

MINISTERUL ÎNVĂȚĂMÎNTULUI
UNIVERSITATEA TEHNICĂ TIMIȘOARA

UNIVERSITATEA TEHNICĂ TIMIȘOARA BIBLIOTECA CENTRALĂ Nr. volum <u>595.140</u> Dulap <u>79</u> lit. <u>E</u>
--

ING. TIOȘ IOAN

TEZA DE DOCTORAT

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICĂ"
TIMIȘOARA

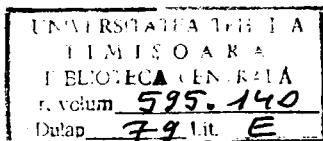
CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC,
Prof.dr.doc.gt.ing. POPOVICI VLADIMIR

1.

1994

BUPT

MINISTERUL ÎNVĂȚĂMÎNTULUI
UNIVERSITATEA TEHNICĂ TIMIȘOARA



Ing. TIOG ION

CONTRIBUTII PRIVIND SUDAREA OBEȘIRILOR INOXIDABILE
PENTRU ROTOARE DE TURBINE HIDRAULICE

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC,
Prof.dr. doc. gt. ing. POPOVICI VLADIMIR

4.

1994

CUPRINS

pag

INTRODUCERE	1
NOTATII, PRESCURTARI, SIMBOLURI	5
1. CONDITII DE FUNCTIONARE A ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE	8
1.1. Rotoare de turbine hidraulice	8
1.2. Cavitația	10
1.2.1. Generalități	10
1.2.2. Mecanismul mecanic	11
1.2.3. Mecanismul chimic	12
1.2.4. Corelarea caracteristicilor mecanice cu comportarea în regim de cavitație	13
1.2.5. Contribuția microstructurii la rezistența la cavitație	15
1.2.6. Distrugerii prin cavitație la rotoarele turbinelor hidraulice	17
1.3. Coroziunea	19
1.3.1. Coroziunea fisurată sub tensiune	20
1.3.2. Coroziunea transcristalină	21
1.3.3. Coroziunea intercristalină	22
1.4. Eroziunea hidroabrazivă	22
2. CONSTRUCTIA SI REPARAREA PRIN SUDARE A ROTOARE- LOR DE TURBINE HIDRAULICE	23
2.1. Rotoare Pelton	23
2.1.1. Construcția rotoarelor	23
2.1.2. Repararea prin sudare	24
2.2. Construcția rotoarelor Francis	26
2.2.1. Generalități	26
2.2.2. Turnarea monobloc a rotoarelor Francis	27
2.2.3. Turnarea rotoarelor Francis având paletetele confecționate anterior	23
2.2.4. Repararea prin sudare a rotoarelor Francis turnate	29
2.2.5. Construcția rotoarelor prin sudare din elemente turnate sau laminate	30

2.3. Rotoare Kaplan	31
2.3.1. Construcția rotoarelor	31
2.3.2. Repararea prin sudare a paletelor	32
3. OTELURI INOXIDABILE UTILIZATE PENTRU CONSTRUCȚIA ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE	34
3.1. Oțeluri inoxidabile	34
3.1.1. Oțeluri martensitice	34
3.1.2. Oțeluri cu transformare controlată	34
3.1.3. Oțeluri feritice	34
3.1.4. Oțeluri austenitice	35
3.2. Caracteristicile oțelurilor inoxidabile pentru rotoare de turbine hidraulice	35
3.2.1. Generalități	35
3.2.2. Mărci de oțeluri pentru rotoare de turbine hidraulice	39
3.2.3. Caracteristicile fizico-chimice, struc- turale și mecanice ale oțelurilor T08 și T09	39
3.2.4. Tratamente termice ale rotoarelor de turbine hidraulice construite din oțelu- rile T08 și T09	42
3.2.5. Incercări de rezistență la coroziune inter- cristalină a oțelurilor T08 și T09	45
4. COMPORTAREA LA SUDARE A OTELURILOR T08 SI T09	52
4.1. Generalități	52
4.2. Metode moderne de estimare a fragilizării structurale	54
4.2.1. Metoda simulării ciclurilor termice la sudare	54
4.2.2. Metode de determinare a tensiunilor reziduale	57
4.2.3. Metoda metalografică, optică, electronică, inclusiv la temperaturi ridicate	58
4.2.4. Metoda determinării variației și distri- buției elementelor de aliere	58
4.2.5. Metoda de determinare a caracteristicilor mecanice	59
4.3. Cercetări de comportare la sudare a oțeluri- lor T08 și T09	59
4.3.1. Metalul de bază	59
4.3.2. Program experimental pentru oțelul T09	62

4.3.2.1. Simularea ciclurilor termice	62
4.3.2.2. Analize microscopice	68
4.3.2.3. Determinări sclerometrice	71
4.3.2.4. Incercări de încovoiere prin șoc	72
4.3.2.5. Incercări de tracțiune	72
4.3.2.6. Analiza fractografică	73
4.3.2.7. Analiza rezultatelor	73
4.3.3. Program experimental pentru oțelul T08	74
4.3.3.1. Incercări cu placa etalon	74
4.3.3.2. Incercări de fisurare la rece	76
4.3.3.3. Analiza rezultatelor	78
5. CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA OTELURILOR T08 SI T09 SI A OTELURILOR ALIAPE DIFERIT	79
5.1. Program experimental	79
5.2. Determinarea prin calcul a temperaturii de preîncălzire	79
5.3. Materiale de adaos pentru sudare	85
5.3.1. Materiale de adaos pentru sudarea oțel- lului T08	85
5.3.2. Materiale de adaos pentru sudarea oțel- lului T09	86
5.4. Cercetări experimentale de sudare și tratamente termice post sudare a oțelului T08	88
5.4.1. Determinarea experimentală a temperaturii de preîncălzire	88
5.4.1.1. Program experimental	88
5.4.1.2. Determinări sclerometrice	89
5.4.1.3. Incercări de încovoiere prin șoc	90
5.4.1.4. Investigații micrografice	92
5.4.2. Tratamente termice post sudare	97
5.4.2.1. Conducerea lucrărilor experimentale	97
5.4.2.2. Determinări sclerometrice	98
5.4.2.3. Investigații micrografice	101
5.4.2.4. Incercări de tracțiune	103
5.4.2.5. Incercări de încovoiere prin șoc	105
5.4.3. Cercetări de rezistență la cavitație a în- binărilor sudate din oțel T08	107
5.5. Cercetări experimentale de sudare și tratamente termice post sudare a oțelului T09 ⁴	108
5.5.1. Conducerea lucrărilor experimentale	108
5.5.2. Examinări sclerometrice	109

5.5.3. Investigații micrografice	110
5.5.4. Incercări de încovoiere prin șoc	112
5.5.5. Incercări de tracțiune	112
5.5.6. Cercetări de rezistență la cavitație a îmbinărilor sudate din oțel T09	114
5.6. Cercetări experimentale de sudare și tratamen- te termice post sudare a oțelurilor aliate diferit	116
5.6.1. Conducerea lucrărilor experimentale	116
5.6.2. Investigații micrografice	117
5.6.3. Determinări sclerometrice	119
5.6.4. Incercări de încovoiere prin șoc	120
5.6.5. Incercări de tracțiune	122
5.7. Analiza rezultatelor experimentale	122
6. TEHNOLOGII NOI DE SUDARE A OȚELURILOR PENTRU ROTOARE DE TURBINE HIDRAULICE	124
6.1. Parametrii tehnologici	124
6.1.1. Curentul de sudare	125
6.1.2. Tensiunea arcului	126
6.1.3. Viteza de sudare	127
6.1.4. Parametrii secundari și terțiari ai procesului de sudare	128
6.2. Pregătirea pentru sudare	129
6.3. Tehnologia sudării oțelului T08	131
6.3.1. Cadrul tehnologic	131
6.3.2. Materiale de adaos pentru sudare	132
6.3.3. Parametrii de sudare	134
6.3.4. Tratamente termice post sudare	136
6.4. Tehnologia sudării oțelului T09	137
6.4.1. Cadrul tehnologic	137
6.4.2. Materiale de adaos pentru sudare	137
6.4.3. Parametrii de sudare	138
6.4.4. Tratamentul termic post sudare	138
6.5. Tehnologia de sudare a oțelurilor aliate diferit	139
6.5.1. Cadrul tehnologic	139
6.5.2. Materiale de adaos pentru sudare	140
6.5.3. Parametrii de sudare	140
7. CONTROLUL NEDISTRUCTIV AL ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE	142

7.1. Considerații privind controlul îmbinărilor sudate la rotoare de turbine hidraulice	142
7.2. Controlul cu ultrasunete	147
7.3. Controlul cu radiații penetrante	158
7.4. Controlul cu lichide penetrante și pulberi magnetice	160
8. CONTRIBUTII ORIGINALE SI CONSIDERATII FINALE	161
8.1. Contribuții originale	161
8.2. Considerații finale	162
BIBLIOGRAFIE	164

INTRODUCERE

La Uzina Constructoare de Mașini S.A. Reșița, s-au construit pentru țară și străinătate peste 350 hidroagregate cu turbine Kaplan, Francis, Pelton și bulb, cu o putere instalată care depășește 5000 MW. Dintre acestea, s-au construit 198 turbine Kaplan cu o putere instalată de aproximativ 2300 MW, 79 turbine Francis cu 2115 MW, 8 turbine Pelton cu 375 MW și 21 turbine bulb cu 365 MW. Ca și realizări de excepție se remarcă turbinele bulb pentru centrala hidroelectrică Porțile de Fier II cu puterea unitară de 28 MW și căderea de 7,45 m, turbinele Pelton verticale de 174 MW și căderea de 731 m pentru centrala hidroelectrică Lotru, turbinele Francis verticale de 170 MW și căderea de 526 m pentru Retezat-Mîul Mare, turbinele Kaplan verticale cu puterea unitară de 178 MW și căderea de 27,16 m pentru centrala hidroelectrică Porțile de Fier I.

În perioada 1981-1992 UCM Reșița a fabricat un număr de cca 465 microhidroagregate tipizate cu o putere totală instalată de 171 MW în 251 microcentrale.

În programul de producție mai sînt prevăzute a fi executate 51 turbine de diverse tipuri, care vor însuma o putere instalată de 765 MW.

Pentru construcția rotoarelor de turbine hidraulice la UCMR-SA în ultimii ani s-au conceput și elaborat două măști de oțeluri inoxidabile cu transformare controlată, 209CuMoMnNiCr 195Ti și 203CuMoMnNiCr 12521. Problemele tratate în lucrare urmăresc rezolvarea tuturor aspectelor științifice și tehnologice legate de sudarea și tratamentul termic ulterior sudării acestor oțeluri, avînd în vedere programul actual și de perspectivă al construcției de turbine hidraulice la UCMR-SA.

Teza de doctorat este structurată pe opt capitole, cuprinde 172 pagini, 219 figuri și fotografii, 46 tabele, două programe de calculator și o listă bibliografică cu 155 titluri în care sînt incluse și cele publicate de autor.

Capitolul 1 prezintă condițiile în care lucrează rotoarele de turbine hidraulice determinate de acțiunea fluidului de lucru cu care acestea vin în contact și care produce deteriorarea suprafeței prin cavitație, coroziune și eroziune hidroabrazivă. Panalel cu de-

scrierea fenomenelor sînt prezentate zonele în care apar distrugerile cavitaționale cele mai reprezentative la rotoarele de turbine hidraulice, cu considerații privind rezistența la cavitație a diverselor tipuri de oțeluri și influența microstructurii asupra rezistenței la cavitație.

Construcția rotoarelor de turbine hidraulice de tip Pelton, Francis și Kaplan, defectele care apar la turnare și în funcționarea rotoarelor, precum și cîteva exemple mai reprezentative de reparare prin sudare sînt prezentate în capitolul 2. Pentru soluțiile cu caracter de noutate privind repararea prin sudare a rotoarelor de tip Francis, tehnologia de sudare este prezentată la capitolul 6.

Clasele structurale de oțeluri inoxidabile, caracteristicile oțelurilor inoxidabile utilizate la construcția rotoarelor de turbine hidraulice și influența conținutului în elemente de aliere asupra caracteristicilor mecanice și structurii sînt arătate la capitolul 3. Mărcile de oțeluri elaborate la UCMR-SA, fac parte din clasa oțelurilor inoxidabile cu transformare controlată, avînd o structură austenito-martensitică pentru marca T09CuMoMnNiCr 185Ti și predominant martensitică pentru marca T08CuMoMnNiCr 125Ti, la care proporția constituenților se poate modifica prin tratamente termice. Aceste mărci de oțeluri prezintă o compoziție chimică diferită de alte oțeluri utilizate pentru construcția rotoarelor de turbine hidraulice.

Tratamentele termice aplicate rotoarelor din oțelurile menționate, rezultatele încercărilor de rezistență la coroziune intercrystalină și interpretarea statistică a valorilor obținute sînt cuprinse de asemenea în capitolul 3.

În capitolul 4 se prezintă rezultatele prelucrării statistice a valorilor concentrației elementelor de aliere obținute în urma analizelor chimice a multor șarje din oțelurile T08 și T09 și ale cercetărilor de comportare la sudare.

Pentru oțelul T09 analiza distribuției principalelor elemente de aliere s-a efectuat la microsonda electronică JCKA-50A cuplată la calculatorul PDP8/m. Pentru investigarea reacției oțelului față de acțiunea ciclurilor termice de sudare s-a aplicat metoda simulării ciclurilor termice pe baza programului de calcul PCT-0,3/03 cu calculatorul PDPC/m pe un simulator Smitveld LS 1402, utilizînd probe de reziliență și tracțiune. Din analiza rezultatelor obținute se remarcă faptul că pentru ciclul termic cu temperatura de vîrf de 1350°C, la analiza microfractografică a suprafețelor de rupere a epruvetelor de reziliență s-au constatat azlomerări de cupru în

post sudare, acest tratament se impune datorită deformațiilor și fisurărilor constatate la rotoare de turbine hidraulice construite din acest oțel. De aceea cercetările experimentale s-au axat pe optimizarea regimului de tratament termic post sudare.

Din îmbinările sudate s-au prelevat epruvete pentru examinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări de încovoiere prin șoc, încercări de tracțiune și examinări microfractografice ale suprafețelor de rupere, pentru diverse temperaturi de preîncălzire și variante de tratamente termice ulterioare sudării. Pentru oțelul T09 aceste investigații s-au efectuat și pe îmbinări sudate eterogene (oțel T09-oțel R52).

Rezultatele obținute au condus la rezolvarea problemelor legate de sudarea și tratamentele termice anterioare și ulterioare sudării oțelurilor inoxidabile T08 și T09.

Cercetările de rezistență la cavitație a îmbinărilor sudate din aceste oțeluri, efectuate într-o stațiune magnetostriktivă, au pus în evidență o rezistență la eroziune cavitațională deosebit de mare în toate zonele îmbinării sudate.

Pe baza rezultatelor experimentale obținute, s-au întocmit tehnologiile de sudare și reparații prin sudare pentru rotoare de turbine hidraulice construite din oțelurile inoxidabile T08 și T09, prezentate la capitolul 6. Acestea cuprind modul de pregătire al rostului de sudare și pentru reparare prin sudare, materiale de adaos pentru sudare, parametrii de sudare, ordinea de sudare, etc.

gramele de tratament termic ulterior sudării. Se prezintă și tehnologia de sudare a oțelurilor disimilare, aplicabilă în situația în care pentru construcția sau repararea prin sudare a rotoarelor pentru turbine Francis se optează pentru înlocuirea zonei centrale a coroanei rotorului cu un disc din oțel slab aliat.

Controlul nedistructiv care se aplică rotoarelor și îmbinărilor sudate ale acestora este prezentat la capitolul 7. Sînt indicate zonele de inspecție, metodele de control și normele pentru interpretarea rezultatelor controlului pentru rotoare de turbine hidraulice de tip Francis, Kaplan și Pelton. S-au efectuat de asemenea determinări pentru stabilirea condițiilor de control ultrasonic a oțelurilor T08 și T09, pe blocuri de control, cu îmbinări sudate realizate cu tehnologia de sudare prezentată la capitolul 6.

În finalul tezei, capitolul 8 prezintă contribuțiile originale și considerațiile finale rezultate din lucrare.

Rezultatele obținute și concretizate în teza de doctorat sînt urmarea unei activități desfășurate sub îndrumarea de înaltă ținută tehnico-științifică a conducătorului științific, domnul prof.dr. doc.șt.ing. Popovici Vladimir și îmi exprim profunda prețuire și recunoștință pentru deosebita competență și sprijinul acordat pe toată perioada elaborării tezei.

Mulțumesc în mod deosebit cadrelor didactice de la Catedra Știința Materialelor și Catedra Utilajul și Tehnologia Sudării de la Facultatea de Mecanică a Universității Tehnice Timișoara pentru colaborarea de înaltă competență la cercetările efectuate și specialiștilor de la ISIM Timișoara, cu care am colaborat pe parcursul elaborării tezei.

Aduc de asemenea mulțumiri colegilor de la Uzina Construcție de Mașini S.A. Reșița pentru ajutorul acordat în finalizarea acestei lucrări.

NOTATII, PRESCURTARI, SIMBOLURI
(ordinea apariției lor în text)

- H - cădere
n - turație
Q - debit
r - distanță, coeficient de corelație
 R_O - raza unei particule sferice
 p_v - presiunea aferentă bulei de vapori
 p_∞ - presiunea aferentă lichidului
 ΔV - pierdere volumică
 Δm - pierdere masică
MDP - adâncimea medie de pătrundere
MDPR - viteza maximă de pătrundere a eroziunii cavita-
ționale
RE - reziliență experimentală
UR - reziliență finală
 R_m - rezistență la rupere
 $R_c, R_e, R_{p0,2}$ - limita de curgere
 ϵ - deformația
E - modul de elasticitate
 v_c - viteza de coroziune
A - suprafață
 γ - masa specifică
t - timp
 p' - indice de penetrație pentru distrugeri prin coro-
ziune
 a_1 - constanta rețelei cristaline
 na_1 - vector Bürgers
 E_s - energie superficială
 E_p - energie de alunecare
K - factor de intensitate al tensiunii la vârful fisurii
 E_d - energie disponibilă
 M_s - punct martensitic superior
 M_f - punct martensitic inferior
T09 - oțel T09CuMoMnNiCr 185Ti
T08 - oțel T08CuMoMnNiCr 125Ti

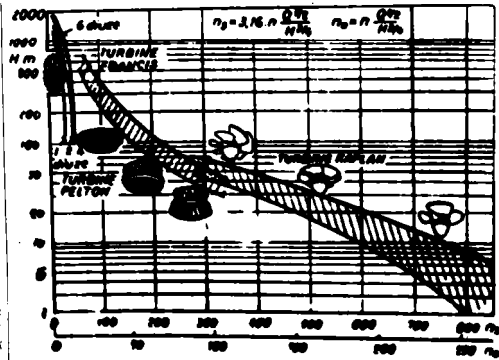
- A_5 - alungirea la rupere
 KV, KCU - energie de rupere (reziliență)
 λ - conductivitatea termică, lungimea de undă
 ρ - rezistivitate
 c - căldura specifică
 a - difuzivitatea termică
 W - pierderea în greutate
 ZT - zonă de trecere
 ZIT - zona influențată termic
 CMS - comportare metalurgică la sudare
 CTS - comportare tehnologică la sudare
 CCS - comportare constructivă la sudare
 PT - parametrii tehnologici
 MB - metal de bază
 MD - metal depus
 MA - material de adaos
 GS - geometria îmbinării sudate
 $t_{8/5}$ - timp de răcire între 800 și 500°C
 E_1 - energie liniară
 T_V - temperatura maximă (de vîrf) a ciclului termic
 T_0 - temperatura inițială
 s - grosimea metalului de bază
 E' - factor intermediar pentru determinarea tipului de flux termic
 v_i - viteza de încălzire
 v_r - viteză de răcire
 v_s - viteză de sudare
 P - puterea sursei termice
 R - distanța de la centrul sursei la punctul în care se determină temperatura
 $\langle \sqrt{r_R} \rangle$ - tensiuni reziduale de ordinul II
 n - număr de determinări
 X_i - valorile determinărilor
 \bar{X} - media aritmetică
 Δ - abaterea pătratică
 L,U - limitele intervalului de confidență
 ξ - încredere statistică
 T_{pr} - temperatura de preîncălzire
 K_2, K_3, K_G - funcții compensatoare
 t_2, t_3 - timpul $t_{8/5}$ pentru suduri bitermice, respectiv tritermice

- F_2, F_3 - factori de disipare a căldurii
 s_G - grosimea limită a componentelor pentru trecerea de la două la trei căi de răcire
 U_a - tensiunea arcului electric
 I_s - intensitatea curentului de sudare
 η - randamentul termic al arcului electric
 δ, δ_T - parametrii pentru determinarea conținutului de ferită δ
 agregat G - amestec de ferită cu carburi
 agregat D - amestec de austenită cu carburi
 v_{er} - viteza de eroziune cavitațională
 L_a - lungimea arcului electric
 L_L - lungimea liberă a electrodului
 v_e - viteza electrodului
 d_e - diametrul electrodului
 n_t - numărul de treceri
 k_p - coeficient de proporționalitate
 ψ - coeficientul de formă al rîndului de sudură
 b - lățimea rîndului de sudură
 p - pătrunderea
 h - supraînălțarea rîndului de sudură
 d - distanța parcursului sonor
 β - unghi de incidență
 A_d - aria defectelor
 A_o - aria totală a îmbinării sudate
 α - coeficient de atenuare a undelor ultrasonice
 μ_l - coeficient de atenuare liniară a materialului
 Δx - grosimea stratului de material

1. CONDITII DE FUNCTIONARE A ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE

1.1. Rotoare de turbine hidraulice

În tehnica construcției de turbine hidraulice [1] s-au impus trei tipuri principale: Kaplan, Francis și Pelton. Din acestea au derivat turbinele bulb, care sînt turbine Kaplan fără cameră spirală și turbinele Deriaz-Kviatkovski, care sînt turbine Francis cu paletele rotorului reglabile. Aceste tipuri de turbine hidraulice au fiecare un domeniu de funcționare în care realizează indici tehnico-economici ridicați, indicat în fig.1.1 în care: H - căderea, n - turația, Q - debitul.



