monte-Carlo la simularea compoziției chimice a unui oțel în limitele de definire.

6.1.3. Sistemul preexpert propriu pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor

Ideea de construcție a unui sistem de evaluare a tendinței de fisurare la sudare a pornit de la inexistența unui produs informatic românesc specializat pe această problematică.

Multitudinea, factorilor de influență în fenomenologia fisurării la sudare, numeroasele modele de regresie și matematice, exprimate funcție de compoziția chimică a materialelor, care definesc acești factori precum și considerațiile privitoare la necesitatea utilizării metodei Monte-Carlo, permit crearea unei imagini cu privire la volumul mare de calcul necesar pentru o predicție satisfăcătoare și a necesității implementării tehnicii de calcul.

Am ales mediul de programare Turbo Pascal care facilitează scrierea unor programe clare, ordonate, ușor de întreținut, depanat și modificat.

Construcția sistemului a necesitat realizarea unui mediu integrat pentru aplicații matematice și reprezentări grafice (§4.5.1), optimizarea generatorului de numere aleatoare necesar metodei Monte-Carlo și definirea domeniilor de valabilitate (tabelul 4.5).

Regulile introduse în program pentru evidențierea fenomenologiei fisurării sunt cele bazate pe influența elementelor de aliere asupra factorilor ce intervin la fisurare.

Gruparea lor a fost făcută ținând cont de mecanismul distinct de apariție a diferitelor categorii de fisuri.

Pentru a depăși nivelul unui simplu program de calcul am avut în vedere combinarea și înlănțuirea regulilor pentru a infera cunoștințe prin judecăți.

Inferențele au fost stabilite în cadrul grupelor, amploarea lor actuală fiind dependentă de nivelul de cunoaștere, din domeniu, acumulat până în prezent.

Astfel, se regăsesc pe lângă rezultatele calculelor aprecieri privitoare la :

- necesitatea controlului răcirii în cazul preîncălzirii;
- structura la solidificare;
- nivelul de hidrogen admisibil pentru a evita fisurarea;
- tendința de fisurare.

Au fost construite de asemenea curbe de variație pentru următoarele caracteristici :

- martensită funcție de timp de răcire de la 800 la 500 °C;
- efort de inițiere a fisurării funcție de conținut de martensită;
- histogramele frecvențelor relative ale indicilor de fisurare;
- duritate ZIT funcție de P_{cm} ;
- caracteristici mecanice și de rezistență ale ZIT funcție de timp de răcire de la 800 la 500 °C.

Pe grafice au fost prevăzute sisteme de baleiere care să permită citirea directă de pe alura curbei a perechilor de valori interdependente.

Acest fapt concurează la posibilitatea adoptării unor măsuri tehnologice în vederea modificării corespunzătoare a mărimilor de influență pentru evitarea fisurării.

Fiecare secțiune secvențială conține informații privitoare la relațiile utilizate în calcul cu referințele bibliografice aferente.

Structurarea după principiul de alcătuire a sistemelor expert (fig. 4.26) permite o continuă îmbunătățire a nivelului de cunoaștere în cadrul mediului realizat și o utilizare eficientă a acestuia. Se asigură cele trei moduri utilizator specifice, respectiv pentru utilizatori beneficiari, pentru utilizatori experți (instructori ai sistemului) și pentru utilizatori care se instruiesc (fig.4.25).

Sistemul conține un număr ridicat de reguli complexe cu posibilități de inferare asupra propriilor operații.

6.2. Contribuții originale

Contribuțiile originale, teoretice și practice sintetizate în cele ce urmează, se materializează prin:

- Sinteza încercărilor, modelelor de regresie și modelelor matematice pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor concepute până în prezent pe plan mondial.

- Adaptarea mașinii de fisurare la cald SFC - ISIM pentru încercări de fisurare la rece prin metoda implanturilor.

Se obține avantajul utilizării pe lângă cele trei metode standardizate pentru determinarea fisurării la rece, a unei metode suplimentare care crează în plus, față de acestea, posibilitatea determinării diagramelor de transformare la răcire continuă la sudarea oțelurilor.

- Elaborarea unor relații proprii pentru calculul temperaturii de preîncălzire, pentru evitarea fisurării la rece, funcție de grosimea componentelor δ și carbonul echivalent CEN cu un domeniu larg de aplicabilitate.

Relațiile înglobează influența hidrogenului printr-un factor de corecție ΔCEN calculat pe baza nivelului de hidrogen determinat. Prin nivelul lor de precizie au o importanță deosebită în cazul oțelurilor de granulație fină la care aportul de căldură trebuie limitat.

- Definierea în sens probabilistic a indicilor de fisurare pentru utilizarea lor în simulare, generând posibilitatea urmăririi frecvenței de apariție a fisurării pentru un tip de oțel.

- Stabilirea unui criteriu propriu de evaluare a tendinței de fisurare la rece la sudarea oțelurilor în baza durității maxime admisibile în ZIT pentru un anumit nivel de hidrogen, obținându-se o corelare a acestuia cu probele tehnologice superioare celei prin evaluări cu carboni echivalenți.

- Ierarhizarea sensibilității testelor de susceptibilitate la fisurare la rece la sudarea oțelurilor prin încercări de duritate în ZIT-ul probelor.

- Realizarea unor lanțuri de legături cauzale a mărimilor de influență pentru fisurarea la sudare a oțelurilor, cu precădere pentru fisurarea la rece permițându-se astfel evaluarea în urma unor judecăți prin inferarea cunoștințelor.

- Construcția unui mediu integrat propriu pentru aplicații matematice și reprezentări grafice în mediul de programare Turbo - Pascal, specializat în metode numerice și calcule statistice cu posibilități de completări și îmbunătățiri funcție de necesități.