Turbinele Kaplan sînt utilizate în zona căderilor mici [1], $H=10-50-(75)$ m și debite foarte mari, pînă la $Q=700-800$ m³/s. Rotorul, fig.1.2 al cărui diametru poate atinge 9-10 m, este format dintr-un butuc și palete.

Turbinele Kaplan sînt utilizate în zona căderilor mici

[1], $H=10-50-(75)$ m și debite foarte mari, pînă la $Q=700-800$ m³/s. Rotorul, fig.1.2 al cărui diametru poate atinge 9-10 m, este format dintr-un butuc și palete.



Paletele se pot roti în timpul funcționării prin intermediul unui servomotor și al unui mecanism, în corelație cu poziția paletelor aparatului director, asigurând o reglare dublă a turbinei și funcționarea acesteia la regimuri optimizate.

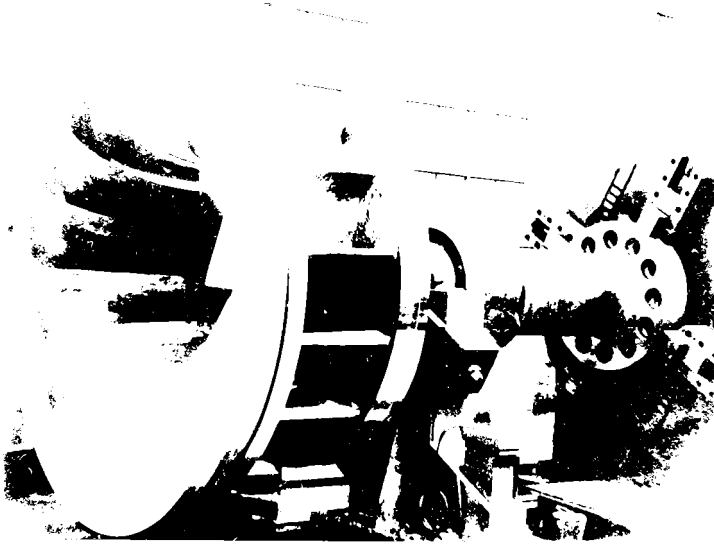
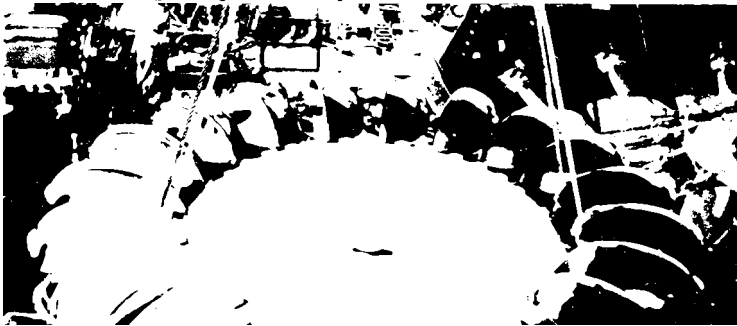


Fig.1.3.Rotor de turbină Francis.

Turbinele Francis [1] se comportă optim în domeniul căderilor mijlocii $H=(50)-75-450-(500)$ m și al debitelor mijlocii. Rotorul turbinei Francis (fig.1.3) are diametrul cuprins între 0,36-7,5 m, iar greutatea specifică de 35-70 N/KW. Este format din inel, coroa-nă și palete cu poziție fixă, diferă fundamental de turbina Kaplan,



permițînd o reglare simplă a debitului numai cu paletetele aparatului director.

Turbinele Pelton se utilizează în domeniul căderilor mari, $H = 2000-3000$ m și debitelor mici. Rotorul turbinei (fig.1.4) este realizat dintr-un disc pe periferia căruia sînt dispuse paletetele de forma unor cupe, în construcție monobloc sau asamblate prin buloane.

Rotorul turbinelor hidraulice este sediul transformării energiei apei prin interacțiunea dintre curent și suprafețele paletelor. Datorită acestei interacțiuni apare o forță de acțiune a curentului pe paletetele rotorului, cuplul creat în raport cu axa mașinii punînd în mișcare rotorul.

În rotoarele turbinelor hidraulice au loc procese hidrodinamice complexe [2] care favorizează prezența unor zone cu presiuni scăzute, creînd astfel condițiile apariției și dezvoltării fenomenului de cavitație. Presiunile cele mai joase apar de regulă pe dosul paletelor rotorului, atît la regimul optim de funcționare, cît mai ales la regimurile diferite de acesta. Tendințele moderne de majorare a turației, reducerea greutateii specifice a mașinii, creșterea puterii unitare, amplifică posibilitățile apariției și dezvoltării fenomenului de cavitație.

1.2. Cavitația

1.2.1. Generalități

Cavitația [1] este un fenomen caracterizat prin apariția, dezvoltarea și surparea bruscă a unor goluri-cavități, umplute cu vapori și gaze, în masa unui lichid, atunci cînd temperatura sa este constantă, iar presiunea scade la o anumită valoare numită critică.

Fenomenul de cavitație la turbinele hidraulice se manifestă prin: zgomote, vibrații, eroziune și scăderea randamentului. Stadiile cavitaționale se definesc teoretic sau experimental, cu ajutorul coeficienților de cavitație.

Complexitatea fenomenului, prin aspectele specifice care se intercondiționează a contribuit la neelucidarea corespunzătoare a problemei. Un aspect este de natură hidrodinamică, specific fenomenului de cavitație, iar un altul este de natură fizico-mecanică specific solicitării și distrugerii materialelor solide prin oboseală.

Opiniile formulate au condus la următoarele mecanisme [5] posibile de distrugere prin cavitație:

a. Mecanismul mecanic, caracterizat prin:

- acțiunea microjeturilor.

b. Mecanismul chimic, caracterizat prin:

- acțiunea de distrugere pur chimică;
- acțiunea electrochimică.

În corelație cu intensitatea distrugerii materialelor, se disting variantele:

a. Eroziunea cavitațională apare oînd adînciturile și ciupiturile de pe suprafețele metalice aflate în lichide în regim de cavitație sînt produse de solicitări mecanice aleatorii, datorate vîrfurilor de presiune generate prin undele de șoc sau microjeturi. Intensitatea fenomenului de cavitație este mare, iar eroziunea materialelor este obținută printr-un proces mecanic de oboseală.

b. În cazul unei intensități mai reduse a fenomenului de cavitație, deteriorarea materialelor poate să fie amplificată prin acțiunea corozivă a lichidului. Aceasta marchează prezența unui proces complex de coroziune-eroziune.

c. La o intensitate foarte redusă a cavitației, deteriorarea este doar rezultatul unor procese chimice de natura coroziunii.

1.2.2. Mecanismul mecanic

Conform modelului Rayleigh s-a emis teoria deteriorării prin cavitație datorită dezvoltării unor presiuni foarte ridicate la surparea bulei cavitaționale în apropierea peretelui solid [8]. Există opinia că distrugerea cavitațională [2] este rezultatul microjeturilor care apar la surparea bulei cavitaționale pe perețele solid (fig.1.5).

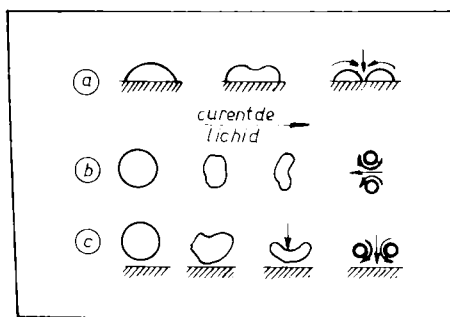


Fig.1.5. Deformarea bulei cavitaționale la surparea și apariția microjetului.

- a - bulă microsferică atașată de perete,
- b - bulă antrenată de curent,
- c - bulă care se surpă lîngă perete [2] .

Recent s-a emis teoria privind distrugerea cavitațională bazată pe dinamica bulei cu un conținut redus de gaz permanent care se surpă și apoi se destinde elastic într-un lichid compresibil. Această teorie stă la baza mecanismului de distrugere cavitațională prin undele de șoc, apărînd vîrfuri de presiune de ordinul 10^4 -

Prezența unor astfel de vîrfuri de presiune în centrul de surpare al bulelor cavitaționale ce conțin gaz și sînt situate într-un lichid compresibil, face ca surparea să genereze un impuls de presiune ce radiază spre exterior sub forma unei unde de șoc. Ea nu apare în timpul surpării ci imediat după ce bula cavitațională ce conține gaze începe să se destindă sau cînd o bulă goală se surpă complet.

Distribuția presiunilor imediat înaintea surpării prezintă un maxim în vecinătatea peretelui bulei, pentru ca apoi să scadă cu distanța (fig.1.6).

După [9,10], impulsurile de presiune provenite din impactul undelor de șoc cu peretele solid au eficiență în generarea unor adîncituri, ciupituri specifice degradării cavitaționale, dacă solicitarea cavitațională depășește efortul la curgere al cristalelor individuale. Raportul dintre diametrul ciupiturii și adîncimea sa este de circa 10-50. În procesul cavitațional, doar o bulă din 2000 furnizează peretelui solid energie capabilă de distrugere.

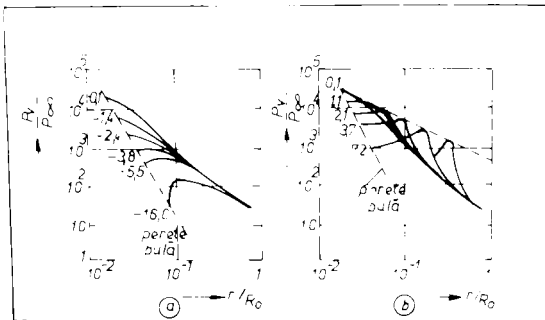


Fig.1.6. Distribuția presiunii în lichidul înconjurător înainte (a) și după surparea bulei (b): r - distanța, R_0 - raza unei particule sferice, p_v - presiunea aferentă bulei de vapori, p_0 - presiunea aferentă lichidului [10].

Deteriorarea suprafețelor prin efectul cavitației are un caracter local, punctiform. Dimensiunea bulei cavitaționale este de circa 0,1 mm, suficient de aproape de dimensiunile unor grăunți metalici. Deci atacul cavitațional este orientat direct către grăunțele metalice.

Se poate afirma că acest mod de distrugere al materialelor prin efectul undelor de șoc, are loc doar dacă solicitarea cavitațională depășește efortul la curgere al cristalelor individuale. Totodată, fenomenul deteriorării poate fi pus și pe seama acțiunii de durată al undelor de șoc, deci se poate asimila cu o oboseală mecanică.

1.2.3. Mecanismul chimic

Coroziunea, ca fenomen de natură fizico-chimică, generînd deteriorarea materialelor solide prin reacția lor cu mediul, este prezentă și în exploatarea mașinilor hidraulice.

Unele metale devin active în procesul de coroziune în condiții de temperatură ridicată. În cavitație apar local temperaturi ridicate prin comprimarea gazelor și vaporilor, existente inițial în bulele cavitaționale ce se surpă. La apariția unor astfel de valori ale temperaturii se asociază transformarea energiei mecanice în energia calorică pe durata deformării materialelor sub acțiunea mecanică a cavitației. Concomitent, bulele cavitaționale ce oscilează în rezonanță cu un câmp ultrasonor, generează temperaturi de sute sau chiar mii de grade, localizate punctiform. În astfel de condiții este favorizată apariția coroziunii intercristaline a unor metale.

La metalele supuse coroziunii umede poate apare coroziunea electrochimică prin formarea de micropile între părți ale acestora cu extindere macro sau microscopică. Ele sînt avantajate de prezența impurităților din metal sau a incluziunilor. Asemenea pile pot apare între o peliculă de metal oxidat și o zonă a metalului de pe care a fost înlăturată pelicula de oxid.

Coroziunea electrochimică este prezentă și în cazul metalelor prelucrate la rece și deformate, în prezența unui electrolit.

Părțile metalelor deformate prin acțiunea mecanică a cavitației devin anodice, iar cele neafectate rămîn catodice. Apare astfel o pilă electrică funcționînd în regim de coroziune electrochimică pînă la distrugerea suprafețelor anodice sau pînă ce polarizarea împiedică trecerea curentului electric.

1.2.4. Corelarea caracteristicilor mecanice cu comportarea în regim de cavitație

Investigațiile privind degradarea prin cavitație au fost orientate în două direcții fundamentale [2]:

- determinarea unor criterii care să permită ordonarea materialelor din punct de vedere al cavitației și,
- stabilirea unor criterii de similitudine care să prezică pierderea de material într-un timp dat.

Complexitatea problemei depășește momentan posibilitățile de rezolvare, fie din lipsa unei sinteze a materialului vast existent, fie din lipsă de date informative în anumite direcții.

Rezistența materialului la cavitație este definită în general ca fiind capacitatea acestuia de a absorbi energie în procesul cavitațional pentru ruperea unui volum dat. Evaluarea și ordonarea materialelor potrivit rezistenței lor la cavitație [2] se bazează pe următoarele criterii de comparație:

- curbele pierderii volumice sau gravimetrice, în timp, $\Delta V=f(t)$ sau $\Delta m=f(t)$, precum și adâncimea medie de pătrundere $MDP=f(t)$;
- curbele care indică viteza eroziunii cavitaționale în timp,

$$\frac{\Delta(\Delta V)}{\Delta t}=f(t), \quad \text{sau} \quad \frac{\Delta(\Delta m)}{\Delta t}=f(t) \quad \text{și} \quad MDP=f(t) \quad (1.1)$$

- parametri derivați din curbele caracteristice de eroziune: timpul de incubație, timpul necesar pentru obținerea unei pierderi volumice sau gravimetrice date, respectiv unei anumite adâncimi de pătrundere mijlocii, viteza maximă de eroziune, etc.

Nici unul dintre aceste criterii, definite printr-un parametru singular, nu a fost acceptat în mod unanim. Conform ASTM, toate curbele de pierdere de material trebuie să fie însoțite de caracteristicile echipamentului de lucru, datorită rezultatelor disperse obținute în investigațiile efectuate de mai multe laboratoare.

Cercetările de eroziune cavitațională s-au caracterizat printr-o preocupare susținută de corelare a parametrilor erozionali cu caracteristicile mecanice ale materialelor: rezistența la rupere, limita de curgere, energia de deformație specifică dată de suprafața curbei efort-deformație, duritatea care la valori ridicate mărește rezistența materialului la solicitări mecanice și cavitaționale.

Hobbs [2] a formulat opinia că reziliența experimentală caracterizează capacitatea unui material de a absorbi o anumită energie pe unitatea de volum în domeniul deformării elastice. În fig.1.7 este prezentată suprafața corespunzătoare acestei energii, precum și modul de calcul al rezilienței experimentale RE .

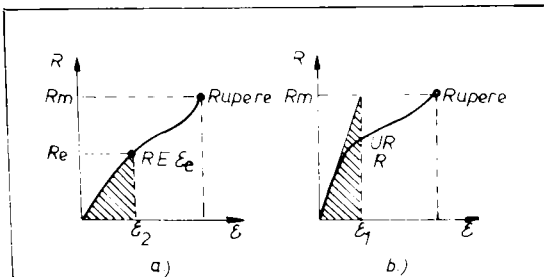


Fig.1.7. Determinarea rezilienței experimentale [2] :

$$UR \approx \frac{1}{2} \epsilon_f \quad ; \quad \epsilon_f \approx \frac{1}{2} \frac{R^2}{E}$$

$$RE \approx \frac{1}{2} R_e \quad ; \quad \epsilon_e \approx \frac{1}{2} \frac{R_e^2}{E}$$

Se definește noțiunea de reziliență finală UR , ca fiind energia unitară limită pentru deformația elastică, corespunzătoare suprafeței hășurate din fig.1.7.b. Se pare că această caracteristică mecanică reprezintă suficient de bine rezistența materialelor la cavitație. Există totuși îndoieli ca o singură proprietate mecanică a materialului să poată controla rezistența la eroziune cavita-

țională. Alte studii corelează fiecare proprietate mecanică individuală a materialului cu rezistența la eroziune cavitațională prin inversul vitezei maxime de pătrundere a eroziunii cavitaționale, MDPR, recomandându-se pentru calculele practice următoarele relații [2] :

$$\frac{1}{\text{MDPR}} = C_1 (\text{UR}) \quad (1.2)$$

$$\frac{1}{\text{MDPR}} = C_2 (\text{HB})^{1,8} \quad (1.3)$$

S-au stabilit valorile $C_1=0,811$ și $C_2=0,734$. Relația (1.3) este mai ușor de aplicat prin duritatea HB, comparativ cu reziliența limită.

1.2.5. Contribuția microstructurii la rezistența la cavitație
Natura și structura metalului au o influență deosebită asupra rezistenței față de distrugerea prin cavitație [5,12]. Rezistența la deformare plastică și tendința spre ecrusare a structurilor este diferită, iar sub acțiunea cavitației deteriorarea acestor structuri va fi diferită.

În condiții de cavitație, ferita este atacată la limita grăunților, deteriorarea progresînd în masa acestora. Se apreciază că ferita are cea mai mică rezistență la cavitație, comparativ cu alți constituenți structurali. Alierea feritei îmbunătățește comportarea sa la cavitație. În tabelul 1.1 este prezentată rezistența la cavitație exprimată prin pierderea în greutate a epruvetelor încercate pentru ferita slab aliată în stare recoaptă [13] .

Tabelul 1.1. Rezistența la cavitație a feritei slab aliate

Conținutul de elemente de aliere din ferita	Pierderea în greutate /mg / 6 ore	Duritatea HB
0,99 % Mo	2,4	151
0,62 % Cr	80,4	115
0,97 % Ni	143,0	153
0,85 % Si	204,0	186

În cazul perlitei, cavitația apare la limita de separație dintre ferită și cementită, înaintînd treptat spre partea feritei. La un oțel cu perlită într-o rețea de ferită, deteriorarea se

amorsează și se dezvoltă treptat în rețeaua de ferită pentru ca apoi să atace și grăunții de perlită. Comportarea la cavitație depinde de forma cementitei (lamelară sau globulară) ce participă la constituirea perlitei. Perlita lamelară are o rezistență la cavitație de circa 10 ori mai mare decît cea globulară.

Distrugerea prin cavitație a austenitei începe la limitele grăunțului, propagîndu-se spre interiorul acestuia, apărînd unele

particularități. Astfel, alierea austenitei cu unele elemente contribuie la mărirea sau micșorarea rezistenței la cavitație. Totodată, elementele de aliere la conținuturi diferite, pot să conducă la o austenită stabilă sau instabilă. Deci, sub acțiunea șocurilor hidraulice austenita fie că se va deforma plastic și se va distruge (austenită stabilă), fie că se va transforma în martensită (austenita metastabilă).

Structura martensitică are cea mai mare rezistență la cavitație, datorită omogenității sale. Martensita aciculară grosolană [13], obținută prin călire de la temperaturi ridicate, mult peste Ac₃, posedă rezistență la cavitație mult sub cea a martensitei aciculare fine. Rezistența mai redusă la cavitație poate fi pusă pe seama microfisurilor care ar apărea în urma călirii de la temperaturi ridicate sau mărirea eterogenității prin creșterea cantității de austenită reziduală.

Se poate concluziona că dintre toate microstructurile, martensita posedă cea mai ridicată rezistență în condițiile exploatarei în regim de cavitație.

Un alt aspect privind rezistența la cavitație este legat de tendința de ecrusare a materialelor. Oțelurile aliate cu mangan au cea mai mare tendință spre ecrusare. Modificarea conținutului de carbon nu are o influență hotărâtoare privind tendința spre ecrusare, așa cum se întâmplă cu principalele elemente de aliere (Mn sau Ni).

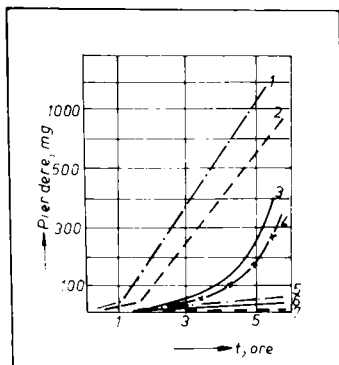


Fig.1.8. Rezistența la cavitație a unor oțeluri: 1 - oțel cu puțin carbon; 2 - oțel CrNi tip 18/8; 3 - oțel CrNi tip 14/2; 4 - oțel carbon încărcat cu oțel tip 18/8; 5,6,7 - superaliaje [105].

Comportarea oțelurilor austenitice este legată de transformarea austenitei în martensită în urma deformării plastice, cu atât mai intensă cu cât temperatura de deformare este mai aproape de cea a punctului de transformare martensitică. Astfel, un oțel de tip 18/8, are punctul de transformare martensitică la -170°C , în timp ce un oțel cu 0,3% C, 10% Mn și 10% Cr are această temperatură la -30°C . Rezultă că stabilitatea oțelurilor 18/8 este mai ma-

re, rezistența la cavitație fiind mai mică decât la oțelurile aliate Cr-Mn (fig.1.8).

În cazul oțelurilor cu 12-14% Cr, rezistența maximă la cavitație se obține la un conținut de 10% Cr (fig.1.9). Incercările s-au efectuat pe un vibrator cu magnetotricțiune pe probe tratate termic (normalizare la 1050°C și revenire la 780°C).

Creșterea conținutului de crom duce la apariția grăunților de ferită care diminuează rezistența la cavitație. Oțelurile aliate cu crom utilizate în stare turnată, au o rezistență redusă la cavitație datorită structurii de ferită cu carburi de crom. Un tratament de oălire și revenire îmbunătățește sensibil rezistența la cavitație.

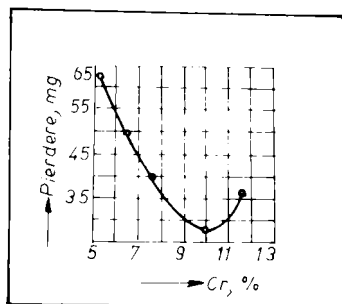


Fig.1.9. Influența conținutului de crom asupra rezistenței la cavitație a oțelurilor aliate turnate [2] .