- Construcția unui sistem preexpert propriu pentru evaluarea tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor prin simulare compozițională a materialului de bază după caracteristicile sistemelor expert (flexibilitatea la actualizarea unor proceduri existente și adăugarea de noi proceduri fără a rescrie sau actualiza celelalte programe care alcătuiesc sistemul) în condițiile inexistenței unui asemenea produs românesc la ora actuală.

- Eliminarea inexactităților de calcul, datorate impreciziilor în determinarea compoziției chimice prin simulare compozițională de tip Monte - Carlo utilizând generatorul de numere aleatoare Pascal adaptat și optimizat în concepție proprie.

- Se crează posibilitatea previzionării comportării la sudare a unor oțeluri noi sau ipotetice, sub aspectul materialului de bază, din punct de vedere al tendinței la fisurare precum și a influenței modificărilor conținutului în elemente de aliere.

- Se crează posibilitatea întocmirii unei baze de date privind tendința de fisurare la sudare a oțelurilor cu accesibilitate facilă și imediată.

- Se crează posibilitatea obținerii rapide prin tipărire la imprimantă a unor fișe complete cu estimatorii tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor, valorile acestora și interpretarea lor.

Bibliografie

1. Alvantra N.G., Rogerson J.H.: *Welding Journal*, Vol. 63, april 1984, pag.116-s - 122-s
2. Andone I.: "Intelligență artificială și sisteme expert"; Editura MOLDOVA, Iași 1993
3. Andrews K.W.: "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures"; *J.Iron Steel Inst.* 203, 1965, July, p.721-727
4. Armstrong T.N., Wainer W.L.: "Effect of preheating and preheating on toughness of weld metal"; *Welding Journal*, ian.1958 pag.273
5. Aurignac R., Engel P., Ferry D.: " Etude du roulage general d'une exploitation miniere par simulation sur ordinateur"; *Revue de l'Industrie Minerale* 50 1968
6. Bailey N., Jones S.B.: "Solidification cracking of ferritic steels during submerged arc welding"; *The Welding Inst. Cambridge*, 1977
7. Baker R.G., Newmann R.: "Cracking in welds"; *Metal Construction*, vol.1, nr.2, 1969, p.1-4
8. Beanchum H.H., Yohusm H., Stout R.D.: "Hydrogen and delayed cracking in steel weldments" *Welding Journal* april 1961 pag.155s
9. Bechert M.,sa: "Thermal cycles in single and multi-wire fusion welding"; *Doc.IIS IX* 1252-1982
10. Beckert N., Holz R.: *Schweisstechnik* 23, 1973, (8), p.344
11. Berr Y.T., Allan R.C.: "A study of cracking in low-alloy steel welded joints(imp!)"; *Welding Journal* mars 1960 pag.105s
12. Blondeau R., Boullisset R.: "Etude de la diferents aspects du traitement de detensionnement dans la construction des appareils a pression"; *Revue de metallurgie* 77, nr. 1, 1980, p.61-81
13. Bohme D., Heuser H.: "Einfluß der Schweißparameter auf die Erstörungsviðneigung von unlegierton Unterpulverschweißgut"; *Schweißen und Schneiden* vol.36, nr.3, p.109-112,1984
14. Boniszewski T.,Watkinson ,Baker R.G.: "Hydrogen embrittlement and heat-affected zone cracking in low carbon alloy steels"; *B.W.J.* ian.1965 pag.14
15. Boniszewski T.: "C.T.S. weldability test of 1/2 Mo-C experimental steels"; *B.W.J.* dec.1965 pag.593
16. Bonnet A., Haton J.P.: "Systeme Experts: vers la matrise technique"; *Inter-Editions Paris* 1988
17. Bragard A.,Defourn J.,Marquet F.: "Determination of the welding conditions to avoid cold cracking"; *Doc.IIS IX* 1334 - 1984
18. Brain A.G.,Salter G.R.: "The hydrogen content of CO₂ weld metal"; *B.W.J.* jan.1962 pag.36
19. Buchmayr B.: "Computer in der Werkstoff-und schweisstechnik"; *Fachbuchreihe Schweisstechnik* Band 112 - oct. 1991
20. Cadmon R.: "Brittle fracture in failed ammonia plant"; *Metal Construction*, vol.1, p.126, 1969
- 21.Chan Ch.W., Tontiwachwunthikul P.: "Expert System for Solvent Selection of CO₂ Separation Process, in *Expert Systems with Applications International Journal*, Pergamon Press, Anglia, vol.8, nr.1, 1996
22. Chew L.M.L., Chew L.T.: "An object Oriented Knowledge Base for Multiple Domain Expert Systems in *Expert Systems with Applications*", Pergamon Press, Washington, SUA, 1995
23. Chien Chi-Hui,Chien Horn-Jyh,Chiou Jii-Tay: "Numerical evaluation of stress intensity factors at crack tips in weldments"; *T.J.W.S.* april.1990 vol.21 nr.1 pag.31
24. Cioclov D.: "Mecanica ruperii materialelor"; Ed. Academiei 1977
- 25.Cioclov D., Bozu D.: "Tendința de fisurare la construcțiile sudate"; *Conferința CAER, Kiev*, martie 1978
- 26.Cioclov D.: "Compararea metodelor de evaluare a tendinței de fisurare la construcțiile sudate de la caentalele nuclearo-electrice. Partea I. Fisurarea la reîncălzire. ISIM Timișoara, februarie 1978

27. Constant A., Murr G.: "Contribution a l'etude des transformations rapides en relation avec les problemes de soudage des aciers. Dispositifs d'essai"; STC 11/12 1963 pag.405
28. Debray W.: "Reheat cracking in low alloy steels"; Metal Construction, vol.8, nr.2, p.74-77, 1976
29. Degarns E.P.: "A theory for preheating of plain, low-carbon steels"; Welding Journal march.1958 pag.3s
30. Dehelean D., Fanu C.: "Comportarea la sudare a metrialului de bază, oțel echivalent cu T1" ; ISIM Timișoara Contract Nr. 837/80-81
31. Demidovitch B., Mason I.: "Elements de calcul numerique"; Moscou 1973
32. Dixon B.F, Philips I.: "Cracking in the Transvarestraint test. Part.I, Part.II"; Metal construction vol.16, nr.2, p.86-90, 1984, vol.16, nr.3, p.154-160, 1984
33. Doty W.D.: "Welding of Q.T. steels"; Welding Journal july.1965 pag.289s
34. Duren C.: "Equations for the prediction of cold cracking resistance in field-welding large-diameter pipes"; Doc.IIS IX 1356-1985
35. Duren C., Schonherr W.: "Verhalten von Metallen beim Schweißen, Teil 1: Leitfaden zur Metallurgie des Schweißens und zur Schweißseignung niedriggekoelter, mikrolegierter, warmgewalzter Stähle"; DVS Berichte bd.85, 1988, p.1-24
36. L'Ecuyer P., Blouin F.: "Generalized linear congruential generators Rapport de recherche"; DIUL-RR-8814, Univ. Laval, Quebec, 1988
37. Eichenauer J., Lehn J.: "A non-linear congruential pseudo random number generator"; Statist Papers 27, 1986
38. Eichenauer J., Lehn J., Topuzoglu A.: "A non-linear congruential pseudorandom number generator with power of two modulus"; Math. Computat 51, 1988
39. Eichenauer-Herrmann J., Niederreiter H.: "On the statistical independence of nonlinear congruential pseudorandom numbers"; Darmstadt, preprint 1475, iunie 1992
40. Eichenauer-Herrmann J.: "Equidistribution properties of nonlinear congruential pseudorandom numbers"; Darmstadt, preprint 1515, noiembrie 1992
41. Eichenauer-Herrmann J.: "Improved lower bounds for the discrepancy of inversive congruential pseudorandom numbers"; Darmstadt, preprint 1522, decembrie 1992
42. Eichenauer-Herrmann J.: "Explicit inversive congruential pseudorandom numbers: the compound approach"; Darmstadt, preprint 1538, februarie 1993
43. Eichenauer-Herrmann J.: "Compound nonlinear congruential pseudorandom numbers"; Darmstadt, preprint 1550, martie 1993
44. Eichenauer-Herrmann J., Niederreiter H.: "Kloosterman-type sums and the discrepancy of nonoverlapping pairs of inversive congruential pseudorandom numbers"; Darmstadt, preprint 1545, martie 1993
45. Ermakov S. M.: "Metoda Monte-Carlo și probleme înrudite"; Editura Tehnică București 1976
46. Feigenbaum E.: "The Fifth Generation" Addison-Wesley Pub. Co., 1983
47. Frank G.: "Basic-Programme zur Berechnung von Schweißdaten"; Fachbuchreihe Schweisstechnik, Bd.87, DVS-Verlag Dusseldorf 1988, Kap.2,3
48. Fuji Akiyoshi, Kudo Etmo, Takahashi Tomayuki: "Tensile characteristics of band of stainless steel overlay weld after absorption of hydrogen"; T.J.W.S. april.1987 vol.18 nr.1 pag.19
49. Fukada Yasuto, Komizo Yu-ichi: "Study on critical CTOD property in heat affected zone of C-Mn microalloyed steel"; T.J.W.S. oct.1992 vol.23 nr.2 pag.3
50. Fukuda Shuichi: "An application of fault free analysis to weld cracking"; T.J.W.S.april.1980 vol.11 nr.1 pag.57
51. Fukuda Shuichi, Maeda Akihiko: "Development of an expert sistem for welding design support on attempt"; J.W.R.I. july.1985 vol.14 nr.1 pag.171
52. Georgescu I.: "Elemente de inteligență artificială"; Editura Academici, București 1985
53. Gerbeau H.: "Observations en reflexions concernant le soudage"; S.T.C. 5/6 1964 pag.193