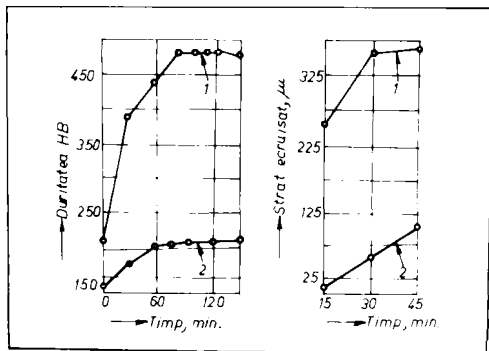


Fig.1.10. Influența cavitației asupra ecruisării oțelului aliat crom-mangan (1), respectiv crom-nichel (2) [13] .

Metalul depus prin sudare prezintă interes la fabricarea și repararea turbinelor hidraulice. Oțelul aliat crom-mangan (0,3% C; 10% Cr; 10% Mn) are o comportare bună în timp ce oțelurile aliate crom-nichel tip 18/8, respectiv cu 13% Cr au o rezistență mai redusă. Rezultatele exprimă tendința sporită spre o ecruisare a oțelului crom-mangan prin creșterea durității și grosimii stratului ecruisat datorită șocurilor hidraulice (fig.1.10).

1.2.6. Distrugerii prin cavitație la rotoarele turbinelor hidraulice

Literatura de specialitate [3] oferă informații multiple în acest domeniu, dar în prezent nu se dispune de tehnici de investigații și nici de un model matematic care să exprime cât mai exact procesul distrugerii prin cavitație, care să permită transpunerea rezultatelor de laborator, de la model la turbina reală.

595.140
77E

La turbinele Kaplan, distrugerile cele mai semnificative au apărut la paletetele rotoarelor și la camerele turbinelor. Distrugerea prin cavitație a paletetelor (fig.1.11) se manifestă în primul rând în zona 1 pe dosul paletetei în vecinătatea bordului de atac, zona 3 pe dosul paletetei înspre bordul de fugă, zona 4 pe profilele periferice și zona 5 pe partea frontală exterioară a paletetei.

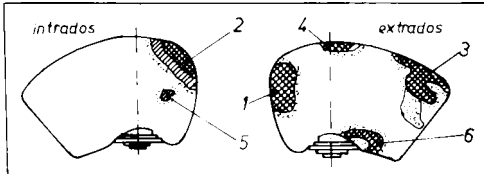


Fig.1.11. Distrugerile cavitaționale la paletetele rotoarelor turbinelor Kaplan [3] .

La turbinele Kaplan, distrugerile cele mai semnificative ale turbinei pot apărea eroziuni importante și în zona 2 pe fața paletetei în apropierea bordului de atac și zona 6 lângă butuc în apropierea flânșei paletetei. Extinderea acestor zone diferă de la o mașină la alta în funcție de timpul de funcționare, respectiv regimul la care a fost exploatată turbina [3] .

O comparație între paletetele turbinei Kaplan executate din oțel carbon și cele realizate din oțel inoxidabil ne indică o comportare net superioară a ultimelor atunci când sînt solicitate cavitațional [3] . La paletetele placate cu oțel inoxidabil tip 18/9 a lipsit erodarea cavitațională dar a apărut desprinderea stratului placat.



Fig.1.12. Paletă de rotor Kaplan erodată cavitațional.

În fig.1.12 se prezintă o paletă de rotor Kaplan cu o zonă erodată cavitațional după 18 ani de funcționare. Paleta a fost turnată din oțel inoxidabil T8NCuMC130.

În cazul rotoarelor turbinelor Francis, eroziunea cavitațională [3] a apărut cu prioritate pe dosul paletelor și anume:

- în spatele bordului de atac spre inel,
- în lungul bordului de atac pe dosul paletelor,
- în zona situată între bordul de fugă și inelul rotorului.



Fig. 1.13. Distrugereri prin cavitație la rotoarele de turbine Francis [3].

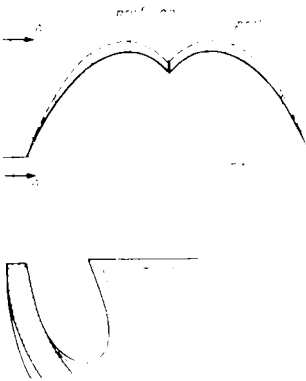


Fig. 1.14. Schema distrugerii prin cavitație a unei palete de turbină Pelton [3].

1.3. Coroziunea

Cînd pe suprafața materialelor metalice apar modificări chimice și electrochimice [14] se constată existența proceselor de coroziune.

Cavitația apare și pe fața paletelor în zona din apropierea bordului de atac sau dinspre bordul de fugă și inel (fig. 1.13).

Comportarea din punct de vedere cavitațional a rotoarelor din oțel inoxidabil a fost net superioară celor din oțel carbon.

La rotoarele turbinelor Pelton, cavitația apare în general pe dosul paletelor, atunci cînd jetul de apă izbește paleta. Analizînd eroziunea paletelor unei turbine Pelton [3] se constată distrugereri importante asupra bordului de atac al paletelor precum și pe dosul acestora (fig. 1.14). Se evaluează că pierderea de randament medie anuală este de ordinul a 0,5%, ajunînd la 1-1,5% în perioada de reparație.

Din cele prezentate rezultă că distrugerile cavitaționale apar în funcționarea turbinelor hidraulice necesită încărcări prin sudare cu oțel inoxidabil a rotoarelor, efectuate periodic, cu ocazia reparațiilor planificate sau accidentale.

În cazul oțelurilor aliate sudabile se întâlnesc forme specifice de coroziune:

- coroziune fisurată sub tensiune,
- coroziune intercristalină.

Aceste forme de coroziune sînt deosebit de periculoase. Ele se pot generaliza, fie pe întreaga suprafață, fie pe secțiunea produsului. Reacțiile chimice care stau la baza fenomenului sînt spontane și necontrolate, cu tendința naturală de transformare dintr-o stare termodinamică instabilă într-o stare termodinamică stabilă, prin reacția cu oxigenul și apa din mediu.

Cantitativ, viteza de desfășurare a procesului de coroziune se apreciază cu indicele gravimetric sau indicele de penetrație [4], care dau indicații corecte numai pentru caracterizarea coroziunii uniforme.

Indicele gravimetric reprezintă variația (creșterea sau scăderea) de masă raportată la unitatea de suprafață și timp:

$$v_c = \frac{m_c}{A t} \quad , \quad \text{în } g/m^2 t \quad (1.4)$$

Adîncimea medie a distrugerii corozive se numește indice de penetrație și se calculează cu relația:

$$p' = \frac{m_c}{\rho A t} \quad , \quad \text{în } mm/an \quad (1.5)$$

unde ρ - este masa specifică, A - aria atacată, m_c/t - masa pierdută în cursul unui an. Materialele cu $p' = 0,001-0,1$ mm/an pot fi utilizate în toate domeniile construcției de mașini hidraulice [4].

1.3.1. Coroziunea fisurată sub tensiune

Fenomenul de coroziune fisurată sub tensiune apare prin interacțiunea factorilor de natură chimică cu cei de solicitare mecanică. Fisurile urmăresc un traseu transcristalin sau intercristalin, funcție de nivelul tensiunii aplicate, mediul coroziv și forma rețelei de cristalizare. Fisura apare la zonele fragilizate, dezvoltîndu-se de la suprafață spre interior, într-un plan perpendicular pe cel al tensiunii mecanice.

Starea suprafeței și nivelul tensiunilor remanente joacă un rol important în coroziunea sub tensiune [15]. Din punct de vedere al compoziției chimice, mărirea conținutului de siliciu pînă la circa 3,7% are efecte foarte bune.

1.3.2. Coroziunea transcristalină

În cazul metalelor ce cristalizează în sistemul cubic cu fețe centrate [19], mecanismul constă din difuzia anionilor pe traiectul de deplasare a dislocațiilor în procesul de deformare a cristalelor după direcțiile de alunecare [17,71], cu indicii Miller $\langle 110 \rangle$ din planele cristalografice (111).

Barierile Cottrell [18] formate blochează mișcarea dislocațiilor pe aceste direcții, iar prin procese de cățărare a dislocațiilor mobile se repun în mișcare prin difuzia ionilor și reacția anodică pe direcțiile de alunecare $\langle 110 \rangle$. Astfel, dislocațiile mobile transportă atomi solubili către suprafața liberă a metalului, rupînd filmul protector de oxizi format pe suprafața de contact cu mediu chimic activ.

Fenomenul de fisurare în procesul de coroziune sub tensiune pornit de la "n" dislocații mobile ce se transformă prin coalescență în dislocații marginale a căror mărime și orientare sînt exprimate cu vectorul Burgers "na₁" în care a₁ este constanta rețelei, poate avea loc numai dacă tensiunile interne depășesc energia necesară pentru formarea a noi suprafețe de rupere (energia superficială, E_s):

$$\frac{R_c \cdot na_1}{2} > E_s \quad (1.6)$$

Energia necesară alunecării pe direcțiile $\langle 110 \rangle$ este o funcție de energia superficială E_s și a limitei de curgere R_c, ce se determină cu relația:

$$E_p = K \cdot E_s \cdot \ln \frac{1}{R_c} \quad (1.7)$$

în care K este factorul de intensitate al tensiunii la vârful fisurii.

Energia disponibilă, E_d, trebuie să fie

$$E_d > E_s + E_p \quad (1.8)$$

Din relația 1.6 se determină condiția de fisurare

$$E_d > E_s \left(1 + K \cdot \ln \frac{1}{R_c} \right) \quad (1.9)$$

Se remarcă din relația (1.9) rolul important al energiei superficiale E_s în procesul coroziunii sub tensiune. Această relație stă la baza ipotezei lui Uhling [20], potrivit căreia absorbția

ionilor pe suprafața oțelurilor aliate poate micșora energia superficială E_g și implicit energia necesară formării noilor suprafețe în procesul de rupere. S-a dezvoltat astfel ipoteza declanșării coroziunii fisurate sub tensiune la valori scăzute ale tensiunii, respectiv ale factorului de intensitate a tensiunii, K .

De asemenea teoria absorbției ionilor pe o suprafață a aliajelor oferă o explicație corectă în situația în care ionii OH^- și NO_3^- sînt absorbiți în zonele cu defecte la oțelurile inoxidabile turnate cu conținut scăzut de carbon.

1.3.3. Coroziunea intercristalină

Coroziunea intercristalină se întîlnește atît în prezența cît și în absența solicitării mecanice. Această formă de coroziune se atribuie slăbirii rezistenței limitelor grăunților la atacul mediului coroziv, cînd pe aceste limite apar concentrații diferite de elemente de aliere. Sînt generate astfel zone anodice, respectiv catodice care întrețin mecanismul electrochimic de coroziune [21]. Modificarea concentrației în elemente de aliere în lungul limitelor grăunților se datorează unor transformări structurale, fenomenului de precipitare a carburilor sau a atomilor de carbon și azot. O contribuție are și aplicarea ciclurilor termice la sudare, în ZIT putînd apare fenomenele amintite.

În cazul oțelurilor aliate Cr-Ni acest fenomen se manifestă intens în intervalul de temperatură 550-900°C prin separarea carburilor de crom (Cr_xC_y) deoarece în acest interval solubilitatea constituenților structurali este maximă. În această situație, la limitele grăunților conținutul de crom poate scădea, apărînd astfel o sensibilitate a acestor zone la atacul mediului coroziv și implicit inițierea germenilor de coroziune. La oțelurile stabilizate cu Ti și Nb, în cazul detensionării post-sudare la temperaturi de 650°C, carburile stabilizatoare de titan sau niobiu pot fi dizolvate în matricea de bază, favorizînd apariția coroziunii intercristaline în lamă de cuțit.

1.4. Eroziunea hidroabrazivă

Materialele solide în suspensie în masa de fluid în mișcare provoacă smulgerea unor particule metalice, prin șocuri mecanice și abraziune. Acest fenomen se produce pentru presiuni ale fluidului între 5 și 40 N/mm² [22], avînd ca efect erodarea suprafețelor cu care vine în contact.

2. CONSTRUCTIA SI REPARAREA PRIN SUDARE A ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE

2.1. Rotoare Pelton

2.1.1. Construcția rotoarelor

Paleta turbinei Pelton se realizează prin turnare din materiale rezistente la oboseală, la eroziunea particulelor solide în suspensie, la coroziune și la cavitație [1]. Oțelurile cu 13% crom și oțelurile austenito-feritice prezintă o rezistență bună. În ultimul timp se utilizează oțelurile cu 13% crom și 4% nichel care au o rezistență mai bună la cavitație, caracteristici mecanice superioare și comportare bună la sudare.

Rotoarele Pelton [1,4] au fost realizate pînă în anul 1930,

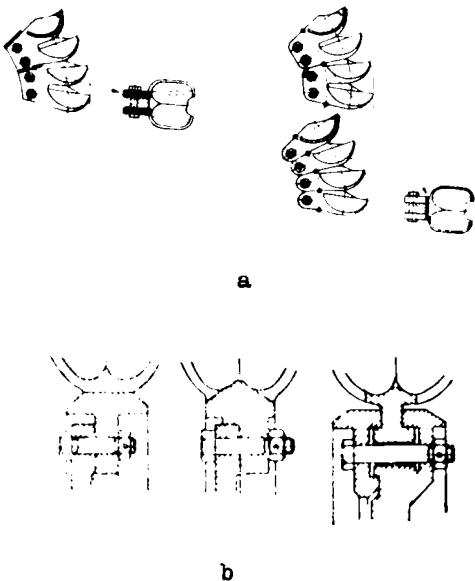


Fig.2.1.Moduri de execuție și fixare pe disc a paletelor [1] :
a - palete turnate individual și în pachete; b - moduri de fixare pe disc.

Turnarea rotoarelor monobloc [4,25] se realizează în forme temporare executate în rame de formare (fig.2.3) sau în solul turnătoriei, funcție de mărimea rotorului. Formarea pentru turnare decurge după următoarele etape principale:

prin prinderea cu buloane pe disc a unor palete turnate separat (fig.2.1.a). La turații specifice mari [1], când diametrul rotorului scade iar dimensiunile paletelor cresc, soluția devine dificilă din cauza spațiului restrâns, recurgându-se la pachete formate din 2-3 palete (fig.2.1.a). Fixarea pe disc a paletelor [1,4] se poate realiza prin buloane sau printr-un sistem de coadă de rîndnică (fig.2.1.b).

În construcția rotoarelor Pelton, paletele pot fi sudate pe discul rotorului în degajările practice pe periferia acestuia (fig. 2.2) sau turnate împreună cu discul rotorului (fig.1.4).

Turnarea rotoarelor monobloc [4,25] se realizează în

- execuția miezurilor din amestec de formare pe bază de nisip de zirconiu,
- vopsirea miezurilor cu vopsea refractară pe bază de făină de zirconiu,
- uscarea miezurilor și revopsire,
- verificare și omologare,
- asamblare pe placă și rigidizare cu tiranți,
- execuția rețelei de alimentare și a maselotelor,
- încărcarea formei cu greutateți,
- încălzirea formei,
- umplerea formei cu argon, cu 5-8 minute înainte de turnare,
- turnare.

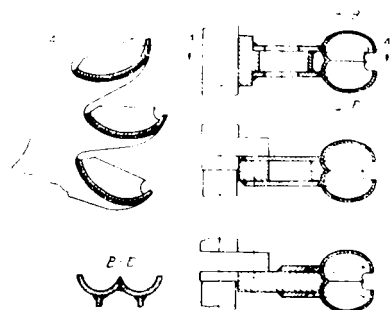


Fig.2.2. Fixarea paletelor pe disc prin sudare [1] .

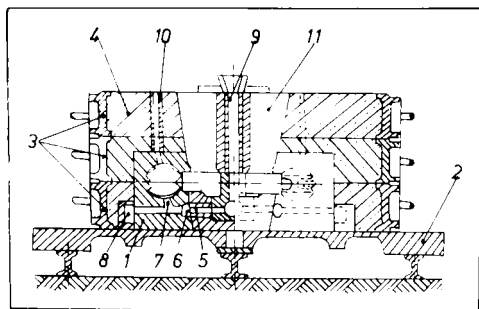


Fig.2.3. Turnarea monobloc a rotoarelor Pelton: 1 - miezuri, 2 - placă, 3 - rame de formare, 4 - formă, 5 - alimentatoare radiale, 6 - canal circular, 7 - alimentatoare individuale, 8 - buzunar de colectare, 9 - pîlnie, 10 - canale de ventilație, 11 - maselotă [4] .

2.1.2. Repararea prin sudare

La turnarea rotoarelor apar defecte de tipul suflurilor și incluziunilor nemetalice, umplere incompletă a formei, pelicule și aderențe [4] . Suflurile și incluziunile sînt defecte reparabile prin sudare, dar pot constitui amorse de rupere dacă nu sînt depistate pe parcursul fabricației. Un exemplu îl constituie ruperea prin boseală a unei părți dintr-o paletă a rotorului turbinei Pelton nr. 5 din CHE Lotru, amorsa fiind o incluziune [29] cu dimensiunile de 2×3 mm plasată în apropierea bordului paletelor (fig.2.4). Analiza

microfractografică a suprafeței de rupere efectuată prin examinare la microscopul electronic folosind replici în două etape, a permis evidențierea cu claritate a triațiunilor de absoasă (f.g. 2.5). Rotorul a fost turnat din oțel inoxidabil marca T09.



Fig.2.4.Aspectul macroscopic al suprafeței de rupere prin oboseală [29] .

Umplerea incompletă a formei duce la lipsuri de material în zona bordului paletelor. În funcție de dimensiunile zonei afectate, repetația prin sudare se poate executa prin încărcare sau turnarea unei palete noi și înlocuirea integrală sau parțială a paletei cu defecte de turnare.

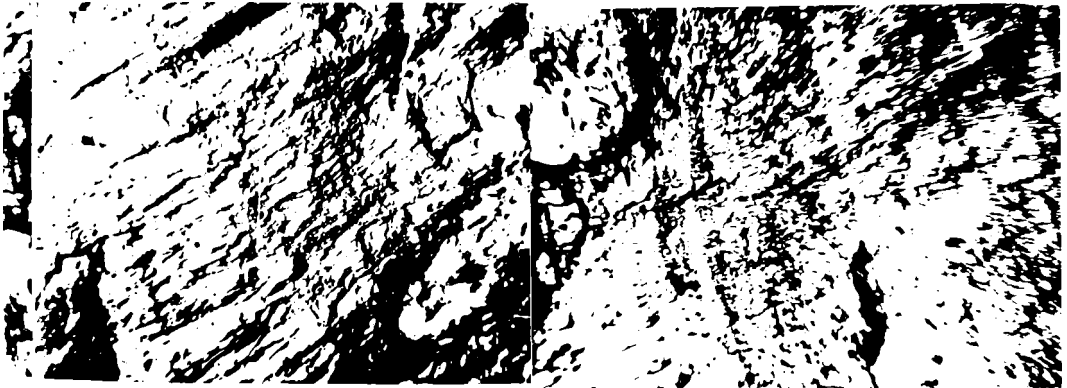


Fig.2.5.Aspectul microfractografic al suprafeței de rupere (mărire 5000x) [29] .

În fig.2.6 sînt prezentate defecte de turnare de acest tip apărute la paletetele unui rotor Pelton.

Defectele de turnare de tipul peliculelor apar la suprafața și în interiorul pieselor turnate, constituite din concentrări de oxizi formate în perioada de elaborare sau la suprafața jetului metallic în timpul turnării oțelului [4] .

În fig. 2.7 este arătat un rotor Pelton turnat din oțel T09CuMoMnNi Cr 185 Ti în faza de pregătire pentru repararea prin sudare a defectelor de turnare.



Fig.2.6. Defecte de turnare cauzate de umplerea incompletă a formei.



Fig.2.7. Rotor Pelton pregătit pentru reparare prin sudare.

2.2. Construcția rotoarelor Francis

2.2.1. Generalități

Rotorul turbinei Francis este constituit din coroană și inel între care sînt dispuse paletele [1,4]. Forma geometrică a rotoarelor [1] depinde de turația specifică, respectiv de căderea tur-

binei. Geometria și dimensiunile rotorului determină tehnologia de execuție.

Rotoarele turbinelor Francis se execută prin turnare monobloc, turnare și prelucrare individuală a paletelor urmată de asamblarea de inel și coroană prin turnare, respectiv turnare sau presare în matriță a paletelor și asamblarea prin sudare cu inelul și coroana.

Materialele care s-au impus pentru execuția rotoarelor Francis, prin rezistență la abraziune și cavitație, sînt oțelurile inoxidabile. În literatura de specialitate [1,3,36] sînt menționate și soluții de execuție a rotoarelor Francis din oțel carbon. Paletele pot fi acoperite prin metalizare cu un strat dur din oțel cu 1,2% carbon pentru rezistență la cavitație.

Alte soluții constau din acoperirea muchiilor de ieșire cu oțel inoxidabil prin încărcare prin sudare [36] sau prin utilizarea de table de oțel inoxidabil cu grosimea de 3 mm [1], dispuse în caroiaj (fig.2.8) sau în benzi (fig.2.9).

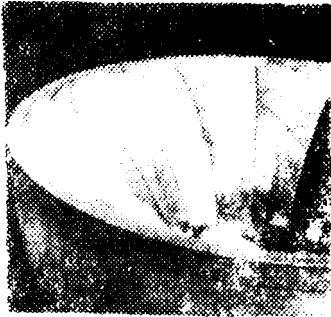


Fig.2.8. Placarea paletelor rotorului în zona de ieșire [1].



Fig.2.9. Acoperirea cu benzi a paletelor [1].

2.2.2. Turnarea monobloc a rotoarelor Francis

Turnarea rotoarelor Francis se realizează în forme temporare [4,30] executate în rame de formare sau în solul turnătoriei, etapele realizării formei fiind similare cu cele prezentate la pct.