54. Glossop B.A.: "Reheat Cracking in Cr-Mo-V steel weldment"; Metal Construction vol.1, p.68, 1969
55. Gooch T.G., Honeycombe I.: "Welding variables and microfissuring in austenitic stainless steel. Wed Imperfection"; Welding Journal, 59, nr.8, 1980, p.233s-241s
56. Granjon H.: "La metallurgie du soudage"; STC 3/4 1959 pag.85
57. Granjon H.: "Etudes sur la fissuration et la transformation des aciers au cours du soudage"; STC 7/8 1960 pag.245
58. Granjon H.: "Compte rendu sur la pratique de l'essai de severite thermique(essai CTS) dans plusieurs laboratoires"; Doc.IIS IX 291-1961; STC 9/10 1960 pag.355
59. Granjon H.: "Informations sur les essais de fissuration"; Doc. IIS - X - 93 - 1962
60. Granjon H.: "Trempe et fissuration dans le soudage des aciers"; STC 9/10 1963 pag.357
61. Granjon H.: "Information sur les essais de fissuration"; Doc.IIS IX 290-1961; STC 7/8 1963, pag.290
62. Granjon H.: "Note sur l'utilisation de la microfractographie electronique pour l'etude des fissures a froid des soudures sur acier"; S.T.C. 3/4 1965 pag.134
63. Grariele : "A schort rewiw of weld metal hydrogen cracking"; Doc.IIS IX 1374 - 1985
64. Graville B.: "An update of the state of the art of weld metal hydrogen cracking"; Doc.IIS IX 1686-1992
65. Grnino A., Kern: " Simularea și măsurarea aleatoare"; Editura Tehnică București 1969
66. Grotke G.E.: "Weldability and head affected-zone toughness of HX 150 steel"; Welding Journal june.1964 pag.276s
67. Gunmert R.: "Cracks in the root of multi-pass arc welds caused by residual stresses"; Doc.IIS X-245-1960
68. Haber S.: " Numerical evaluation of multiple integrals"; SIAM. rev.12 1970
69. Halton J. H.: " A retrospective and prospective survey of the Monte-Carlo method"; SIAM rev.12 1970
70. Hammersley J. M., Handscomb D.C.: " Les methodes de Monte-Carlo"; Dunod, Paris 1967
71. Hart P.H.M.: "The influence of steel cleanlines in HAZ hydrogen cracking the prezent position"; Doc.IIS IX 1308-1984
72. Hart P.H.M., Harrison P.L.: "Compositional Parameters for HAZ Cracking and Hardening in Steels"; Welding Journal, oc.1987, p.310s-322s
73. Hofmann W.,Rawls W.: "Some new aspects concerning the hydrogen embrittlement of weld steel"; Doc.IIS IX 319-1962
74. Hofmann W.,Pauls W.: "Ductility of steel under the influence of external high pressure H₂"; Welding Journal may.1965 pag.225s
75. Homna H., Mori N.: "A mechanism of high temperature cracking in steel weld metals"; Welding Journal, 58, nr.9, 1979, p.277s-282s
76. Horya T., Takeda T.: Tesu-to-Hagane, Vol.68; 1982, nr.5, p.458s
77. Hougardy O.G.: In Werkstoffkunde Stahl Band I, 1984, p.229
78. Hrinvale J.: "Weldability study of laboratory low-carbon steels, dispersion hardened by globular oxides"; Doc.IIS IX 1345-1985
79. Hrivnak I.: "Precipitation processes in weld joints and their effect en mechanical properties of steels"; Doc. IIS - IX. 884 - 1974
80. Inagaki M.,Nakamura H.,Suzuki N.: "Effect of microstructure on root cracking in high strength steel welds and behavior of hydrogen"; Doc.IIS IX 439-65; Doc.IIS IX 331-65
81. Inagaki M.: "Standard for weldable high strenght steel plates and weld cracking material parameter Pcm"; IIW-Doc.IX-1412-1986
82. Ito Y.,Bessyo K.: "Weldability Formula of High Strenght Steels related to Heat-Affected -Zone"; Trans.Inst.Weld 3, 1940, p.203-214
83. Ito Y., Bessyo K.: "Cracking parameter of high strength steel related to heat affected zone cracking"; J of JWES 38, 1969, nr.10, p.1134-1144

84. Ito Y., Nakaianishi M.: "Study on Stress Relief Cracking in Welded Low Alloy Steels"; Sumitomo Search nr.7, 1972, Doc. IIW X-668-1972
85. James F.: " A review of pseudo random number generators"; Comp. Physics Comm. 60, 1990
86. Jones M., Marchall J.D.: "Welding feasibility study of a thick walled, carbon steel presure vessel"; B.W.J. april 1962 pag.180
87. Jones M.,...: "Fabrication of heat exchanger shells for bradwell unclean power station"; B.W.J. april 1962 pag.199
88. Karppi Risto A.J., Toyoda Masao, Nohara Kazuhiro: "Mechanical controlling factor of weld hydrogen cracking"; T.J.W.S. oct.1981 vol.12 nr.2 pag.14
89. Karppi Risto A.J.: "Note on standardisation of implant test"; Doc.IIS IX 1256-1983
90. Karppi Risto A.J., Nevasmaa Pekka: "Contribution to comparison of methods for determining welding procedures for the avoidance of hydrogen cracking"; Doc.IIS IX 1673-1992
91. Kihara H., Suzuki H., Nakamura N.: "Weld cracking testt of high strenght steels and electrodes"; Doc.IIS IX 284-1961
92. Kihara H., Inagaki M.: "The idea of the HD steels in Japan. Tentative specification for high strenght steel plates for high pressure vessels and other welded structures"; Doc.IIS IX 415-1964
93. Kihara H.: "Fissures dues au soudage et tenacite sous entaille de la zone termiquement affecte des aciers a haute rezistance"; Soudages Technique Connexes, vol.23, nr.1/1, 1969, p.41-66
94. Klug P.: "Beitrag zur quantitativen Beurteilung aus den Ergebnisen der Heiiprufung mit dem PVR-Test"; Schweitechnik vol.35 nr.3, p.39-46,1981
95. Knuth D. E.: "The art of the computer programming"; vol.2 2nd ed. reading Addison-Wesley 1981
96. Kottcamp E.H., Canonica D.A., Stout: "Prediction of the properties of heavy section presure vessels steels from end-quench tests"; Welding Journal aug.1962 pag.350s
97. Kschwendt H.: " Convergence limits in the Monte-Carlo theory of integral equations"; Number Math. 11 1968
98. Kujanpaa V.P.: "Effect of steel type and impurities in solidification cracking of austenitic stainless steel Welds"; Metal Construction, vol.17, nr.1, 1985, p.2-8
99. Leclerc F.: "Caracteristiques des aciers A52 utilises dans la construction des Ponts-Routes soudes"; STC 3/4 1963 pag.85
100. Lent D.H., Masetti F.: "Report on collaborative program on hot cracking tests"; Doc. IIS/IIW -III-752-1975
101. Leon Y., Gread M.C.: "Preheating and postheating for field erection of mild-steel pressurr vessels"; Welding Journal sept.1958 pag.445s
102. Leymonie C., Bouverot R.: "Contributions a l'etude des traitements thermique apres soudage d'aciers faiblement allies"; Soud. Tec. Conn., vol.24, nr.1/2, p.25-40, 1970
103. Maeda T., Yada T.: "Investigation on the shrinkage due to multiple spot heating"; Doc.IIS IX 268-1961
104. Masubuchi K.: "Calcul at mesure des contraintes residuelles dues at chauffage localise"; STC 3/4 1963 pag.127
105. De Matteis A., Pagnutti S.: "Parallelization of random number generators and long-range correlations Number"; Math 53 1988
106. De Matteis A., Pagnutti S.: "Long-range correlations in linear and non-linear random number generators"; Parallel Comput. 14(2) 1990
107. Matsuda F.: J of JWS 44, 1975, nr.7, p.546
108. Matsuda F., Nakagowa K.: "The VDR cracking test for solidification crack susceptibility on weld metals and its application to aluminium alloys"; Transactions of the Japan Welding Recherche Industries, vol.8, nr.1, 1979, p.85-97