2.1.1. Un exemplu este indicat în fig.2.10.

Rotoare cu greutatea de 185 t [35] au fost realizate din trei părți turnate separat (fig.2.11).

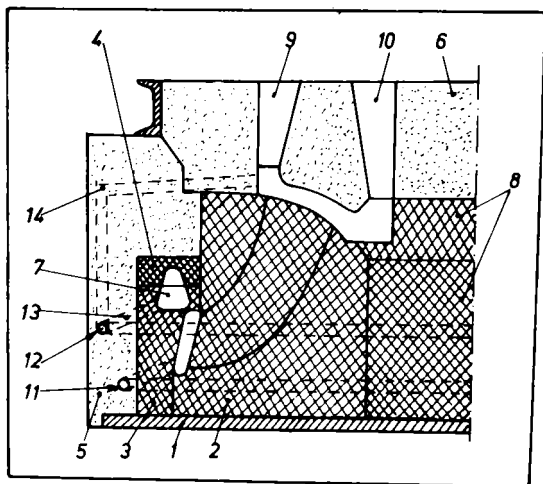


Fig.2.10. Turnarea monobloc a rotoarelor Francis [4]: 1 - placă; 2,3 - miezuri; 5,6 - forme; 7 - maselote oarbe; 8 - amestec de formare; 9,10 - maselote deschise; 11,12 - canale circulare; 13 - alimentatoare tangențiale; 14 - alimentatoare radiale.

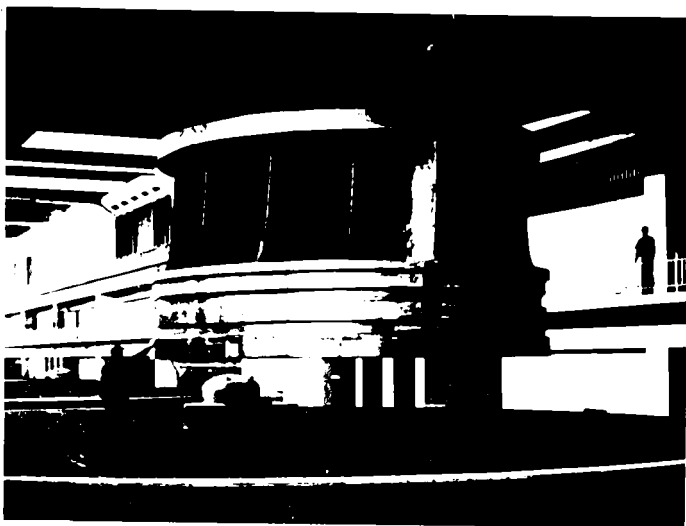


Fig.2.11. Rotor Francis turnat din trei părți [35].

2.2.3. Turnarea rotoarelor Francis avînd paletetele confecționate anterior

Paletetele pentru rotoarele Francis [4] se pot executa prin turnare sau presare în matriță [36]. Suprafețele care urmează a fi încastrate în coroană și inel se acoperă cu cositor sau cupru pentru evitarea oxidării și asigurarea unui contact intim la turnare.

Soluția de turnare a rotoarelor Francis avînd paletetele confecționate anterior se aplică foarte rar, datorită prețului de cost ridicat și dispunerii dificile a maselotelor pentru inel.

2.2.4. Repararea prin sudare a rotoarelor Francis turnate

Turnarea monobloc a rotoarelor Francis ridică probleme complexe, în aproape toate cazurile apărînd defecte de turnare [50] sau abateri de la forma geometrică impunîndu-se repararea prin sudare. Tehnologia de sudare aplicată diferă de la caz la caz funcție de dimensiunile defectelor, zona în care au apărut, etc. Cîteva din situațiile deosebite apărute în fabricația de rotoare Francis turnate monobloc sînt prezentate în continuare.

La turnarea unui rotor Francis din oțel inoxidabil T09 s-a epuizat cantitatea de lichid din cauza perforării formei, maselota completîndu-se cu lichid din oțel carbon. După îndepărtarea maselotei și eboșare s-au constatat fisuri multiple și modificări de compoziție chimică în zona centrală a coroanei rotorului.

Soluția adoptată a constat în înlocuirea zonei centrale cu un disc turnat din același oțel [31,33] sudat cu coroana rotorului. Dimensiunile discului au rezultat în urma analizelor chimice și încercărilor mecanice pe epruvete prelevate din inele de probă (fig.2.12) detașate de la periferia zonei cu defecte a coroanei rotorului. Forma și dimensiunile rostului de sudare sînt indicate în fig.2.13.

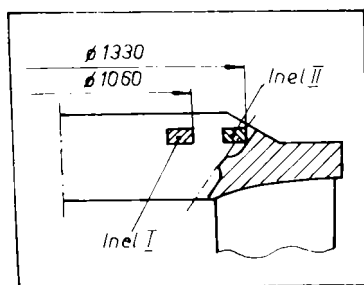


Fig.2.12. Dispunerea inelelor pentru probe.

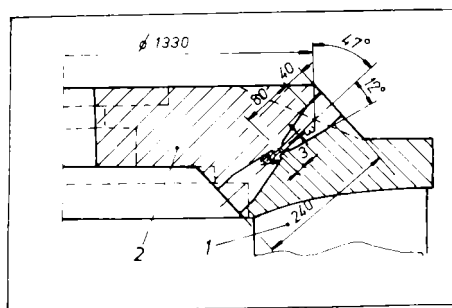


Fig.2.13. Rostul de sudare:
1 - rotor, 2 - placă.

Inclinarea axei rostului a fost impusă de necesitatea eliminării majorității defectelor, cele rămase fiind reparate local. Pentru asigurarea posibilității de control a sudurii, s-au prevăzut tehnologic două suprafețe paralele. O variantă posibilă pentru efectuarea reparației a fost îndepărtarea completă a coroanei rotorului de la baza paletelor și îmbinarea prin sudare cu o altă coroană turnată. Soluția nu s-a aplicat din cauza spațiului limitat dintre palete.

În cazul rotoarelor Francis pentru CHE Turnu-Ruieni soluția cu disc sudat s-a aplicat din cauza unor fisuri apărute în maselota centrală propagate și în coroană. Pregătirea pentru sudare este ară-

tată în fig.2.14. Discul a fost realizat prin forjare din oțel slab aliat (R52) cu caracteristici mecanice la nivelul solicitărilor din zona respectivă, îmbinat prin sudare cu coroana [32]. Pentru realizarea îmbinării sudate eterogene din oțeluri aliate diferit s-a aplicat o tehnologie de sudare (cap.6) rezultată în urma încercării probelor efectuate în mai multe variante de sudare și tratament termic post-sudare.



a



b

Fig.2.14. Pregătirea pentru repararea prin sudare a unui rotor Francis: a - rotor; b - disc.

2.2.5. Construcția rotoarelor prin sudare din elemente turnate sau laminate

Coroana, inelul și paletele rotoarelor Francis pot fi turnate separat și îmbinate prin sudare. În fig.2.15 este prezentat un rotor [34] cu diametrul de 4350 mm și greutatea de 58 tâne, executat din două jumătăți din motive de transport.

Paletele pot fi turnate plan sau tăiate din table de calitate adecvată [36] cu grosimea corespunzătoare grosimii maxime a paletei. Paletele se prelucreează plan pe suprafața de atac, iar partea opusă se frezează prin copiere pentru obținerea profilului și se presează în matriță (fig.2-16).

Inelul și coroana pot fi executate prin turnare sau din table groase și sînt prelucrate la forma finală numai pe suprafața udată. Asamblarea pentru sudare a rotorului se realizează prin așezarea inelului pe

un dispozitiv de fixare, prevăzut cu un montant central pe care se rotește un set de șabloane pentru verificarea poziționării corecte a paletelor. Coroana se poziționează pe palete și se assemblează prin suduri de prindere. Sudarea completă și tratamentul termic post sudare se realizează după o procedură bine stabilită.

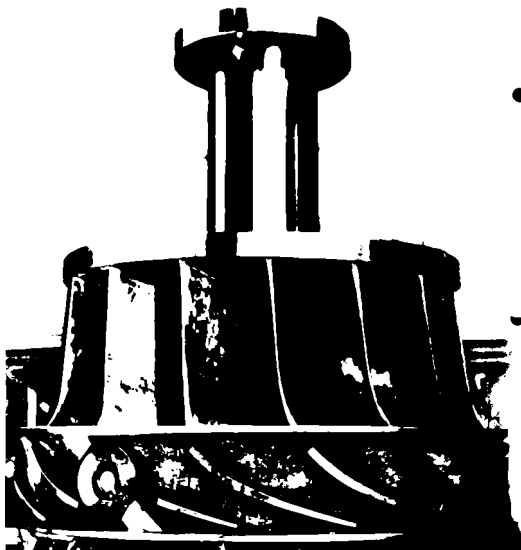


Fig.2.15.Rotor Francis fabricat prin turnare-sudare [34] .

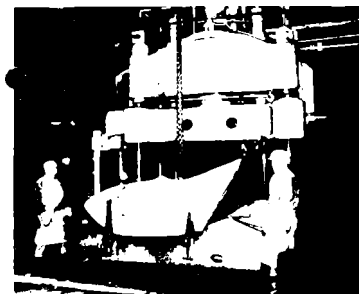


Fig.2.16.Presarea paletelor pentru rotoare Francis [36] .

Materialele utilizate pentru fabricarea elementelor rotoarelor pot fi oțeluri inoxidabile sau oțeluri carbon. În cazul utilizării oțelurilor carbon, dacă anumite zone urmează a fi acoperite cu oțel inoxidabil, se execută degajări care se încarcă prin sudare sub flux. Grosimea limită a stratului de oțel inoxidabil nu este mai mică de 3 mm.

Metoda de fabricare a rotoarelor prin sudare din elemente turnate sau laminate permite controlul integral al tuturor componentelor și o execuție mult ușurată. Paletele pot fi ajustate la forma dorită, verificate și finisate, lucru foarte important pentru atingerea unui randament ridicat.

2.3. Rotoare Kaplan

2.3.1. Construcția rotoarelor

Rotorul turbinei Kaplan [1] este compus din corpul butucului, paletele rotorice și mecanismul de reglare. Butucul este piesa de care se fixează paletele rotorului și care are amplasat în interior servomotorul cu mecanismul de rotire al paletelor, fiind executat

prin turnare din oțel carbon sau slab aliat. Paleta rotorului turbinei Kaplan [1] este constituită din (fig.2.17.a): paleta propriu-zisă, flanșa paletelor prin care se îmbină cu fusul și manivela. La rotoarele mai mici ($D=4-5$ m) paleta face corp comun cu fusul (fig.2.17.b). Paletetele se toarnă din oțeluri inoxidabile, existând și soluții de execuție în construcție sudată [1] sau turnare din oțel carbon placat prin sudare cu oțel inoxidabil [3]. Forma pentru turnarea unei paletete Kaplan [4,37] este prezentată în fig.2.18.

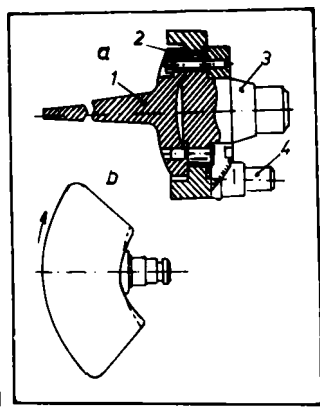


Fig.2.17. Imbinarea paletetei cu butucul rotorului Kaplan [1]: a) 1 - paleta propriu-zisă, 2 - flanșa paletetei, 3 - fus, 4 - manivelă; b) paletete cu fus.

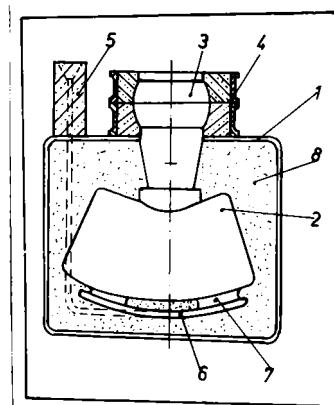


Fig.2.18. Formă pentru turnarea paletetei Kaplan [4]: 1 - rame de formare, 2 - paletete, 3 - maselotă, 4 - rame de turnare suplimentare, 5 - canal vertical, 6 - canal periferic, 7 - alimentare, 8 - amestec de formare.

2.3.2. Repararea prin sudare a paletetei

Repararea prin sudare a paletetei turnate pentru rotoarele Kaplan se impune atât în procesul de fabricație cât și în funcționare. Tehnologia de reparare prin sudare prezintă particularități specifice fiecărui caz, funcție de tipul, volumul defectelor și zona în care apar. Defectele de turnare izolate și fisurile apărute în funcționare se elimină prin prelucrare mecanică și încărcare prin sudare. În situația unor defecte extinse sau abateri de la forma geometrică se aplică înlocuirea zonelor respective din paletete propriu-zisă, cu elemente turnate, îmbinate prin sudare. Tratamentul

termic post sudare este impus de volumul metalului depus prin sudare, tipul materialului de adaus utilizat la sudare și stadiul în care se execută reparația (în procesul de fabricație sau la palete deteriorate în funcționare).

3. OTELURI INOXIDABILE UTILIZATE PENTRU CONSTRUCTIA ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE

3.1. Oțeluri inoxidabile

Cele mai bune rezultate în exploatarea rotoarelor de turbine hidraulice le-au dat oțelurile inoxidabile.

Convențional, se numesc oțeluri inoxidabile [51] aliajele Fe-C-Cr cu cel puțin 12% Cr și cu conținutul de C sub 0,1%. O concentrație de crom de peste 12% conferă oțelurilor inoxidabile rezistență la coroziune.

Adăugând aliajelor Fe-C-Cr și alte elemente de aliere: (nichel, molibden, cupru, mangan, titan, niobiu, siliciu, bor, aluminiu, etc.) s-au obținut o diversitate de oțeluri inoxidabile; cele mai importante clase structurale sînt:

3.1.1. Oțeluri martensitice

Oțelurile martensitice [38] sînt oțeluri cu 12-17% Cr, 0-4% Ni, 0,1-1,0% C și uneori adaosuri de Mo, V, Nb, Al și Cu. Ele au o rezistență mecanică mare și stabilitate ridicată la revenire. La temperatura de 950-1000°C structura lor este austenitică, iar datorită călibilității ridicate, la răcirea în aer se obține o structură martensitică. După călirea martensitică, oțelurile se supun unui tratament de revenire [38,51,56] pentru obținerea unei rezistențe bune la coroziune și a unui ansamblu optim de caracteristici de rezistență mecanică și plasticitate.

3.1.2. Oțeluri cu transformare controlată

Aceste oțeluri [38] conțin 14-17% Cr, pînă la 7% Ni și uneori elemente de aliere cum ar fi Mo, Al, Ti, Cu, etc. Structura oțelurilor este austenitică la temperatura de încălzire pentru punere în soluție, valoarea punctului martensitic superior M_s , se poate regla prin prelucrări termice și mecanice anterioare, astfel încît la temperatura ambiantă structura lor poate fi formată din austenită metastabilă sau martensită. Transformarea în martensită impune aplicarea unei reveniri în cursul căreia se poate declanșa o reacție de durificare prin îmbătrînire.

3.1.3. Oțeluri feritice

Oțelurile inoxidabile feritice conțin 13-30% Cr, fără Ni, o

concentrație scăzută de C și uneori aliate cu Mo, Nb sau Ti [38]. Oțelurile feritice pot înlocui oțelurile austenitice pentru utilizarea în medii corozive mai puțin severe, cât și în medii de sulf fiindcă nu conțin nichel. La sudare, oțelurile feritice se fragilizează în ZIT [75] datorită creșterii grăunților cristalini.

3.1.4. Oțeluri austenitice

Compoziția chimică a oțelurilor austenitice se caracterizează prin conținut foarte scăzut de C, Cr=18-25%, Ni=8-20% și uneori aliate cu Mo, Si, Nb, Ti [38,75,51,39]. Aceste oțeluri au o structură austenitică la toate temperaturile, cu toate că poate fi prezentă o anumită cantitate de ferită δ . Austenita poate fi transformată în martensită la unele compoziții, numai prin deformare plastică la rece.

3.2. Caracteristicile oțelurilor inoxidabile pentru rotoare de turbine hidraulice

3.2.1. Generalități

Oțelurile inoxidabile destinate fabricării rotoarelor de turbine hidraulice trebuie să prezinte o rezistență ridicată la cavitatie, eroziune hidroabrazivă, coroziune și comportare la sudare satisfăcătoare. Oțelurile cele mai utilizate, care răspund acestor cerințe sînt oțelurile de tip martensitic cu 13% Cr [76,77,4].

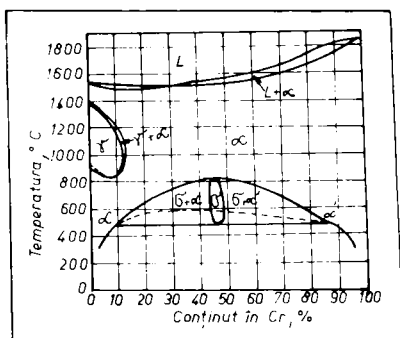


Fig.3.1. Diagrama de echilibru Fe-Cr [38].

În sistemul binar Fe-Cr [38,15] domeniul de existență al fazei δ se închide (fig.3.1) la concentrații de peste 12% Cr. În prezența carbonului și a altor elemente gamagene, cum ar fi nichelul, domeniul fazei δ se extinde pînă la aproximativ 18% Cr la 0,6% C.

Pentru a asigura oțelurilor inoxidabile caracteristici bune de tenacitate, deformabilitate și comportare la sudare, conținutul de carbon trebuie să fie mai mic de 0,15%. În fig.3.2 se arată efectul concentrației în Cr asupra structurii de echilibru a oțelurilor cu 0,1% C [38]. Pentru obținerea unor valori maxime ale caracteristicilor de rezistență mecanică, oțelurile trebuie să conțină 100% austenită la temperatura de 1050°C, iar după răcire în aer structura să fie complet martensitică deoarece orice urme de ferită δ afectează rezistența care se poate atinge. Rezistența la rupere a martensitei cu 0,1% C este li-

mitată la 130 daN/mm^2 , iar prin tratamentul de revenire după călire aceasta scade iar plasticitatea crește. Pentru mărirea stabilității la revenire, cele mai favorabile

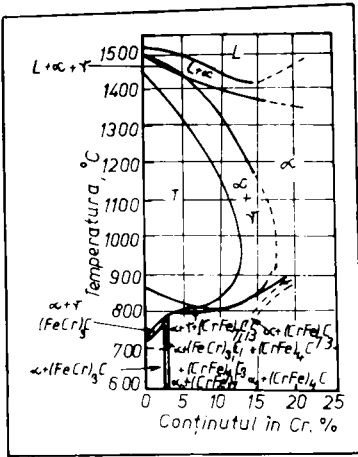


Fig.3.2. Influența concentrației în C asupra structurii de echilibru a oțelurilor cu 0,1% C [38].

tății la revenire, cele mai favorabile elemente de aliere sînt Mo și V care au un caracter alfojen și va exista tendința de formare a feritei δ în structură la 1050°C scăzînd valoarea rezistenței mecanice. Pentru echilibrarea constituției se adaugă elemente gamagene cum sînt: Ni, Mn, Cu care fac posibilă obținerea unei structuri complet austenitice la 1050°C , rezultată dintr-o structură total martensitică înainte de revenire. Proporția de ferită δ introdusă de unitatea procentuală de masă din fiecare element de aliere este indicată în tabelul 3.1, pentru oțeluri cu 0,1% C și 12% Cr [38].

Efectul Ti și Nb este greu de evaluat deoarece ele formează atît ferită cît și combinații cu elementele gamagene C și N. Valorile aproximative pentru efectul lor la formarea feritei δ este +12 la Nb și +14 la Ti. Aceste influențe au fost cuprinse în diagrama Schäffler modificată de Schneider (fig.3.3).

Efectul Ti și Nb este greu de evaluat deoarece ele formează atît ferită cît și combinații cu elementele gamagene

Tabelul 31 Efectul elementelor de aliere asupra cantității de ferită δ .

Element	Modificarea procentajului de ferită δ ptr 1% (masă) elem. de aliere
N	-220
C	-210
Ni	-20
Co	-7
Cu	-7
Mn	-6
Si	+6
Mo	+5
Cr	+14
V	+18
Al	+54

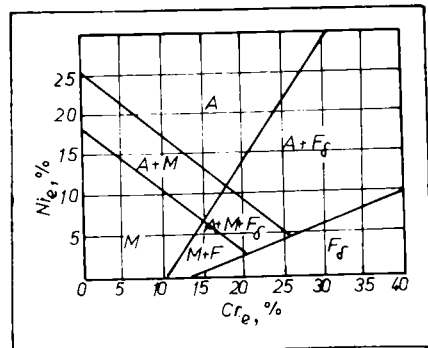


Fig.3.3. Diagrama Schäffler [38].

Relațiile de calcul pentru cromul și nichelul echivalent sînt [38]:

$$\text{Cr}_e = \text{Cr} + 2\text{Si} + 1,5\text{Mo} + 5\text{V} + 5,5\text{Al} + 1,75\text{Nb} + 1,5\text{Ti} + 0,75\text{W} \quad (3.1)$$

$$\text{Ni}_e = \text{Ni} + \text{Co} + 0,5\text{Mn} + 0,3\text{Cu} + 25\text{N} + 30\text{C} \quad (3.2)$$

Carbonul este cel mai ieftin element de aliere gamagen, dar

concentrația în C trebuie limitată deoarece la concentrații mari duce la înrăutățirea comportării la sudare [38,59], scăderea tenacității și rezistenței la coroziune, creșterea temperaturii pentru dizolvarea carburilor avînd ca efect creșterea granulației și micșorarea rezistenței la rupere fragilă. Nichelul are cea mai puternică acțiune gamagenă după carbon și azot, iar cobaltul prezintă avantajul că nu coboară temperatura punctului martensitic superior Ms și micșorează tendința de formare a feritei δ . Cu excepția Co, toate celelalte elemente de aliere folosite pentru creșterea stabilității la revenire provoacă coborîrea intervalului Ms-Mf, mărind cantitatea de austenită reziduală.