109. Matsuda F., Nakagawa S., Katayama S.: "Weld metal cracking and improvement of 25% Cr - 20% Ni (AISI) fully austenitic stainless steel"; Transactions of the Japan Welding Society, vol.13, nr.2, 1982, p.41-58
110. Matsuda F., Nakagawa H., Tsuruta S.: "Hydrogen-induced cracking(HIC) for electron-bead weldments of high tension constructional steels"; J.W.R.I. dec.1984 vol.13 nr.2, pag. 175
111. Matsuda F., Nakagawa H., Katayama S.: "Effect of Alloying Elements on Solidification Crack Resistance of Austenitic stainless steel Weld Metals"; Doc. IIS - IX - 1315 - 1984
112. Matsuda Fukuhisa, Nakagawa Hiroji, Shinozaki Keuji, Matsumoto Takeshi: "Effect of oxygen content on cold cracking susceptibility in weld metal of high strength steel"; J.W.R.I. aug.1985 vol.14 nr.2 pag.135
113. Matsuda Fukuhira, Nakagawa Hiroji, Park Hwa Soan, Murakawa Tashihiro, Yamaguchi Michio: "Weld cold cracking in HAZ of engineering carbon and low alloy steel(Report I)-behavior of cracking in the RRC test of SNC 439 and SK 5"; J.W.R.I. 1986 vol.15 nr.2 pag.135
114. Matsuda Fukuhira, Nakagawa Hiroji, Park Hwa Soan: "Weld cold cracking in HAZ of engineering carbon and low alloy steel(Report II). Applicability of simulation test for cold cracking of quenching crack type"; J.W.R.I. 1986 vol.15 nr.2 pag.143
115. Matsuda Fukuhisa, Nakagawa Hiroji, Park Hwa Soon: "Weld cold cracking in HAZ of engineering carbon and low alloy steel(Report IV). Susceptibility and crack free condition to quenching crack type cold cracking under various cooling conditions"; J.W.R.I. dec.1988 vol.17 nr.2 pag.119
116. Matsumoto T., sa: "Prevention of multi-pass weld cracking in pressure vessel using a low carbon 1 1/4Cr-1/4Mo steel"; Doc.IIS IX 1278-1983
117. Maurin J.: "Densite de repartition de la convection d'une fonction aleatoire ou pseudo-fonction aleatoire en escalier"; C.R. Ac. Sc. Paris 270 1970
118. Maurin J.: "Simulation de fonction aleatoires a fonction de correlation temporelle donnee"; C.R. Ac. Sc. Paris 278 1974
119. Maurin J.: "Simulation deterministe du hazard"; Masson Cie Editeurs, Paris 1975
120. Mc Keown D.: "Reheat Cracking in High Nickel Alloy Heat Affected Zones"; Welding Journal, vol.50(5), 1971, p.201s-207s
121. Mc Keown P.J.: "Versatile weld metal cracking tests "; Metal Construction vol.2, nr.8, p.351-352; 1979
122. De Mester B.: "Note on the carbon equivalent"; Doc.IIS IX 1573-1989
123. Micloși V., Scorobățiu L., Jora M., Miloș L.: "Bazele proceselor de sudare" Editura Didactică și Pedagogică, București 1982
124. Mihoc G., Craiu V.: "Tratat de statistică matematică vol. I Selecție și estimatie"; Editura Academiei București 1976
125. Mihoc G., Craiu V.: "Tratat de statistică matematică vol.II Verificarea ipotezelor"; Editura Academiei 1977
126. Mishler H.V., Sopher R.P., Riepel P.J.: "Development of filler wires for welding SA 4130, 4140 and 4340 Steels"; Welding Journal febr.1958 pag.41s
127. Mocanu D.R.: "Îmbunătățirea calității construcțiilor sudate. Aspecte ale sensibilității la fisurare a oțelurilor"; Revista căilor ferate române, 11, nr.2, 1972, p.57-62
128. Moneyron M., Seferian: "Contribution a l'etude de l'influence de l'hydrogene sur la resilience du metal depose en soudage electrique a l'arc, avec electrodes enrobes"; STC 9/10 1957 pag.277
129. Morariu St.: "Transformări în îmbinările sudate ale oțelurilor"; Editura Facla Timișoara, 1984
130. Morishige Norio, Kume Ryoichi, Okabayashi Hisaki: "Influence of low-temperature hydrogen degassing on hydrogen-induced disbonding of cladding"; T.J.W.S.april.1985 vol.16 nr.1 pag.12

131. Mullery F., Codman R.L.: "Cracking of welded joints in ferritic heat-resisting steels"; *British Welding Journal*, vol.9, april.1962, pag.212
132. Naiki T., Okabayashi H.: "Stress-Relief Cracking in Heat-Affected-Zone (Report 3)"; *J.Japan Weld. Soc.* 39, 1970, p.1059-1066
133. Nakagawa N.: "Efectul sulfului la fisurarea la solidificare a metalului cusăturii oțelurilor"; *Transactions of the Japan Welding Society*, vol.5, nr.2, 1974, p.85-88
134. Nakamura H.: *First ICF - Conf.*, Vol.2; Sendai 1965, p.863
135. Nakamura H., s.a.: *Doc. IIS/IIW -IX-684 1969*, *Doc. IIS/IIW -531 1969*
136. Nakayama H.: "A study of prevention of weld cracking"; *Doc. IIS/IIW -IX-787*, 1972
137. Neumann V., Florian W.: "The hydrogen influenced cold cracking tendency of low alloyed high strength steels-evaluated by the implant test"; *Doc. IIS IX 1244-1982*
138. Niederreiter H.: "Lower bounds for the discrepancy of inversive congruential pseudorandom numbers"; *Math. Comp.* 55, 1990
139. Niederreiter H.: "Recent trends in random number and random vector generation"; *Ann. Operations Res.* 31, 1991
140. Niederreiter H.: "Nonlinear methods for pseudorandom number and vector generation"; *Methods in Simulation and Stochastic optimization*, 1991
141. Nose I., Katsube C.: "The effect of chemical composition on stress relief cracking in HT-80 Steels"; *Doc. IIS/IIW -X-617*, 1971
142. Paraschiv E.: "Cercetări privind sudabilitatea materialelor noi și a informatizării tehnicii îmbinării materialelor prin sudare"; *Isim Timișoara*, Contract 636C/20/1992
143. Pavaskar V., Kirkaldy J.S.: "Assessing cold-cracking susceptibility in low-alloy steel welds"; *Scand. J. Metallurgy* 11, 1982, p.256-262
144. Pense A.W.: "Stress Relief Cracking in Pressure Vessel Steels"; *Welding Journal*, vol. 50(8), p.374, 1971
145. Petrov G.L.: "Procesele de distribuire a hidrogenului în îmbinările sudate ale oțelurilor carbon și ale celor slab aliate"; *S.P.* 10 1964 pag.1-6
146. Poteat L., Warner W.: "The cruciform test for plate-cracking susceptibility"; *Welding Journal* febr.1960 pag.70s
147. Poteat L., Jones W.: "Circular-patch test for evaluating crack susceptibility"; *Welding Journal* aout 1960 pag.357s
148. Prak S., Miller K.: "Random number generators: good ones are to find"; *Comm. ACM* 31, 1988
149. Purcaru G., Zorilescu D.: "A magnitude - Frequency Relation for the Lognormal distribution"; *PAGEOPH* 87 1971
150. Reeve L.: "Weldability of notch-ductile steels DWRA"; *Welding Journal* febr.1958 pag.74s
151. Ripley B. D.: "The lattice structure of pseudorandom number generator" *Proc. R. Soc. Lond.* 1983
152. Rousseau P.: "Influence de la composition chimique et en particulier de la teneur en carbone sur la soudabilite"; *STC* 5/6 1960 pag.192
153. Ruge J.L., Gnirss G.: "Untersuchung des mechanischen Ergenehaften in der Warmbeeinflussten. Zone Scheiβverbindungen an Sytetischen aus hochfesten Baustahl"; *Schweißen und Schneiden*, vol.23, nr.7, p.255-258, 1971
154. Ruge J.L.: "Investigation of the relation brittleness of low-alloy fine grained steel by simulation the HAZ"; *Do. IIS/IIW -X 705*, 1973
155. Rykalin N.N., Chorchorov: "Particularites de la transformation de l'austenite et de la formation de fissures "froides" lors du soudage par fusion"; *STC* 9/10 1960 pag.335
156. Safta V.: "Controlul îmbinărilor și produselor sudate"; *Editura Facla Timișoara* 1986
157. Săcuiu I., Zorilescu D.: "Numere aleatoare - aplicații în economie, industrie și studiul fenomenelor naturale"; *Editura Academiei, București* 1978