Punctul martensitic superior Ms, cînd începe transformarea martensitică și punctul martensitic inferior Mf, cînd încetează transformarea martensitică, se pot determina cu relațiile 3.3 și 3.4, în care simbolurile din paranteze reprezintă concentrația elementului în procente [78]:

$$Ms = 561 - 475(C) - 33(Mn) - 17(Cr) - 17(Ni) - 21(Mo) - 11(W) - 11(Si) + 27(Nb) - 44(V) + 19(Ti), \quad [^{\circ}C] \quad (3.3)$$

$$Mf = 210 - 362(C) - 10(Mn) - 0,5(Si) - 3,5(Ni) - 6(Cr) - 14,5(Mo) - 1(V) - 3(W) - 12(Nb) + 74(Ti), \quad [^{\circ}C] \quad (3.4)$$

Prezența în structură a austenitei reziduale se manifestă prin [38]:

- apariția unor deformații importante prin transformarea sa în cursul revenirii;
- caracteristici mai reduse de rezistență mecanică înainte de revenire;
- formarea unei cantități de martensită după tratamentul de revenire deoarece precipitățile de carburi ridică temperatura punctelor Ms și Mf specifice austenitei reziduale peste cea a mediului ambiant.

Pentru ca punctul Ms să nu fie coborît sub temperatura camerei este necesară limitarea conținutului de C și Mn. Nichelul scade conținutul de ferită δ , fără să coboare prea mult punctul Ms și coboară temperatura punctului critic A_c1 , limitînd temperatura superioară la care revenirea se poate executa fără o reaustenitizare și fără apariția austenitei reziduale sau a martensitei necălite. Temperatura de revenire se impune să fie cît mai ridicată posibil [38] astfel încît pentru un anumit nivel al caracteristicilor de rezistență mecanică să se obțină cele mai favorabile valori ale caracteristicilor de ductilitate și tenacitate precum și rezistență mare la coroziunea tenso-fisurantă. Influența elementelor de aliere

asupra punctului critic Ac_1 este prezentată în tabelul 3.2.

Tabelul 3.2. Efectul elementelor de aliere asupra temperaturii Ac_1

Element	Modificarea temperaturii Ac_1 ptr 1%(masă)element de aliere, °C
Ni	-30
Mn	-25
Co	-5
Si	+25
Al	+30
Mo	+25
V	+50

tenacității structurii martensitice și pe micșorarea tendinței de fisurare la rece, respectiv scăderea la maximum posibil a conținutului de ferită δ prin aliere cu 4-6% Ni.

Efectul gamagen al nichelului în aliajele Fe-Cr este arătat în fig.3.4, iar în fig.3.5 este reprezentată o secțiune în sistemul ternar Fe-Cr-Ni pentru raportul Cr:Ni=3 care permite urmărirea proceselor de cristalizare la aliajele Cr-Ni de tipul 12/4 și 15/5 [38].

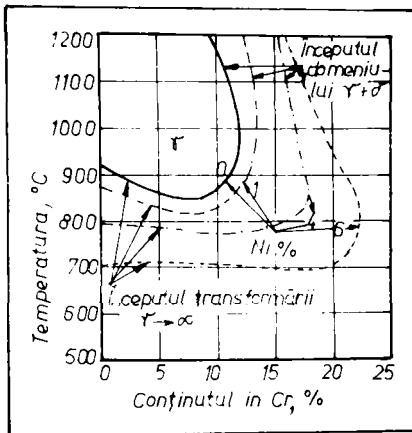


Fig.3.4. Influența Ni asupra domeniului de existență al austenitei în sistemul Fe-Cr [38].

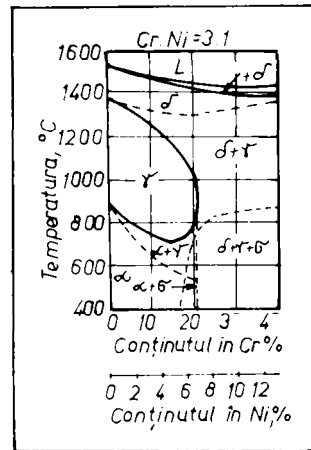


Fig.3.5. Secțiuni de concentrație în sistemul ternar Fe-Cr-Ni la un raport Cr:Ni=3 [38].

Structura martensitică cu conținut redus de carbon și aliată cu nichel, va avea o duritate HV=350-400 și caracteristici de tenacitate bune. Temperatura punctului M_s este cu 200-250°C sub cea a oțelurilor aliate numai cu crom, iar după răcire structura va fi constituită din martensită "moale", cantități mici de ferită δ și

austenită. După revenire se produce o scădere a caracteristicilor de rezistență mecanică și o creștere suplimentară a tenacității [38].

3.2.2. Mărci de oțeluri pentru rotoare de turbine hidraulice
Compoziția chimică a unor mărci de oțeluri inoxidabile [40,41, 42,43,44,45,46,47,49,79,80] utilizate pentru construcția rotoarelor de turbine hidraulice este arătată în tabelul 3.3.

Mărci de oțeluri		Compoziția chimică (%)	
Tip	Notă	C	Ni
1	18-8	0,08	10
		0,04	10
2	18-8	0,08	10
		0,04	10
3	18-8	0,08	10
		0,04	10
4	18-8	0,08	10
		0,04	10
5	18-8	0,08	10
		0,04	10
6	18-8	0,08	10
		0,04	10
7	18-8	0,08	10
		0,04	10
8	18-8	0,08	10
		0,04	10
9	18-8	0,08	10
		0,04	10
10	18-8	0,08	10
		0,04	10

Caracteristicile mecanice ale oțelurilor sînt indicate în tabelul 3.4.

Analizînd datele prezentate se remarcă faptul că la oțelurile fabricate de UCMR-SA se utilizează cuprul ca și element de aliere, acesta mărind efectul austenitizant al nichelului [51] și rezistența la coroziune.

3.2.3. Caracteristicile fizico-chimice, structurale și mecanice ale oțelurilor T08 și T09

Pentru fabricația rotoarelor de turbine hidraulice la UCMR-SA

Mărci de oțeluri		Compoziția chimică (%)	
Tip	Notă	C	Ni
1	T08	0,08	10
		0,04	10
2	T09	0,08	10
		0,04	10
3	T08	0,08	10
		0,04	10
4	T09	0,08	10
		0,04	10
5	T08	0,08	10
		0,04	10
6	T09	0,08	10
		0,04	10
7	T08	0,08	10
		0,04	10
8	T09	0,08	10
		0,04	10
9	T08	0,08	10
		0,04	10
10	T09	0,08	10
		0,04	10

s-au impus oțelurile T09CuMoMnNiCr 185Ti [79] și T08CuMoMnNiCr 125Ti [80]. S-a renunțat la oțelul T07CuMoMnNiCr 165Nb [79] utilizat inițial la turnarea rotoarelor Francis, datorită greutăților întâmpinate la elaborare, tratamente termice și sudare.

Oțelurile T08CuMoMnNiCr 125Ti (notat T08) și T09CuMoMnNiCr 185Ti (notat T09) fac parte din clasa oțelurilor inoxidabile cu transformare controlată avînd o structură auste-

nito-martensito-feritică la care proporția de constituenți se poate modifica în funcție de condițiile de tratament termic ceea ce constituie un avantaj substanțial în asigurarea unor caracteristici corespunzătoare pentru rezistență la cavitație, eroziune, coroziune.

Compozițiile chimice ale acestor oțeluri se încadrează în limitele indicate în tabelul 3.5 [79,80] .

Tabelul 3.5 Compoziția chimică a oțelurilor T08 și T09.

Marca oțelului	Compoziția chimică %										
	C	Mn	S	Cr	Ni	Mo	S	P	Ti	Cu	Alte elem
T08CuMoMn NiCr125Ti	max 0,08	1,0 2,5	0,30 0,85	12,0 13,5	3,5 4,5	0,4 0,6	max 0,03	max 0,03	0,10 0,30	14 18	V:0,04 C:0,06
T09CuMoMn NiCr185Ti	max 0,09	2,0 2,5	0,25 0,55	17,5 19,5	3,5 4,5	0,1 0,3	max 0,025	max 0,025	0,10 0,30	18 2,2	-

Constantele fizice ale oțelurilor studiate sînt cuprinse în tabelul 3.6, iar caracteristicile mecanice în stare călit-revenit în tabelul 3.7.

Tabelul 3.6 Constantele fizice ale oțelurilor T08 și T09.

...	Conductivitatea termică λ W/cm°C	Rezistivitatea electrică ρ Ω/cm	Greutatea specifică γ g/cm ³	Căldura specifică c J/g°C	Difuzivitatea termică a cm ² /s
T08CuMoMn NiCr125Ti	0,168	71,5 ± 0,5	7,79 ± 0,02	0,52	0,001
T09CuMoMn NiCr185Ti	0,170	72 ± 0,5	7,8 ± 0,02	0,54	0,001

Tabelul 3.7 Caracteristicile mecanice ale oțelurilor T08 și T09

Marca oțelului	R _{p0,2} daN/mm ²	R _m daN/mm ²	A ₅ %	Z %	K _{CV} J/cm ²	HB
T08CuMoMn NiCr125Ti	min 60	min 80	min 10	min 30	min 50	240 310
T09CuMoMn NiCr185Ti	min 35	min 60	min 20	min 20	min 80	160 220

Pornind de la compoziția chimică prescrisă pentru oțelurile analizate s-au calculat perechile de valori $Cr_{emin.}-Ni_{emin.}$, $Cr_{emin.}-Ni_{emax.}$, $Cr_{emax.}-Ni_{emin.}$, $Cr_{emax.}-Ni_{emax.}$, cu ajutorul cărora au fost obținute dreptunghiurile caracteristice pe diagrama Schäffler (fig.3.6), care arată că structura secundară de turnare a acestor oțeluri este constituită din austenită, martensită și ferită.

Oțelurile înalt aliate pentru rotoare de turbine hidraulice s-au dezvoltat pe baza oțelurilor convenționale Cr-Ni [81] prin

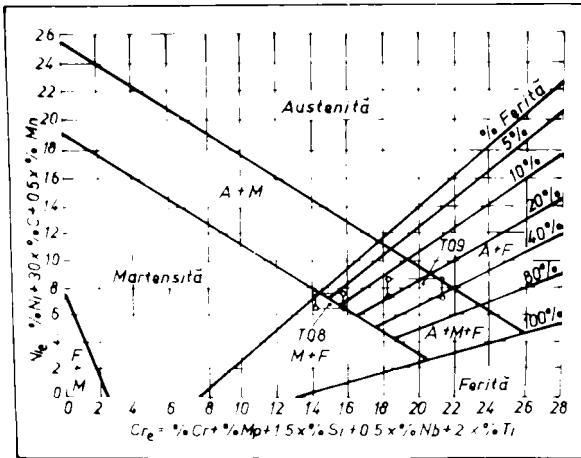


Fig.3.6. Determinarea structurii cu diagrama Schäffler.

a căror aliere suplimentară cu Mn, Cu, Ti, Nb, etc. s-a obținut o creștere a caracteristicilor de exploatare, concomitent cu reducerea conținutului de Ni.

Prin alierea cu cupru [37,24], se îmbunătățesc proprietățile de fluiditate a oțelului lichid, se micșorează tendința de fisurare ca urmare a tensiunilor termice apărute în timpul răcirii în formă și în timpul tratamentelor

termice.

În funcție de conținutul de cupru, comportarea oțelurilor sub acțiunea ciclurilor termice de încălzire-răcire este diferită. Astfel prin dizolvarea cuprului se produce durificarea soluției solide ceea ce afectează caracteristicile mecanice ale oțelului aliat.

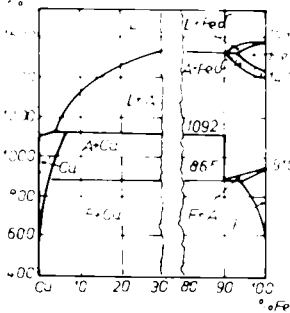


Fig.3.7. Diagrama de solubilitate Fe-Cu [72].

tura ambiantă se ajunge la o solubilitate a cuprului de $8 \times 10^{-9}\%$ [72].

Acțiunea cuprului asupra sensibilității la fisurare la cald este de asemenea controversată deoarece depinde și de prezența în oțel a altor elemente de aliere (Cr, Ni, Mo). Având în vedere influența

ența complexă a cuprului în oțeluri, s-au emis propuneri de limitare a conținutului său mai ales în cazul oțelurilor care urmează a fi supuse operației de sudare [84].

3.2.4. Tratamente termice ale rotoarelor de turbine hidraulice construite din oțelurile T08 și T09

Alierea complexă a oțelurilor T08 și T09 cu Cr, Ni, Mn, Cu, Mo și Ti sau Nb asigură următoarele [81]:

- mărirea călibilității și a posibilității de aplicare eficientă a tratamentului termic de călire-revenire la grosimi mari ale rotoarelor;
- creșterea stabilității la austenizare și la revenire și eliminarea tendinței de fragilizare la revenire;
- îmbunătățirea caracteristicilor de rezistență mecanică și a raportului $R_{p0,2}/R_m$, datorită alierii feritei și finisării structurii secundare;
- mărirea rezistenței la cald și la fluaaj (efectul Mo, Ti, Nb);
- creșterea rezilienței la temperaturi scăzute prin finisarea structurii primare și secundare, micșorarea tendinței de segregare intercristalină a manganului (efectul Mo, Ti, Nb);
- creșterea rezistenței la coroziune electrochimică, a limitei de oboseală, a rezistenței la eroziune cavitațională;
- uniformizarea structurii și a valorilor proprietăților pe secțiunea pieselor mari.

După turnare [75], rotoarele se supun unui tratament termic de recoacere de detensionare la 760-780°C. Rotoarele se tratează la maximum 8 ore după scoaterea din formă, cu rețelele de turnare îndepărtate, fără detașarea maselotelor și scoaterea armăturilor miezurilor. Recoacerea de omogenizare se efectuează după îndepărtarea maselotelor, la temperatura de 1030-1050°C.

Rotoarele eboșate se supun operației de tratament termic final, care constă dintr-o călire de punere în soluție la temperatura de 1050°C pentru oțelul T09, respectiv 1010±10°C pentru oțelul T08, urmată de un tratament de revenire.

Comportarea la revenire a oțelurilor T08 și T09 s-a cercetat pe baza încercărilor efectuate pe epruvete pentru încercări de tracțiune statică, încercări dinamice de încovoiere prin șoc, examinări sclerometrice și analize metalografice [81].

Curbele de variație a durității și energiei de rupere la oțelul T09, în funcție de temperatura de revenire, pentru condițiile în care răcirea de la temperatura de punere în soluție s-a efectuat în

aer, respectiv în apă sînt indicate în figurile 3.8 și 3.9.

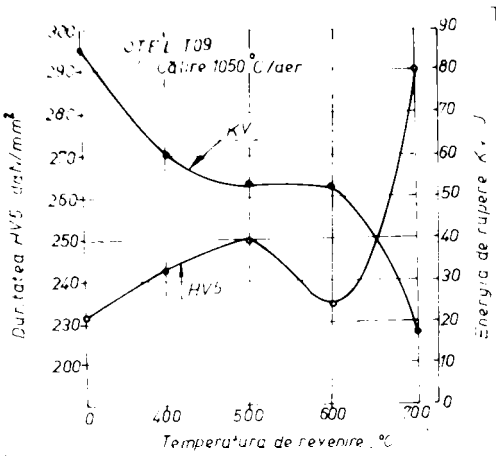


Fig.3.8.Variația durtății și energiei de rupere la oțelul T09, în funcție de temperatura de revenire la răcire în aer [81] .

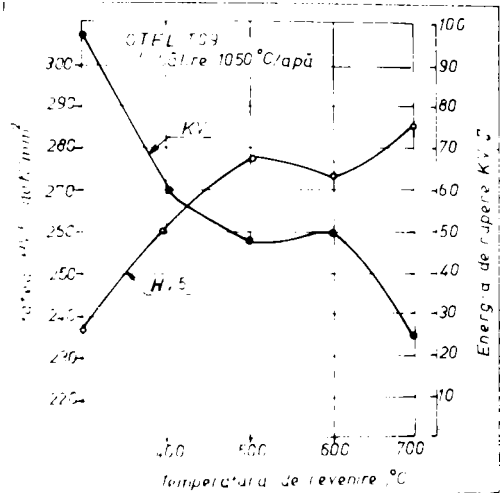


Fig.3.9.Variația durtății și energiei de rupere la oțelul T09, în funcție de temperatura de revenire la răcire în apă [81] .

În figurile 3.10 și 3,11 se evidențiază variația caracteristicilor mecanice cu temperatura de revenire pentru starea călită

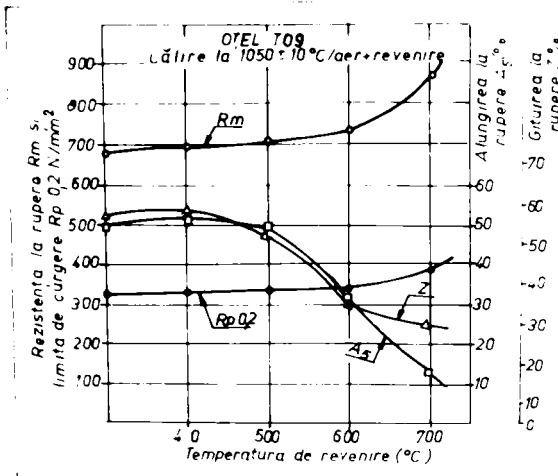


Fig.3.10.Variația caracteristicilor mecanice la oțelul T09, în funcție de temperatura de revenire la răcire în aer [81] .

---ă-i--- în ---, --- ---
---tiv în apă [81] .

Din analiza datelor prezentate, rezultă următoarele observații pentru oțelul T09:

- în stare călită, valorile energiei de rupere KV sînt mai mari la răcirea în apă, fenomen explicabil prin evitarea precipitării unor compuși duri și fragili de tipul $M_{23}C_6$, sa' fata \square ;

- creșterea temperaturii de revenire pînă la 500°C se manifestă printr-o scă-

dere continuă a energiei de rupere și o creștere a durității, ca urmare a descompunerii structurii de călire și reducerii nivelului

de tensiuni interne;

- în intervalul de temperaturi de revenire 500-600°C valorile energiei de rupere rămân practic constante, duritatea scăzând ușor;

- la temperaturi de revenire de 700°C, se constată o fragilizare puternică a oțelului, justificată prin separarea compusului intermetalic $\sqrt{}$ și a carburilor $M_{23}C_6$ la limita grăunților;

- indiferent de condițiile de răcire de la temperatura de punere în soluție, caracteristicile mecanice sînt similare,

fapt datorat grăunțului înalt de aliere care măsoară viteza critică de călire și mărește stabilitatea la transformare a austenitei subrăcite;

- intervalul optim al temperaturilor de revenire este cuprins între 450-500°C.

Variația caracteristicilor mecanice ale oțelului T08 cu temperatura de revenire, sînt arătate în figurile 3.12 și 3.13 [81], care pun în evidență următoarele aspecte:

- stabilitate bună la revenire pînă la temperaturi de 400°C;

- asociație optimă de proprietăți mecanice pentru temperatura de revenire de 600°C;

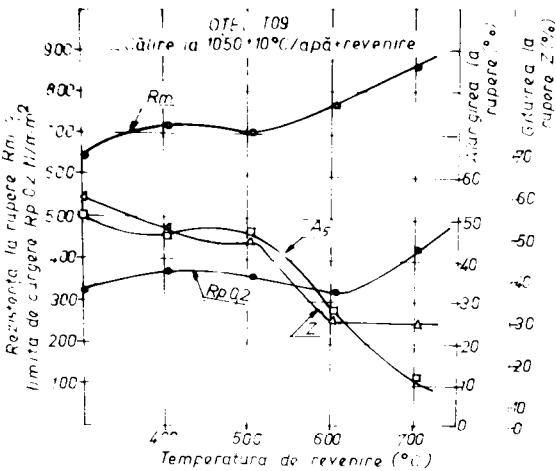


Fig.3.11.Variația caracteristicilor mecanice la oțelul T09, în funcție de temperatura de revenire la răcire în apă [81] .

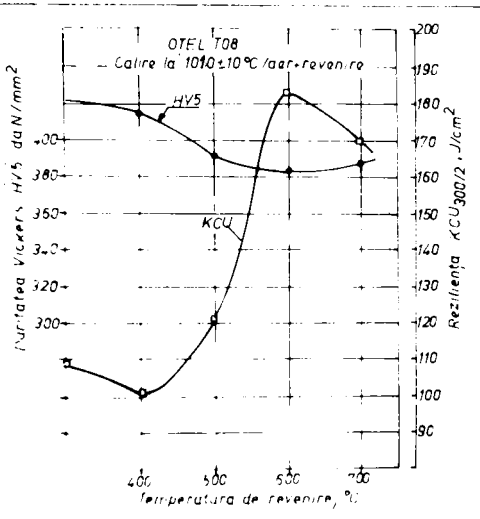


Fig.3.12.Variația durității și energiei de rupere la oțelul T08, în funcție de temperatura de revenire [81] .

- o tendință de fragilizare a oțelului în condițiile efectuării revenirii la 700°C.

În concluzie, ambele mărci de oțeluri fac parte din clasa oțelurilor inoxidabile cu transformare controlată avînd o structură austenito-martensito-feritică, la care proporția de constituenți se poate modifica în funcție de condițiile de tratament termic.

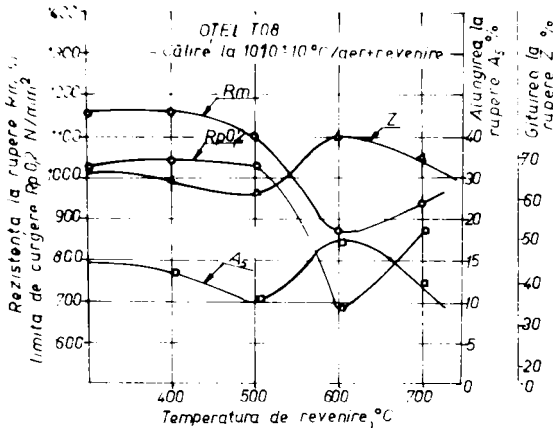


Fig.3.13. Variația caracteristicilor mecanice la oțelul T08, funcție de temperatura de revenire [81] .

După cercetările efectuate a rezultat că pentru grosimi mari sudarea oțelurilor T08 și T09 trebuie efectuată după tratamentul termic final.

3.2.5. Incercări de rezistență la coroziune intercristalină a oțelurilor T08 și T09

Incercarea rezistenței la coroziune intercristalină a oțelului T09 s-a efectuat [87] după norma ASTM A 262-81, metoda B . Epruvetele prelevate din metalul de bază, cu dimensiunile de 20x50x3 mm se introduc într-o soluție de $H_2SO_4-CuSO_4$, cu adaos de cupru electrolitic, timp de 24 ore. Aspectul microstructural după fierbere (fig.3.14) denotă o structură de tip "isolated ferite-pools" (IFP), structură acceptată de norma A 262-84 ca fiind nesusceptibilă la fenomenul de coroziune intercristalină.

Probele supuse analizei structurale au fost îndoite la 90°, aspectul macroscopic fiind prezentat în fig.3.15. Pe suprafețele îndoite s-a constatat existența fisurilor de coroziune intercris-

La oțelul T08, cea mai favorabilă asociație de propriități mecanice se obține după călirea la 1010°C cu răcire în aer urmată de revenire la 600-650°C (în funcție de compoziția chimică) cu răcire în aer.

La oțelul T09 călirea la 1050°C cu răcire în aer și urmată de o revenire la 450-500°C asigură un ansamblu optim al caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de tenacitate.

talină (fig.3.15.a) precum și probe fără fisuri de coroziune (fig. 3.15.b).

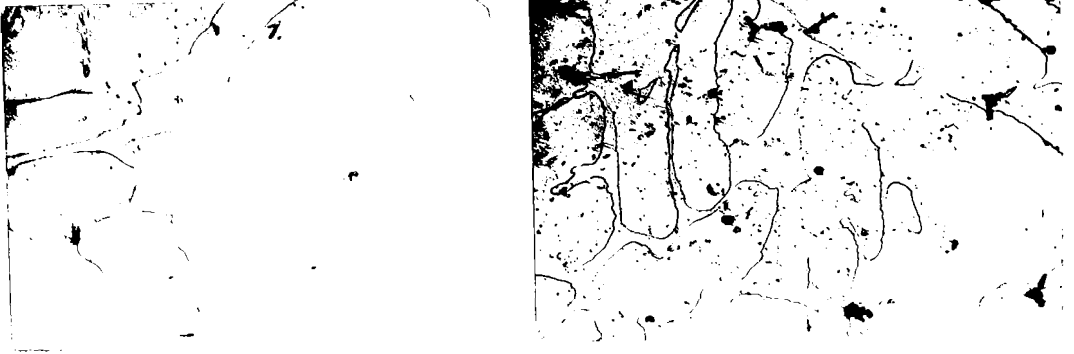
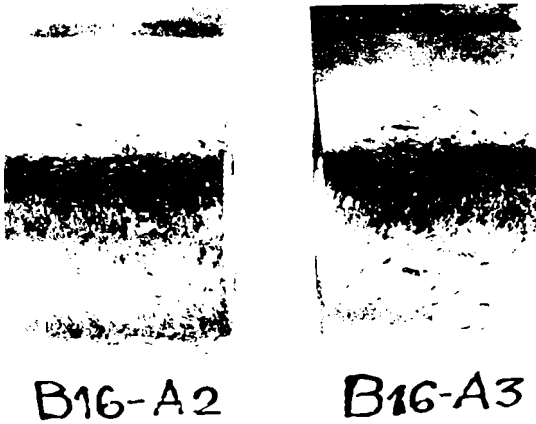


Fig.3.14. Microstructura probelor din oțel T09 după fierbere (500x), [87] .



a)



b)

Fig.3.15. Probe de coroziune îndoite la 90° : a) - cu fisuri de coroziune, b) - fără fisuri de coroziune [87] .

Viteza de coroziune, v_c , s-a calculat cu relația:

$$v_c = \frac{287 \cdot W}{A \cdot t \cdot \gamma} \quad , \quad \text{inch/lună} \quad (3.5)$$

în care:

- W - pierderea în greutate în g,
- A - suprafața totală în cm^2 ,
- t - durata încercării (t=24 ore),
- γ - masa specifică în g/cm^3 .

Pentru efectuarea unui calcul statistic de regresie asupra datelor obținute experimental pentru W și v_c , s-a aplicat criteriul Chauvenet pentru eliminarea valorilor anormale. După aplicarea acestui criteriu se iau în considerare datele prezentate în tabelul 3.8.

Tabelul 3.8. Valorile vitezei de coroziune și pierderile în greutate pentru oțelul TOS [87].

$v_c \cdot 10^3$ inch/lună	$w \cdot 10^3$ g	$v_c \cdot 10^3$ inch/lună	$w \cdot 10^3$ g
4,03	7,1	2,11	3,8
4,11	7,4	4,23	7,6
4,54	8,1	3,76	6,8
9,72	16,2	4,35	7,8
14,05	25,3	3,54	6,4
18,8	33,4	4,51	8,1
9,74	17,8	7,51	12,9
10,9	19,6	9,24	15,8
4,49	8,1	7,37	13,0
7,35	13,4	7,73	13,5
5,57	10,0	7,74	14,3

Se presupune că între valorile celor două mărimi, W și v_c există o relație liniară [15,110,111] și se va efectua un calcul de regresie liniară, de forma:

$$Y = b_0 + b_1 X \quad (3.6)$$

Cu datele din tabelul 3.8 se calculează mediile pe variabile cu relațiile:

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (3.7)$$

$$\bar{Y} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Y_i \quad (3.8)$$

în care pentru X_i și Y_i se introduc valorile vitezei de coroziune și a pierderilor în greutate.

Se calculează valorile parametrilor b_0 și b_1 , cu relațiile:

$$b_1 = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{\sum_{i=1}^n x_i^2} \quad (3.9)$$

$$b_0 = \bar{Y} - \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i}{\sum_{i=1}^n x_i^2} \bar{X} \quad (3.10)$$

în care:

$$x_i = X_i - \bar{X} \quad (3.11)$$

$$y_i = Y_i - \bar{Y} \quad (3.12)$$

Cu valorile obținute, regresia liniară considerată se reprezintă grafic ca în fig.3.16.

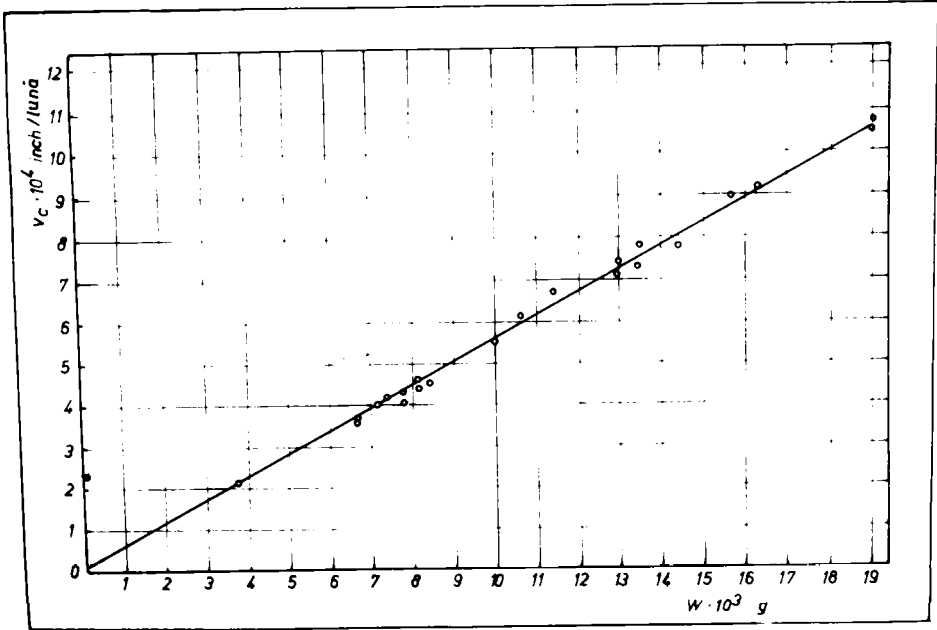


Fig.3.16. Regresia $v_c = f(W)$ pentru oțelul T09.

Analizînd variația $v_c = f(W)$ se observă că, în general, valorile singulare se așează pe o dreaptă de regresie al cărei coeficient de corelație ($r=0,98$) se apropie de valoarea maximă, atestînd o corelație foarte bună între mărimile analizate.

În concluzie, oțelul T09, în urma tratamentului termic, are o rezistență mai mare la coroziunea generală, însă datorită prezenței mai multor faze, martensită, ferită, austenită, este susceptibil la declanșarea unor fenomene de coroziune intercristalină [81] pe interfața ferită-martensită revenită (fig.3.17).

Oțelul T08 a fost încercat la coroziune intercristalină după metoda A, STAS 7114-80 [85].

Analiza metalografică efectuată asupra probelor încercate la coroziune [81] arată că oțelul T08 cu structură formată din martensită revenită și mici cantități de ferită (fig.3.18) nu prezintă fenomene de coroziune intercristalină (fig.3.19).

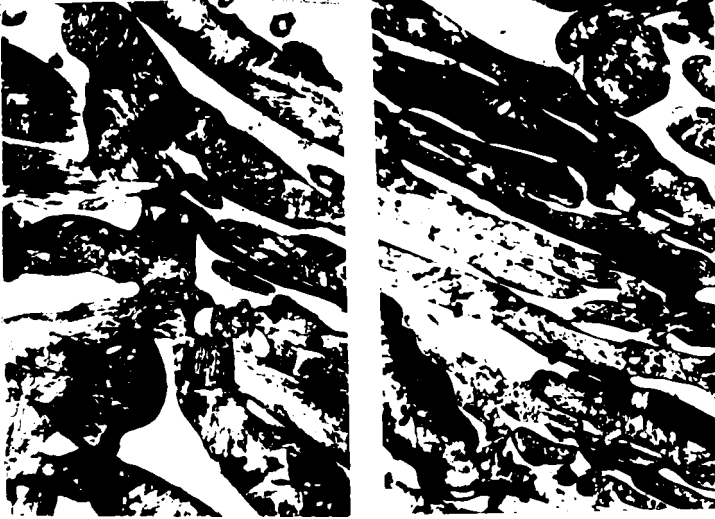


Fig.3.17. Coroziune intercristalină la oțelul T09 [81] .



Fig.3.18. Structura oțelului T08 (atac apă regală, 500x) [81] .



Fig.3.19. Aspectul structural al oțelului T08 după încercarea de coroziune (500x) [81] .

Probele îndoite la 90° (fig.3.20) nu prezintă fisuri de coroziune intercristalină.

Încercări de coroziune a oțelului T08 efectuate în mediu de

5% acid acetic, funcție de temperatura de revenire, arată o creștere a pierderilor în greutate pe măsura creșterii temperaturii de revenire (tabelul 3.9).

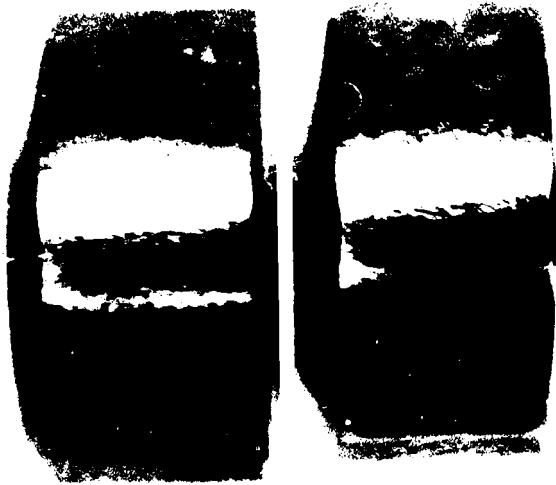


Fig.3.20. Probe de coroziune îndoite la 90°.

Aspectul structural al oțelului afectat de fenomenul de coroziune este prezentat în fig.3.21.

Tabelul 3.9 - Pierdere în greutate în funcție de temperatura de revenire și timp de revenire

Temp. de revenire Temp. de revenire °C	Temp. de revenire Temp. de revenire °C	Pierdere în greutate $M. g/m^2/h.$				
		475	520	550	600	700
0,02	10	10	10	11	38	30
0,05	10	10	10	15	55	50
0,10	10	10	10	25	77	75
0,20	10	10	10	40	80	20
0,50	10	12	12	60	60	18
1,00	10	15	15	70	40	19
2,00	10	19	19	80	30	18
5,00	12	40	40	75	22	18
10,00	15	60	60	60	20	18
20,00	20	78	78	40	20	19
50,00	40	80	80	30	20	18
100,00	68	70	25	20	20	18
200,00	78	50	22	20	20	18
500,00	60	38	20	20	20	18

Oțelul T08, datorită unei structuri mai omogene și apropiată de cea monofazică prezintă o rezistență mai mare la coroziune intercrystalină decât oțelul T09 [81]. Coroziunea intercrystalină poate apare după reveniri sau detensionări post-sudare multiple în intervalul de temperatură 450-600°C.

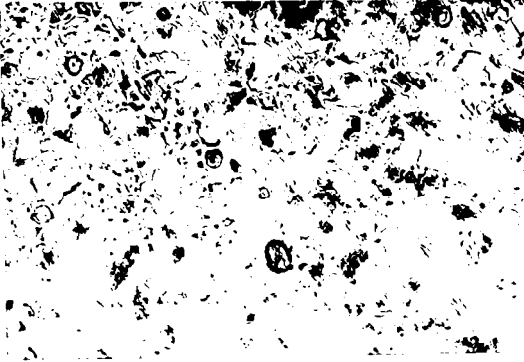


Fig.3.21. Structura oțelului
T08 afectat de co-
roziune (500x).

4. COMPORTAREA LA SUDARE A OTELURILOR T08 SI T09

4.1. Generalități

Procesele de sudare acționează asupra metalului de bază prin energia introdusă localizat și brusc [75], determinând reacții fizice și chimice: dilatări, contracții, transformări structurale, absorbții de gaze, oxidări, reduceri, nitrurări, formări și descompuneri de precipitate sau faze intermetalice. Fenomenele descrise se desfășoară în ZIT, iar reacțiunea metalului de bază față de acțiunea proceselor de sudare constituie comportarea la sudare a metalului de bază [75,92].

Estimarea comportării la sudare a MB se face comparând starea sa din ZIT cu starea sa inițială, cu cât diferența dintre cele două stări este mai mică, cu atât comportarea la sudare este mai bună.

Comportarea la sudare [89] este influențată de:

- metalul de bază;
- tehnologia de sudare;
- concepția structurii sudate.

Considerând intercon condiționarea între două din cele trei elemente arătate rezultă trei noțiuni derivate [93,94,89]:

- comportarea metalurgică la sudare CMS, determinată de modul în care reacționează oțelul față de acțiunea unui anumit proces de sudare, acțiune localizată în ZT și ZIT;
- comportarea tehnologică la sudare CTS, determinată de posibilitatea de a realiza îmbinări printr-un anumit procedeu de sudare, în vederea realizării anumitor cerințe;
- comportarea constructivă la sudare CCS, determinată de capacitatea de a realiza o structură sudată dintr-un anumit MB care să funcționeze în anumite condiții, fără a greva siguranța construcției.

Între noțiunile arătate și cei trei factori de influență se poate stabili legătura prezentată în figura 4.1, care definește sudabilitatea ca noțiune complexă [89,94].

Comportarea la sudare, atât metalurgică cât și tehnologică se reflectă în ZIT și deci estimarea ei se realizează studiind această zonă [75].

Comportarea metalurgică la sudare (CMS) ar putea fi determinată pornind de la energia introdusă în piesele de sudat și se calculează ciclurile termice de sudare în fiecare punct al ZIT-ului [95]. Cu

ajutorul ciclurilor termice și a diagramelor de descompunere a austenitei se poate determina structura metalurgică din ZIT.

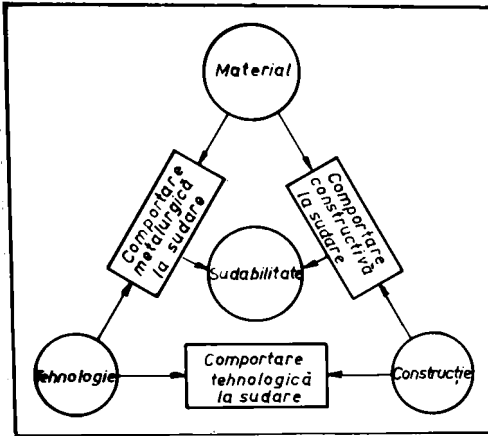


Fig.4.1. Sudabilitatea ca noțiune complexă [89,94].

În prezent estimarea CMS se face pe bază de caracteristici, selecția acestora impune evitarea fisurilor și ruperilor fragile [95], realizându-se pe baza încercărilor ce pot fi împărțite în trei grupe:

Comportarea termice corelate cu dilatațiile și contracțiile materialului pot da o imagine a tensiunilor din ZIT. Analizând atmosfera din zona sudării și folosind ecuații termodinamice s-ar putea calcula cantitatea de gaze ce pătrunde în ZIT [92].

La nivelul actual al teoriei și metodologiilor de calcul estimarea CMS pe cale teoretică nu este posibilă și nici eficientă. În prezent estimarea CMS se face pe bază de caracteristici, selecția acestora impune evitarea fi-

surilor și ruperilor fragile [95], realizându-se pe baza încercărilor ce pot fi împărțite în trei grupe:

- grupa încercărilor destinate determinării însușirilor și caracteristicilor materialului nesudat;
- grupa încercărilor destinate cercetării transformărilor din ZIT;
- grupa încercărilor destinate aprecierii factorilor fragilizanți.

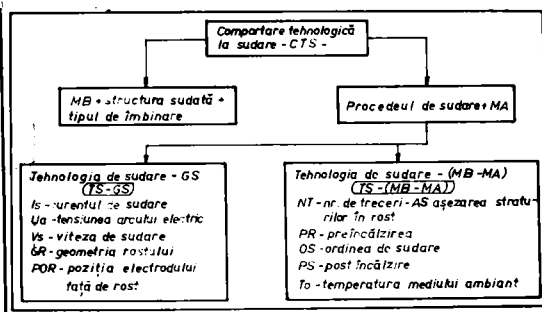


Fig.4.2. Influența factorilor predominanți asupra parametrilor tehnologici [95].

Comportarea tehnologică la sudare este condiționată de tehnologia de sudare. În cazul sudării cu arcul electric parametrii tehnologici PT sînt dependenți de metalul de bază MB, de materialul de adaos MA și geometria pieselor și îmbinării sudate GS [92]. Considerînd acțiunea factorilor predominanți GS și MB+MA asupra parametrilor de sudare PT, rezultă corelațiile prezentate în fig.4.2.

Comportarea metalurgică la sudare are, prin definiție un caracter calitativ. Diversitatea materialelor și condițiile impuse îmbinărilor sudate necesită și o posibilitate de corelare cantitativă între datele care descriu comportarea la sudare a MB și parametrii

procesului de sudare. Se consideră că estimatorul comun global și exprimabil numeric poate fi timpul de răcire între 800 și 500°C, $t_{8/5}$ [94].

Intervalul de temperatură 800...500°C include temperatura de transformare a austenitei la răcire (pentru oțelurile care se sudează curent), iar viteza de răcire, respectiv timpul $t_{8/5}$ nu depinde de poziția punctului considerat, cu condiția ca temperatura maximă a ciclului termic $T_v > 850^\circ\text{C}$.

4.2. Metode moderne de estimare a fragilizării structurale

4.2.1. Metoda simulării ciclurilor termice la sudare

Simulatoarele de cicluri termice produc într-o epruvetă cicluri termice specifice, fie tratamentelor termice, fie celor provocate în ZIT de procesele de sudare. Ciclurile termice (fig.4.3 și fig.4.4) sînt descrise de relații matematice și de funcții analitice complexe [96,97] avînd o serie de parametrii printre care se amintesc:

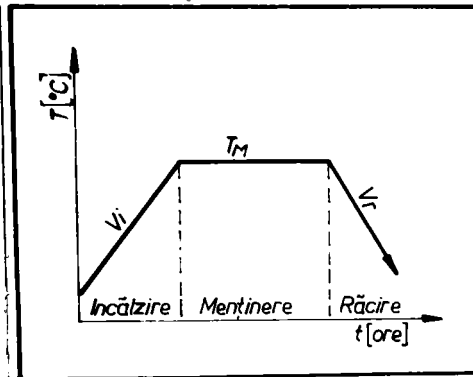


Fig.4.3. Ciclu termic de
... a a n e ... [96].

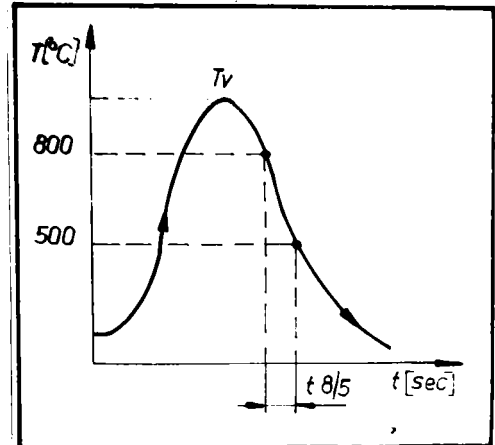


Fig.4.4. Ciclu termic la
sudare [96].

- temperatura de vîrf, T_v în $^\circ\text{C}$;
- timpul de răcire, $t_{8/5}$ în s;
- vitezele de încălzire și răcire, v_i , v_r în $^\circ\text{C/s}$.