158. Sălăgean T., Morariu St., Subu T.: "Fisurarea la detensionare a structurilor sudate din oțel"; Revista Construcțiilor de mașini, vol.24, nr.9, 1972, p.503-507
159. Schmidtman E., Homberg G.: "Einfluß der chemischen. Zusammensetzung und der schweißparameter auf die Erstarungprißneigung von vollaustenitischen Unterpulverschweißgut"; Schweißen und Schneiden, vol. 28, nr.12, 1976
160. Schuller H.I., Lorent P.: "Beurteilung von im Betrieb nachgewiesenen Rissen in Schweissnacht- bereich"; Teil 1; Praktische metallographie, 18, nr. 7, 1981, p.313-326
161. Seckhignchi H., Kobayashi T.: "Fissuration due au soudage dans la zone de transformation des aciers allies trempant a l'air"; STC 11/12 1957 pag.397
162. Seckhignchi H., Masumoto T.: "Low crack sensibility of steel joint by CO₂ -O₂ arc welding"; Welding Journal July.1958 pag.326s
163. Senda T., Matsuda F.: "Fundamental Investigation on solidification Crack susceptibility for weld Metals with Trans-Varestraint Test"; Transactions of the Japan Welding Society, vol.2, nr.2, 1971, p.45-50
164. Seyffarth P., Kuscher G.: "Atlas Schweiss-ZTU-Schaubilder"; Fachbuchreihe Schweissttechnik, DVS-Verlag Dusseldorf, 1982
165. Shimomura Hagai, Sinoda Takeshi, Hoshino Katsmei: "Analytical study on hydrogen induced cracking in HT-steel welds"; T.J.W.S. Oct.1990 vol.21 nr.2 pag.44
166. Shinoda Takeshi, Hoshino Katsuei, Yamashita Ryonichi: "Effect of rolling direction on hydrogen induced crack propagation behavior in AT-80 welds"; T.J.W.S. Oct.1989 vol.20 nr.2 pag.56
167. Silvestein S.M., Sopher R.P., Rieppel R.J.: "Filler wire for welding army ordonance armer"; Welding Journal May 1959 pag.232s
168. Sobol I. M.: "The Monte-Carlo method"; Mir Publishers Moscow 1975
169. Sopher R.P.: "Effects of chemical composition on cracking rezistance of high-strenght-steel weld metals"; Welding Journal Nov.1958 pag.481s
170. Spanraft M.J.: "Weldability - vision in research"; Doc. IIS - IX - 800 - 1972
171. Steiner C.J.P., s.a.: "The Creep Rupture Properties of Presure Vessel Steels -part III"; Welding Journal, vol.47, 1969, p.145s-150s
172. Steven W., Haynes A.G.: "The temperature of formation of martensite and bainite in low-alloy steels"; J.Iron Steel Inst.183, 1956, p.349
173. Stout R.D.: "Delayed cracking in steel weldments"; Welding Journal April.1964 pag.145s
174. Suga Yasuo: "Study on mecanism of blawhole formation by hydrogen"; T.J.W.S. April.1987 vol.18 nr.1 pag.61
175. Sutherland J.D.: "Effect of a joint gaz on cracking in high tensile C-Mn steel"; B.W.J. March 1963 pag.71
176. Suzuki N., Inagaki M., Nakamura N.: "Effects of restraining force on root cracking of high strenght steel welds"; Doc.IIS IX 371-1963
177. Suzuki H., Inagaki M., Nakamura H.: "Effects of restraint and hydrogen on root cracking of high strenght steel welds"; Doc.IIS IX 408-1964
178. Suzuki Haruyoshi, Yurioka Nobutaka, Kobaishi Hideki: "A new cracking parameter for weld steels considering local acumulation of hydrogen"; T.J.W.S. April.1982 vol.13 nr.1 pag.3
179. Suzuki H.: "Root cracking and maximum hardnes in high-strenght steel welds"; Doc.IIS IX 1280-1983
180. Suzuki H.: "Comparison of carbon equivalents for steel weldability"; Doc.IIS IX 1306-1984
181. Suzuki H.: "Revised cold cracking parameter P_{HA} and its applications"; Doc.IIS IX 1311-1984
182. Suzuki H., Okumura M., Namura M.: "Comparison between implant test and fis-y (Tekken)test"; Doc.IIS IX 1312 - 1984
183. Suzuki H.: "A new formula for estimating HAZ maxim hardness in welded steel"; Doc.IIS IX 1351-1985