Pentru determinarea prin calcul a parametrilor ciclului termic se dau relațiile lui Rîkalin [98] și Adams [99]:

- a) Timpul de răcire $t_{8/5}$
- pentru flux tridimensional

$$t_{8/5} = \frac{E_1}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (4.1)$$

- pentru flux bidimensional:

$$t_{8/5} = \frac{1}{4\pi\lambda\gamma c} \left(\frac{E_1}{s}\right)^2 \left(\frac{1}{500-T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0}\right)^2 \quad (4.2)$$

în care:

E_1 - energia liniară introdusă în J/cm;

λ - conductivitatea termică între 800-500°C în W/cm°C;

T_0 - temperatura la începutul încălzirii sau cea de preîncălzire în °C;

γc - căldura specifică pe unitatea de volum în Ws/cm³ °C;

s - grosimea maximă a materialului în cm.

Alegerea tipului de flux se face prin determinarea factorului intermediar E' , cu expresia:

$$E' = \gamma c s^2 (T_v - T_0) \frac{1}{E_1} \quad (4.3)$$

în care T_v este temperatura maximă a ciclului termic (temperatura de vîrf).

Dacă $E' < 0,33$ fluxul este bidimensional,

$E' > 0,33$ fluxul este tridimensional.

b) Viteza de încălzire

Vitezele de încălzire se prescriu funcție de ciclul termic aplicat și anume:

- pentru cicluri termice specifice unor tratamente termice se prescriu viteze de încălzire v_1 cuprinse între 25°C/h și 400°C/h;

- pentru ciclurile termice specifice sudării, vitezele de încălzire sînt cuprinse între 100°C/s și 135°C/s.

c) Viteza de răcire

Viteza de răcire este un parametru ce se determină funcție de tipul fluxului de căldură introdus în piesă și anume:

- la flux bidimensional:

$$v_r = 2\pi\lambda\gamma c \left(\frac{s}{E_1}\right)^2 (T_v - T_0) \quad (4.4)$$

- la flux tridimensional:

$$v_r = \frac{2\pi\lambda}{E_1} (T_v - T_0)^2 \quad (4.5)$$

Fluxul bidimensional sau tridimensional se alege funcție de factorul intermediar E' . Dacă factorul $E' < 0,33$ se alege relația (4.4) pentru calculul vitezei de răcire, iar dacă factorul $E' > 0,9$ se calculează v_r cu relația (4.5).

În cazul cînd $0,33 < E' < 0,9$ calculul vitezei de răcire se face pe baza utilizării diagramei Adams [99] .

d) Energia termică

În cazul procesului de sudare, valoarea energiei liniare E_l se determină cu relația:

$$E_l = \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (4.6)$$

în care: η - randamentul arcului electric;
 U_a - tensiunea arcului în V;
 I_s - intensitatea curentului de sudare în A;
 v_s - viteza de sudare în cm/s.

Dintre măsurimile de calcul ale energiei doar randamentul arcului electric nu poate fi măsurat în mod direct, în practică utilizându-se valori stabilite experimental pentru fiecare procedeu de sudare.

În cazul tratamentelor termice ciclul termic are expresia energiei E care este dată practic de căldura introdusă în piesă pe baza relațiilor termice.

e) Variația temperaturii în timp

Pentru calculul variației temperaturii în funcție de timp într-un anumit punct al ZIT, considerînd sursa de căldură punctiformă se pot utiliza următoarele relații simplificate [22]:

- pentru flux tridimensional:

$$T = \frac{P/v_s}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{R^2}{4at}} + T_0 \quad (4.7)$$

- pentru flux bidimensional:

$$T = \frac{P/v_s}{s\sqrt{4\pi\lambda\gamma t}} e^{-\frac{R^2}{4at}} + T_0 \quad (4.8)$$

în care:

- P - puterea efectivă a sursei termice
- R - distanța din centrul sursei pînă la punctul în care se determină temperatura,
- t - timpul pentru care se calculează temperatura,
- $a = \frac{\lambda}{\gamma c}$ - difuzivitatea termică.

Pentru calculul ciclurilor termice este necesară cunoașterea constantelor materialului (γ , c , λ), grosimea și temperatura inițială. Cu relațiile (4.7) și (4.8) se calculează curbele de variație

a temperaturii în funcție de timp cu ajutorul cărora se realizează cartelele necesare simulatorului.

Ciclurile termice se aplică unor epruvete speciale cu dimensiunile din fig.4.5.

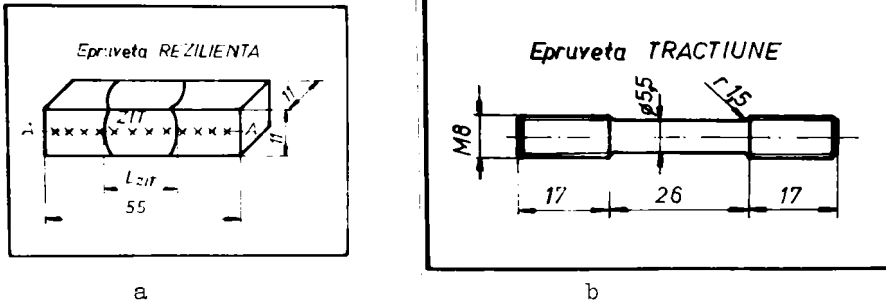


Fig.4.5. Tipuri de probe pentru simulatorul de cicluri termice a - epruvetă de reziliență, b - epruvetă de tracțiune [87].

4.2.2. Metode de determinare a tensiunilor reziduale

Tensiunile reziduale de ordinul II, $\langle \sqrt{\sigma_{TR}} \rangle$, se determină prin examinarea comparativă a probelor supuse unor cicluri termice, prin difracție cu raze X, folosind metoda goniometrică [101].

Metoda se aplică în special la analiza nivelului tensiunilor după aplicarea ciclurilor termice de sudare și după aplicarea tratamentelor termice post-sudare.

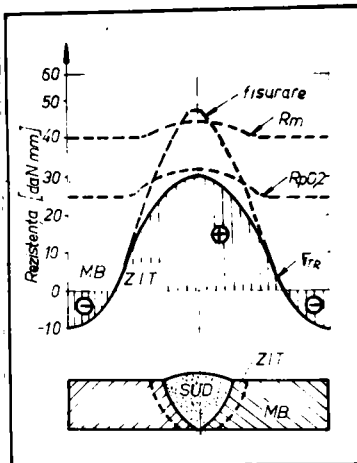


Fig.4.6. Variația $\langle \sqrt{\sigma_{TR}} \rangle$ la îmbinări sudate cap la cap [102].

Tensiunile reziduale care apar în urma procesului de sudare se echilibrează în general în ansamblul structurii sudate [102]. Transformările structurale determinate de variația neuniformă a temperaturii în procesul de sudare face ca tensiunile reziduale să apară local în ZIT sub forma tensiunilor de întindere $\langle \sqrt{\sigma_{TR}} \rangle$, care au maximul plasat pe axa sudurii, sub valoarea limitei de curgere $R_{p0,2}$ (fig.4.6).

Un rol important în declanșarea fragilizării structurale a oțelurilor aliate îl are starea de tensiune, respectiv deformația ZIT în care granulația este grobă. Indiferent de structura ZIT, fragilizarea structurală nu poate să apară în absența unui câmp de ten-

siuni suficient de intens. Starea de tensiune în ZIT este determinată de nivelul tensiunilor reziduale, respectiv tensiunile induse de solicitările exterioare [52].

Rezultă că existența tensiunilor în ZIT, poate provoca o fragilizare structurală în timpul încălzirilor post-sudare.

4.2.3. Metoda metalografică, optică, electronică, inclusiv la temperaturi ridicate

Metoda metalografică este larg răspândită în cercetarea structurii oțelurilor aliate. Pe plan mondial estimarea fragilizării structurale se face prin compararea structurilor apărute în urma aplicării ciclurilor termice de sudare cu cele ale probelor neafectate de aceste cicluri [103]. Se urmărește totodată și apariția defectelor specifice în urma aplicării acestor cicluri termice [104].

Prin microscopie electronică se pun în evidență atât forma carburilor cât și distribuția lor, prin analize de replici de extracție pentru carburile specifice. După [105] se face o diferențiere pe trei clase a carburilor, funcție de rețeaua lor cristalină: cubice (V_4C_3 , Mn_2C_6 , etc.), hexagonal compactă (V_2C , Nb_2C , Cr_7C_3 , etc.), ortorombică (Co_3C , Fe_3C , Mn_3C , Cr_2C_2 , etc.). În matricea oțelurilor aliate apare o mare cantitate de carburi dispersate, distribuite uniform și având diferite configurații. Ele pot fi plasate intergranular sau în matricea oțelului.

Structurile oțelurilor aliate cu carburi pot fi supuse fenomenelor de fragilizare structurală, atât prin acțiuni singulare ale apariției structurilor dure cât și prin acțiuni conjugate constituenți duri-carburi plasate preferențial la limitele grăunților.

Metoda metalografică prin microscopie optică la temperaturi ridicate, în domeniul austenitic, pune în evidență modificarea formei și distribuției carburilor în timpul aplicării ciclului termic de încălzire-răcire.

4.2.4. Metoda determinării variației și distribuției elementelor de aliere

Un rol important în stabilitatea structurală a oțelurilor aliate îl are variația și distribuția elementelor de aliere [106]. Aceasta se poate determina prin microsonda electronică la mărimi între 1000x și 100000x.

Variația elementelor de aliere dă indicații calitative privind natura carburilor, pune în evidență cazuri de aglomerări puternice de carburi în apropierea și pe limitele de grăunți, fapt ce atestă predispunerea zonelor respective la fragilizarea structurală și im-

plicit o scădere a rezistenței mecanice și la coroziune a unor astfel de structuri.

4.2.5. Metoda de determinare a caracteristicilor mecanice

Modificările structurale ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate, modifică nu numai caracteristicile mecanice ci și tenacitatea acestora.

Creșterea limitei de curgere poate fi un indiciu de scădere a tenacității la rupere. Aceasta se explică prin faptul că o creștere a limitei de curgere poate fi considerată ca o scădere a mobilității dislocațiilor care, în zonele învecinate fisurii crează o stare de eforturi unitare diferite.

Corelația dintre tenacitate și energia absorbită la încercarea de încovoiere prin șoc se bazează pe observația că cele două mărimi se determină prin încercări care au drept criteriu aceiași proprietate a materialului și anume rezistența la rupere [107].

Aprecierea comportării la rupere fragilă prin energia de rupere deși are doar caracter calitativ, este în măsură să răspundă situațiilor întâlnite frecvent în practică.

Oțelurile aliate și îmbinările sudate aferente acestora, sub acțiunea solicitărilor au o comportare ductilă sau fragilă, funcție de capacitatea acestora de a se deforma. Ductilitatea scade progresiv cu coborîrea temperaturii [109,107,108]. La oțelurile aliate turnate sau forjate se observă o scădere bruscă a ductilității într-un domeniu de temperatură specific fiecărei mărci de oțel în parte. Acest fenomen se numește tranziția ductil-fragil și se explică prin felul diferit în care se modifică limita de curgere și rezistența la rupere cu modificarea temperaturii.

Drept criteriu de definire a temperaturii de tranziție se poate folosi valoarea energiei absorbite, aspectul microfractografic al suprafeței de rupere sau valoarea contracției transversale măsurate la baza creștăturii.

4.3. Cercetări de comportare la sudare a oțelurilor T08 și T09

4.3.1. Metalul de bază

Cercetările de comportare la sudare a oțelurilor T08 și T09 s-au efectuat pe șarje elaborate la UCMR-SA, în colaborare cu ISIM Timișoara [87,113].

Pentru a avea o viziune asupra compoziției chimice, valorile concentrației elementelor de aliere rezultate în urma analizei chimice a mai multor șarje, indicate în tabelele 4.1 și 4.2, s-au prelucrat statistic după următoarea metodologie [110,111,112,75]:

Tabelul 4.1 Compoziția chimică a șarjelor analizate din oțel T08

Nr. crt.	Compoziția chimică [%]										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V
Prescrip.	max. 0,30	1,0	max. 0,03	max. 0,02	1,4	3,5	12	0,40	0,1	0,04	
	0,08	0,85	1,5	0,03	0,02	1,8	4,5	13,5	0,80	0,3	0,06
1	0,08	0,85	1,25	0,012	0,004	1,54	4,04	13,4	0,50	0,12	0,08
2	0,07	0,33	0,97	0,016	0,003	1,86	3,83	11,9	0,55	0,4	0,04
3	0,05	0,49	1,31	0,016	0,003	1,56	3,99	12,19	0,47	0,16	0,09
4	0,06	0,44	1,02	0,018	0,003	1,43	3,79	12,09	0,47	0,11	0,06
5	0,06	0,53	1,25	0,015	0,004	1,48	3,72	13,03	0,46	0,11	0,05
6	0,06	0,40	1,04	0,022	0,006	1,65	4,08	12,73	0,54	0,12	0,06
7	0,07	0,52	1,11	0,015	0,005	1,40	3,95	12,92	0,48	0,20	0,06
8	0,07	0,51	1,22	0,021	0,004	1,46	3,92	13,50	0,47	0,15	0,07
9	0,06	0,55	1,07	0,022	0,010	1,55	4,05	13,50	0,50	0,08	0,068
10	0,05	0,63	1,28	0,014	0,005	1,60	4,33	13,32	0,45	0,11	0,06

Tabelul 4.2 Compoziția chimică a șarjelor analizate din oțel T09

Nr. crt.	Compoziția chimică [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
Prescrip.	max. 0,25	2,00	max. 0,025	max. 0,025	1,80	3,50	17,50	0,10	0,10	0,30
	0,09	0,55	2,50	0,025	0,025	2,20	4,50	19,50	0,30	0,30
1	0,07	0,43	2,15	0,025	0,017	1,87	3,88	18,38	0,18	0,18
2	0,04	0,51	2,46	0,019	0,019	1,86	3,91	18,00	0,21	0,17
3	0,07	0,32	1,98	0,011	0,005	1,88	4,15	17,75	0,23	0,18
4	0,08	0,49	2,02	0,028	0,017	2,08	4,06	17,51	0,23	0,08
5	0,09	0,53	2,12	0,018	0,004	1,98	4,02	18,36	0,23	0,20
6	0,042	0,45	2,5	0,030	0,016	2,0	4,0	18,72	0,17	0,18
7	0,09	0,56	2,28	0,017	0,003	1,99	3,90	17,53	0,26	0,14
8	0,07	0,54	2,37	0,014	0,003	1,98	4,10	19,45	0,23	0,24
9	0,07	0,55	2,30	0,015	0,005	2,00	4,03	19,41	0,23	0,22
10	0,07	0,34	1,96	0,012	0,003	1,82	4,35	17,91	0,23	0,15

- se fac n determinări ($n \geq 5$), iar valorile obținute se notează cu X_i ($i=1 \dots n$).

- se calculează conținutul mediu (media aritmetică) \bar{X} și abaterea pătratică Δ cu relațiile:

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (4.9)$$

$$\Delta = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\bar{X} - X_i)^2}{n-1}} \quad (4.10)$$

La eșantionări restrânse ($n \leq 10$), calculul foarte exact al lui Δ se poate face cu relația:

$$\Delta = \sqrt{\frac{1}{n} b_n^2 \sum_{i=1}^n (\bar{X} - X_i)^2} \quad (4.11)$$

în care b_n ca funcție de n are valorile:

$$\frac{b_n}{n} = \begin{matrix} 2 & 3 & 4 & 5 & 6 & 7 & 8 & 9 & 10 \\ 0,564 & 0,724 & 0,798 & 0,841 & 0,869 & 0,888 & 0,903 & 0,914 & 0,923 \end{matrix} \quad (4.12)$$

Cu \bar{X} și Δ se pot calcula limitele intervalului de încredere, cu o încredere ξ aleasă în prealabil. Valorile obișnuite ale încrederii ξ sînt cuprinse între 0,8 și 0,95. În cazul în care intervalul de încredere este bilimitat, existînd o limită superioară U și o limită inferioară L , fiecărei limite i se afectează încrederea $\frac{1+\xi}{2}$

se calculează:

$$\Delta_x = \frac{\Delta}{\sqrt{n}} \quad (4.13)$$

- din tabelele statistice 110 se obține:

$$t[(1+\xi)/2; n-1] \quad (4.14)$$

- limitele intervalului de încredere al mediei \bar{X} vor fi:

$$L = \bar{X} - t \cdot \delta_x$$

$$U = \bar{X} + t \cdot \delta_x$$

(4.15)

Tabelul 4.3 Date statistice pentru oțelul T08

Mărimea	\bar{X}	s	Sx	L / U	Prescris
C	0,063	$9,7507 \cdot 10^{-3}$	$3,0834 \cdot 10^{-3}$	0,0560 / 0,0699	max / 0,08
Si	0,525	$1,4521 \cdot 10^{-1}$	$4,5919 \cdot 10^{-2}$	0,4211 / 0,6288	0,3 / 0,85
Mn	1,152	$1,2670 \cdot 10^{-1}$	$4,0066 \cdot 10^{-2}$	1,0613 / 1,2426	1,0 / 1,5
P	0,017	$3,6095 \cdot 10^{-3}$	$1,1414 \cdot 10^{-3}$	0,0144 / 0,0195	max. / 0,03
S	0,0047	$3,6259 \cdot 10^{-3}$	$1,1466 \cdot 10^{-3}$	0,0021 / 0,0072	max. / 0,02
Cu	1,553	$1,3644 \cdot 10^{-1}$	$4,3146 \cdot 10^{-2}$	1,4554 / 1,6505	1,4 / 1,8
Ni	3,97	$1,7828 \cdot 10^{-1}$	$5,6376 \cdot 10^{-2}$	3,8424 / 4,0975	3,5 / 4,5
Cr	12,858	$5,8208 \cdot 10^{-1}$	$1,8406 \cdot 10^{-1}$	12,441 / 13,2743	12 / 13,5
Mo	0,489	$3,4329 \cdot 10^{-2}$	$1,0855 \cdot 10^{-2}$	0,4644 / 0,5130	0,4 / 0,6
Ti	0,156	$9,2718 \cdot 10^{-2}$	$2,9320 \cdot 10^{-2}$	0,0896 / 0,2223	0,1 / 0,3
V	0,0638	$1,1533 \cdot 10^{-2}$	$3,6470 \cdot 10^{-3}$	0,06015 / 0,06744	0,04 / 0,06

Se poate afirma cu o încredere ξ aleasă că determinările de conținut în elemente se situează între L și U, dacă s-ar face oricât de multe măsurători.

Elementele de statistică prezentate s-au aplicat pentru caracterizarea compoziției chimice a oțelurilor menționate, pentru zece șarje din fiecare (tabelele 4.1 și 4.2).

Rezultatele calculelor sînt prezentate în tabelul 4.3 pentru oțelul T08 și tabelul 4.4 pentru oțelul T09.

Eșantionarea fiind restrînsă, pentru calculul abaterii pătratice δ s-a aplicat rela-

ția 4.11. Valorile celorlalți parametri sînt [110] :

$$\xi = 0,95$$

$$t[(1 + \xi)/2; n-1] = 2,262$$

Analizînd rezultatele calculelor statistice se desprind următoarele concluzii:

- Valorile medii ale conținutului în elemente de aliere se încadrează în prescripțiile pentru cele două oțeluri. La oțelul T08 se observă o ușoară depășire a valorii maxime admise pentru conținutul de vanadiu.

- Intervalul de confidență al mediei pentru fiecare element, se încadrează în limitele prevăzute în prescripții cu o depășire a limitei superioare cu 0,0074% pentru vanadiu la oțelul T08. Se poate afirma deci, că în 95% din cazuri compoziția chimică a oțelurilor analizate se va situa în limitele intervalelor de confidență calculate pentru fiecare element chimic.

4.3.2. Program experimental pentru oțelul T09

4.3.2.1. Simularea ciclurilor termice

După tratamentul termic final (pct.3.2.4) oțelul T09 prezintă o structură formată din austenită, ferită δ , carburi complexe și ferită provenită din martenita revenită (fig.4.7).

Analiza metalului de bază (figura 4.8) efectuată la microsonda JCKA-50A cuplată la calculatorul PDP8/m [87] indică o distribuție uniformă continuă în constituției structurii austenito-feritice (fig.4.9) a

principalelor elemente de aliere. Astfel cromul este în proporție mai ridicată în ferită, în timp ce austenita conține mai mult nichel și cupru.

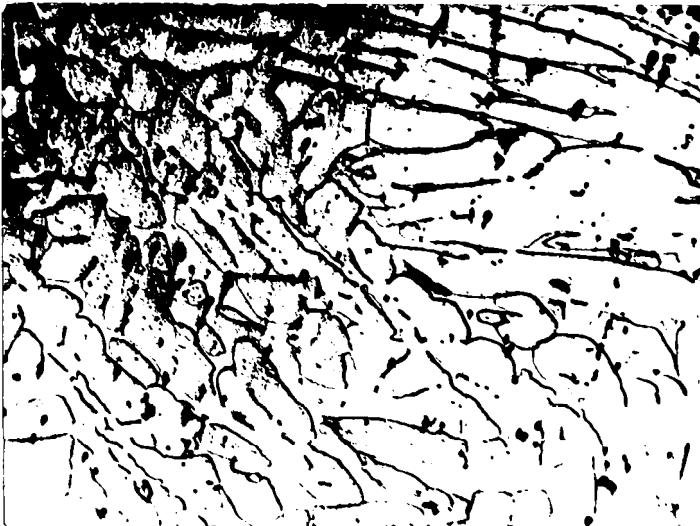


Fig.4.7. Microstructura oțelului T09 (atac HCl, x500) [87].