184. Suzuki H.,Yurioka N.: "Weldability of line-pipe steels and prevention of cracking in field welding"; Metal construction vol.19 nr.4 pag.217R-223R 1988
185. Suzuki Haruyoshi: "Estimation of preheat temperature for pipeline welding based on small size cracking tests"; Doc.IIS IX 1704-1993
186. Terasaki T.,Akiyama T.,Serino M.: "Chemical Compositions and Welding Procedure to Avoid Cold Cracking"; Proc. Int.Conf. Joining of Metals april 15-18 1984 Danemark
187. Terasaki T.,Hall G.T.,Harrison P.L.: "Predictive equation for cooling time $t_{4,5}$ of CTS test welds"; T.J.W.S. oct.1990 vol.21 nr.2 pag.51
188. Terasaki T.,Hall G.T.: "Colling time and predictive equation for estimating hydrogen diffusion in CTS test welds"; T.J.W.S. april.1991 vol.22 nr.1 pag.52
189. Thorveycraft D.R.: "Construational steels in the dissimilar-metal joint"; B.W.J. martie 1965 pag.102
190. Torod T.E.,Stout R.D.: "Relation on dilatometric characteristics of steels to delayed cracking in welds"; Welding Journal dec.1965 pag.529s
191. Ueda Yukio,Muramatsu Yoshiki: "Dynamical characteristics of TRC test and RRC test"; J.W.R.I. july.1985 vol.14 nr.1 pag.163
192. Ueda Yukio,Nacacho Keiji: "Distributions of welding residual stresses in various welded joints of thick plates"; J.W.R.I. iulie.1986 vol.15 nr.1 pag.113
193. Ujiiie A., Sato S.: "Characteristic corelation diagram beheeven ΔG , value and weld heat imput on susceptibility to reheate cracking of Mn - Mo Steels"; Doc. IIS/IIW -IX-1955, 1976
194. Văduva I.: "Modele de simulare cu calculatorul"; Ed. Tehnică 1977
- 195.Vodă M.: "Factorul operator la sudarea cu arcul electric"; Vol.Ses de com.IPT 1983
196. Sălăgean T.,Burcă M, Vodă M.: "Folosirea in tehnologia sudării a Carbonului echivalent al oțelurilor"; SID 61, 1985, p.37-47
- 197.Sălăgean Tr., Vodă M.: "Aspecte economice ale tehnologiei sudării" SID nr. 65/1986
- 198.Sălăgean Tr.Mălai D.,Vodă M.: "Aplicații ale statisticii în domeniul construcțiilor de mașini"; O.I.D.I.C.M. - București 1987
199. Sălăgean T., Mălai D., Vodă M.: "Optimizarea sudării cu arcul electric", Editura Tehnică, București 1988
200. Sălăgean Tr.,Mitelea I.,Vodă M.: "Comportarea la sudare a oțelurilor inoxidabile feritice cu Cr și având sub 0.5%C"; SID nr.104/1990
- 201.Dolga L.,Vodă M.: "Grafică asistată de calculator cu aplicații în desenul tehnic" Editura MICROSOFT 1994
- 202.Dolga L., Vodă M.: "Grafică asistată de calculator"; Lito U.P.T. 1995
- 203.Vodă M.,Paraschiv E.: "Cercetări privind fisurarea la rece a oțelurilor termorezistente aliate" ; ISIM Timișoara, Contract MCT Nr. 242/B/B18.1/1995
- 204.Paraschiv E., Vodă M.: "Experimentări de sudare pe probe tehnologice pentru oțelul A 387 gr.11" ; ISIM Timișoara, Contract MCT Nr. 242/B18/B18.2/1995
- 205.Ciocârlie H., Vodă M.: "Probleme de metode numerice, calcul statistic și grafică realizate în mediul de programare TurboPASCAL"; Buletinul celei de a V-a sesiune de comunicări științifice a cadrelor didactice, Constanța, mai 1995
206. Ciocârlie H., Vodă M.: "Implementarea UNITurilor pentru calculul numeric și statistic în mediul de programare PASCAL"; Vol. publicat la Sesiunea aniversară de comunicări Hunedoara - oct.1995
- 207.Vodă M.: "Sistem de estimare a tendinței de fisurare la sudare a oțelurilor, bazat pe simulare compozițională"; Buletinul celei de a V-a sesiune de comunicări științifice a cadrelor didactice, Constanța, mai 1995
- 208.Vodă M., Ciocârlie H.: "Estimarea susceptibilității de fisurare prin program de simulare"; Vol. publicat la Sesiunea aniversară de comunicări Hunedoara - oct.1995
- 209.Paraschiv E., Vodă M.,Fanu C.: "Întocmirea documentației de execuție a instalației pentru testarea susceptibilității la fisurare la rece prin metoda implanturilor"; ISIM Timișoara, Contract MCT Nr. 17/A2/1996

210. Vodă M.: "Utilizarea graficii Turbo-PASCAL în aplicațiile de proiectare asistată"
Al V-lea simpozion GDDDG iunie 1996
211. Vodă M., Paraschiv E.: "Noi formule pentru determinarea temperaturii de preîncălzire" Revista Sudura nr.3/97
212. Watanabe M., Satof K., Matono S.: "Effect of restraint on root cracking of steel welds";
Doc.IIS IX 333-1964; Doc.IIS IX 409-1964
213. Watanabe Takenhiko: "Relation of thermal cycle for simulation to hydrogen cold cracking susceptibility and direct observation of cracking"; T.J.W.S. april.1988 vol.19 nr.1 pag.28
214. Watkinson F., Baker R.G., Tremlett H.F.: "Hydrogen embrittlement in relation to the heat-affected zone microstructure of steels"; B.W.J.feb.1963 pag.54
215. White S.S., Moffatt W.G., Adams M.: "Dynamic measurement on stress associated with weld cracking"; Welding Journal april 1958 pag.185s
216. Wilken W., Schonherr W.: "Description of 4 hot cracking tests without self-restraint"
Doc. IIS - IX - 883 - 1974
217. Wilken K., Kleistner H.: "Les essais de fissuration a chaud d'assemblages soudés"; Soudage et
Technique Connexes, mai-iunie 1991, p.48-56
218. Wilkinson F.J., Cottrell C.L.M., Huxley H.V.: "Calculating hot cracking resistance of high
tensile alloy steel"; Brit.Weld.J. 5, 1958, p.557-562
219. Winn W.: "Weldability of low alloy steels"; B.W.J.aug.1964 pag.366
220. Zhang Wenye, DU Zeyn, Ham Wenkao, Chen Banggu: "Study on the localised preheating
effects on crack resistance of weld joints"; J.W.R.I. mai.1987 vol.17 nr.1 pag.273
221. Yaffee L.D., Hollomon J.H.: "Hardenability and Quench Cracking"; Trans.AIME 167, 1946,
p.617-626
222. Yanger R.M., Baker R.G.: British Welding Journal, vol.8, 1961, p.579
223. Yoshida T., Matonnaga W., Murase T.: "Some observation of transverse weld cracking in
Q.T. ultrahigh strength steels"; Doc.IIS IX 287-1961
224. Yurioka N.: "Impact of Welding Research on Steel Composition Development"; Materials
and Design 4, 1985, (4), 154-171
225. Yurioka N., Okumura N.: "Prediction of HAZ hardness of transformable steels";
Metal Construction 19, 1987(4), p.217R-223R
226. Yurioka Nobutaka, Kasuia Tadashi: "A Chart Method to Determine Necessary Preheat in
Steel Welding"; Doc. IIS IX-1740-1994
227. *** : "Heat affected zone cracking in low alloy steels during stress relief heat treatments";
Doc. IIS - X - 717 - 1973
228. *** " Analiză metalografică și încercări de duritate VICKERS asupra probelor din
oțel A 514 grad F"; ISIM Timișoara, Buletin de examinare nr.679/31.08.1984
229. *** "Engineering and scientific subroutine library guide and reference"
SC23-0184-2, IBM Corp.,1987