Tabelul 4.4. Date statistice pentru oțelul T09

Marimea	\bar{X}	s	Sx	L		Prescrip
				U		
C	0,0692	$1,7394 \cdot 10^{-2}$	$5,5005 \cdot 10^{-3}$	0,0567 0,0816	max. 0,09	
Si	0,472	$8,8257 \cdot 10^{-2}$	$2,7909 \cdot 10^{-2}$	0,4440 0,4990	0,25 0,55	
Mn	2,214	$2,0217 \cdot 10^{-1}$	$6,3935 \cdot 10^{-2}$	2,0693 2,3586	2,00 2,50	
P	0,0189	$6,0719 \cdot 10^{-3}$	$1,9201 \cdot 10^{-3}$	0,0145 0,0232	max. 0,025	
S	0,0092	$6,6853 \cdot 10^{-3}$	$2,1140 \cdot 10^{-3}$	0,0041 0,0139	max. 0,025	
Cu	1,946	$8,4922 \cdot 10^{-2}$	$2,6854 \cdot 10^{-2}$	1,8852 2,0067	1,80 2,20	
Ni	4,04	$1,4389 \cdot 10^{-1}$	$4,5502 \cdot 10^{-2}$	3,9370 4,1429	3,50 4,50	
Cr	18,392	$7,2142 \cdot 10^{-1}$	$2,2813 \cdot 10^{-1}$	18,1638 18,6201	17,50 19,50	
Mo	0,22	$2,7408 \cdot 10^{-2}$	$8,6674 \cdot 10^{-3}$	0,2004 0,2396	0,10 0,30	
Ti	0,174	$4,5761 \cdot 10^{-2}$	$1,4470 \cdot 10^{-2}$	0,1412 0,2067	0,10 0,30	



Fig.4.8.Microstructura MB (atac HCl, x1000) [87] .

Programul experimental pentru investigarea reacției oțelului la acțiunea ciclurilor termice de sudare, s-a stabilit pe baza datelor cuprinse în tabelul 4.5 [87] , în trei variante.

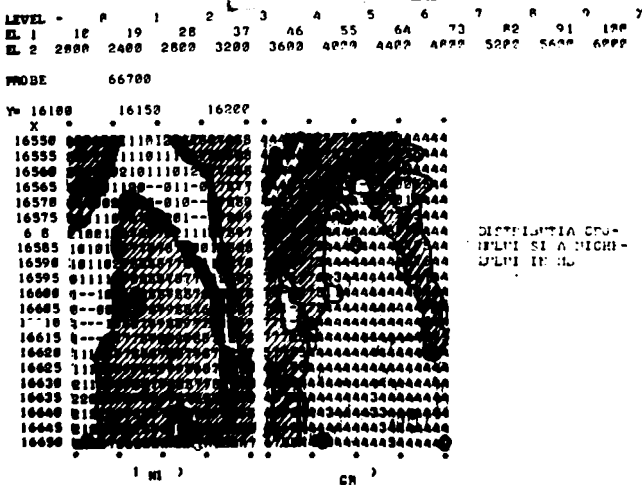


Fig.4.9.Distribuția Cr și Ni în MB [87] .

Diagrama de simulare a ciclului termic este prezentată în figura 4.10. Valorile parametrilor necesari programării cartelelor sînt indicate în tabelul 4.6. Programarea s-a efectuat cu ajutorul calculatorului PDP8/m pe baza programului PCT-0,3/33 prezentat în fig.4.11.

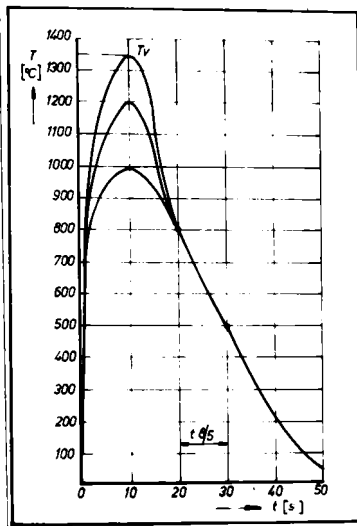


Fig.4.10. Diagrama de simulare a ciclului termic de sudare [87].

C JECASS-X-50A

```

01.10 T "PROGRAMAREA CICLURILOR TERMICE LA SUDARE",!!!
01.20 A "CONTR NR",CN,!
01.25 A "ENERGIA LINIARA TEHNICA",NL;T " J/CM",!
01.26 A "DIFUZIVITATEA TERMICA",DT;T " CM2/S2",!
01.27 A "CAPACITATEA SPECIFICA",CS;T " W/CM3*GRAD",!
01.28 A "CONDUCTIVITATEA TERMICA",CT;T " W/CM2*GRAD",!
01.29 A "GROSIMEA TABLEI DE SUDAT",G;T " CM",!
01.30 A "RANDAMENTUL TERMIC",RT,!
01.31 A "TEMPERATURA DE PREINCALZIRE",TP;T " GRADE",!
01.32 A "TEMPERATURA DE VIRF",TV;T " GRADE",!
01.33 S ML=NL*RT;S G1=CS*G^2*(TV-TP)/ML
01.34 I (G1-.33) 1.35,70.11,1.36
01.35 D 2;G 4.1
01.36 I (G1-.9) 1.37,70.11,1.39
01.37 S A1=ML/(2*CS);S G2=FSQT(A1[1/(500-TP)+1/(800-TP)])
01.38 I (G-G2) 1.40,70.11,1.41
01.39 D 3;G 5.1
01.40 D 2;G 4.1
01.41 D 3;G 5.1

02.10 T "FLUX BIDIMENSIONAL";T " D1=",G1;T " D2=",G2,!
02.20 S TB=(ML/G)^2*[1/(500-TP)^2-1/(800-TP)^2]/4*3.14*CT*CS
02.30 S R=1.41*ML/(2*3.14*2.718*G*CS*(TV-TP))
02.40 F I=5,5,200;S T1(I)=ML*FEXP(-R^2/(4*DT*I))/G*FSQT(4*3.14*CT*CS*I)
02.50 F I=5,5,200;S T1(I)=T1(I)+TP
02.60 T "T 800/500=",TB,!!
02.70 T "VARIATIA TEMPERATURII IN TIMP",!

03.10 T "FLUX TRIDIMENSIONAL";T " D1=",G1;T " D2=",G2,!
03.20 S TT=ML*[1/(500-TP)-1/(800-TP)]/(2*3.14*CT)
03.30 S R=FSQT[2*ML/(3.14*2.718*CS*(TV-TP))]
03.40 F I=5,5,200;S T2(I)=ML*FEXP(-R^2/(4*DT*I))/(2*3.14*CT*I)
03.50 F I=5,5,200;S T2(I)=T2(I)+TP
03.60 T "T 800/500=",TT,!!
03.70 T "VARIATIA TEMPERATURII IN TIMP",!

04.10 F I=5,5,200;T "PENTRU T=",I," SEC...",T1(I)," GRADE",!
04.20 Q

05.10 F I=5,5,200;T "PENTRU T=",I," SEC...",T2(I)," GRADE",!
05.20 Q

```

*

Fig.4.11. Program pentru calculatorul PDP8/m.

*E
 *G
 PROGRAMAREA CICLURILOR TERMICE LA SUDARE

CONTR NR:613PER28
 ENERGIA LINIARA TEHNICA:8635 J/CM
 DIFUZIVITATEA TERMICA:.039 CM2/S2
 CAPACITATEA SPECIFICA:4.24_4.26 W/CM3*GRAD
 CONDUCTIVITATEA TERMICA:.17 W/CM2*GRAD
 GROSIMEA TABLEI DE SUDAT:7 CM
 RANDAMENTUL TERMIC:.86_.85
 TEMPERATURA DE PREINCALZIRE:250 GRADE
 TEMPERATURA DE VIRF:1350 GRADE
 FLUX TRIDIMENSIONAL D1= 31.2836 D2= 0.0000
 T 800/500= 15.0000

VARIATIA TEMPERATURII IN TIMP

PENTRU T=	5.0000	SEC...	1108.8800	GRADE
PENTRU T=	10.0000	SEC...	793.3590	GRADE
PENTRU T=	15.0000	SEC...	641.7940	GRADE
PENTRU T=	20.0000	SEC...	555.5980	GRADE
PENTRU T=	25.0000	SEC...	500.2990	GRADE
PENTRU T=	30.0000	SEC...	461.8800	GRADE
PENTRU T=	35.0000	SEC...	433.6580	GRADE
PENTRU T=	40.0000	SEC...	412.0570	GRADE
PENTRU T=	45.0000	SEC...	394.9950	GRADE
PENTRU T=	50.0000	SEC...	381.1790	GRADE
PENTRU T=	55.0000	SEC...	369.7650	GRADE
PENTRU T=	60.0000	SEC...	360.1770	GRADE
PENTRU T=	65.0000	SEC...	352.0090	GRADE
PENTRU T=	70.0000	SEC...	344.9680	GRADE
PENTRU T=	75.0000	SEC...	338.8360	GRADE
PENTRU T=	80.0000	SEC...	333.4470	GRADE
PENTRU T=	85.0000	SEC...	328.6740	GRADE
PENTRU T=	90.0000	SEC...	324.4180	GRADE
PENTRU T=	95.0000	SEC...	320.5980	GRADE
PENTRU T=	100.0000	SEC...	317.1510	GRADE
PENTRU T=	105.0000	SEC...	314.0250	GRADE
PENTRU T=	110.0000	SEC...	311.1770	GRADE
PENTRU T=	115.0000	SEC...	308.5720	GRADE
PENTRU T=	120.0000	SEC...	306.1790	GRADE
PENTRU T=	125.0000	SEC...	303.7201.00 @ 05.10	

*

Fig.4.12.Format de ieşire din calculator.

Tabelul 4.6. Parametrii de programare a cotelor (87).

Ord. Nr.	Grosimea s (mm)	Templa de prelucrare (°C)	Temperatura de încălzire (°C)	Templul de răcire (°C)	Templul de răcire (°C)	Energia livrării (Wh/cm)
1	15	20	1350	5	7843	
2	15	20	1200	5	7843	
3	15	20	1000	5	7843	
4	70	20	1350	5	7843	
5	70	20	1200	5	7843	
6	70	20	1000	5	7843	
7	15	100	1350	5	5861	
8	15	100	1200	5	5861	
9	15	100	1000	5	5861	
10	15	100	1350	10	11722	
11	15	100	1200	10	11722	
12	15	100	1000	10	11722	
13	70	100	1350	5	5861	
14	70	100	1200	5	5861	
15	70	100	1000	5	5861	
16	70	100	1350	10	11722	
17	70	100	1200	10	11722	
18	70	100	1000	10	11722	
19	15	250	1350	10	5757	
20	15	250	1200	10	5757	
21	15	250	1000	10	5757	
22	15	250	1350	15	8635	
23	15	250	1200	15	8635	
24	15	250	1000	15	8635	
25	70	250	1350	10	5757	
26	70	250	1200	10	5757	
27	70	250	1000	10	5757	
28	70	250	1350	15	8635	
29	70	250	1200	15	8635	
30	70	250	1000	15	8635	

Formatele de ieșire ale calculatorului, pentru o variantă de ciclu termic este indicată pentru exemplificare, în figura 4.12.

Simularea ciclurilor termice s-a executat pe un simulator Smitweld LS 1402 pe probe prismatice cu dimensiunile 11x11x55 mm și cilindrice cu dimensiunile M8x60 mm. Cele două tipuri de probe s-au prelevat atât în direcția lungimii cât și a grosimii plăcilor turnate din oțel T09, (fig.4.13, 4.14, 4.15, 4.16). Pentru fiecare din cele 30 cicluri termice (tabelul 4.6) s-au simulat câte 6 probe.

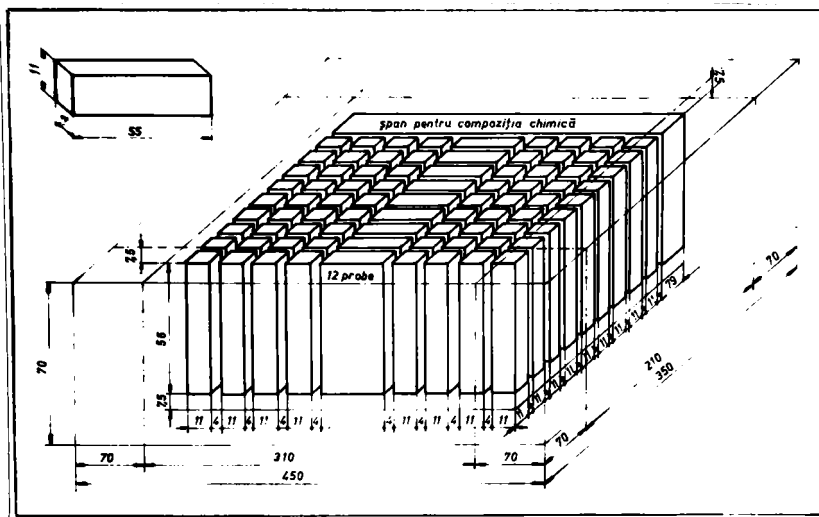


Fig.4.13.Prelevarea probelor de reziliență [87].

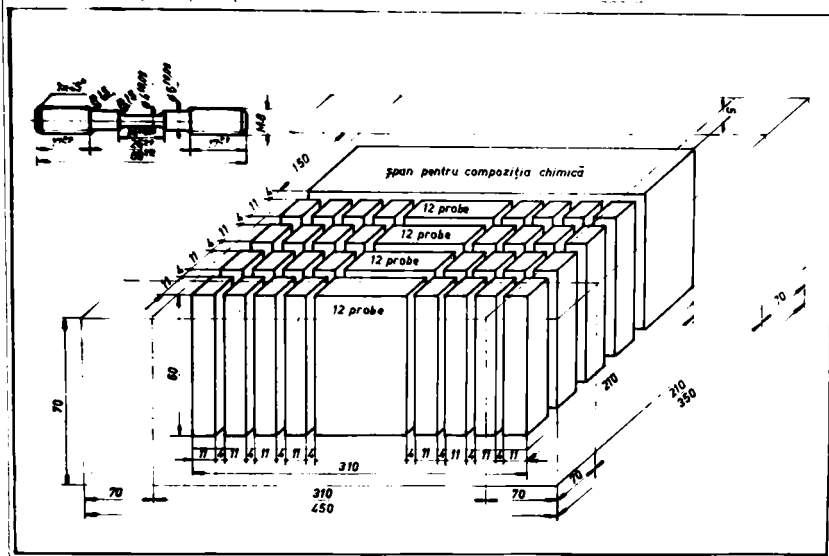


Fig.4.14.Prelevarea probelor de tracțiune [87].

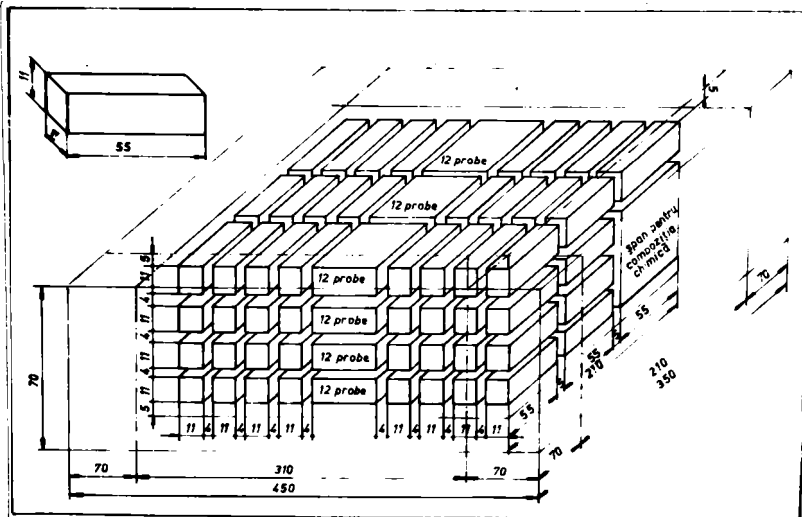


Fig.4.15.Prelevarea probelor de reziliență [87].

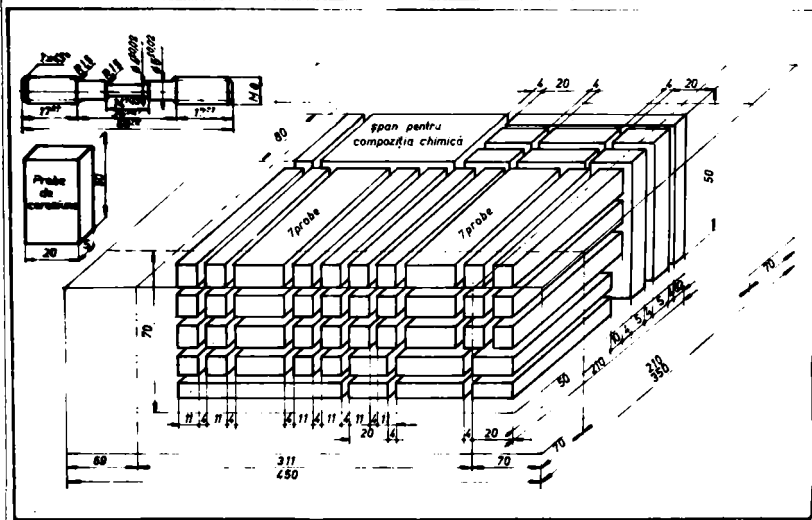


Fig.4.16. Prelevarea probelor de tracțiune și coroziune [87].

4.3.2.2. Analize microscopice

Examinarea microscopică optică și electronică s-a efectuat pe suprafața longitudinală a epruvetelor de reziliență, pe un număr de 10-12 câmpuri, plasate în axa de simetrie a zonei influențate termic, folosindu-se un grosimet de 500x [87].

Cercetările au evidențiat următoarele transformări:

a) La temperatura $T_v = 1350^\circ\text{C}$ structurile sînt austenito-feritice cu martensită aciculară fină și carburi complexe plasate inter și intragranular (fig.4.17).

Analiza pe microsonda JCSA-50A a unei probe încălzite la $T_v = 1350^\circ\text{C}$ pune în evidență o structură austenito-feritică cu ace martensitice (fig.4.18) și o repartizare uniformă a principalelor elemente de aliere (Cr, Ni, Cu) în cadrul constituenților structurali (fig.4.19).

b) La temperatura $T_v = 1200^\circ\text{C}$ structurile au caracter austenito-feritic cu carburi complexe și cu formații dispersate de martensită aciculară (fig.4.20).

c) La $T_v = 1000^\circ\text{C}$ se obțin structuri austenito-feritice cu carburi complexe, dispuse inter și intragranular, fără apariția formațiilor martensitice (fig.4.21).



Fig.4.17. Micro-
structura oțelului
T09 la $T_v=1350^{\circ}\text{C}$,
(atac HCl, 500x)
[87].



Fig.4.18. Micro-
structura oțelului
T09 la $T_v=1350^{\circ}\text{C}$,
(atac HCl, 1000x)
[87].



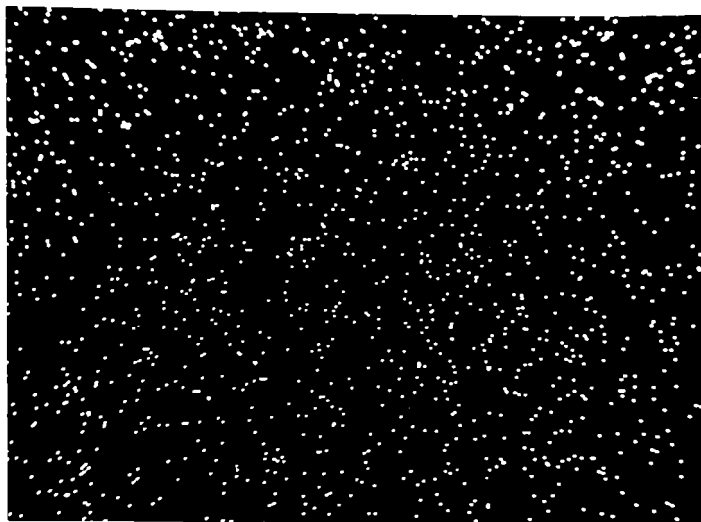


Fig.4.19. Distribuția elementelor de aliere în ZIT simulat la $T_v = 1350^\circ\text{C}$

[87]:

- a)- imagine de compoziție $\text{CuK}\alpha$, 1000x;
b)- distribuția Cr și Ni.

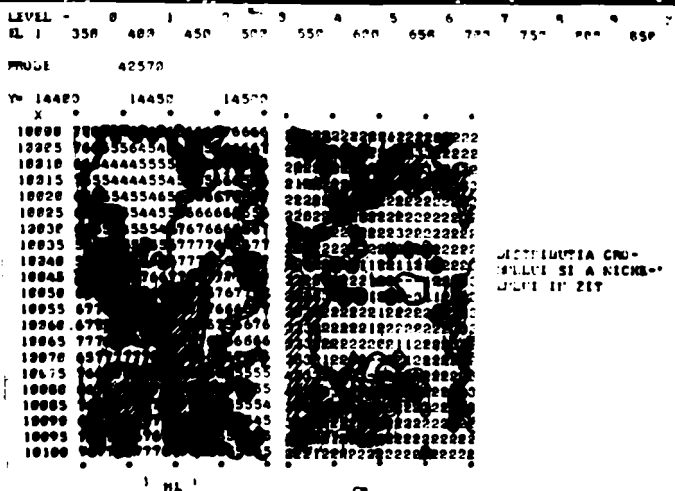


Fig.4.20. Microstructura oțelului T09 la $T_v = 1200^\circ\text{C}$, (atac HCl, 500x) [87].



Fig.4.21. Microstructura oțelului T09 la $T_v=1000^{\circ}\text{C}$, (atac HCl, 500x) [87] .

4.3.2.3. Determinări sclerometrice

Pentru determinarea durității (fig.4.22) s-a utilizat metoda Vickers cu sarcina de 49,6 N (HV5). Măsurătorile s-au efectuat după axa I-I [87] , folosind un pas de aproximativ 0,5 mm, respectându-se atît condiția de neinfluențare reciprocă cît și o densitate su-

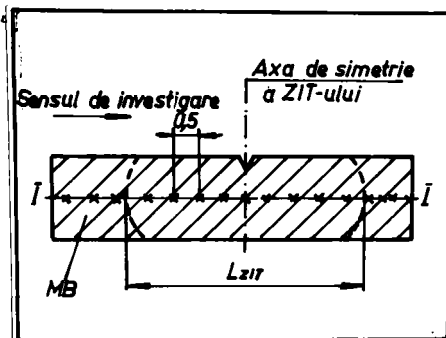


Fig.4.22. Schema pentru determinări sclerometrice [87] .

ficientă pentru determinarea lungimii zonei influențate termic.

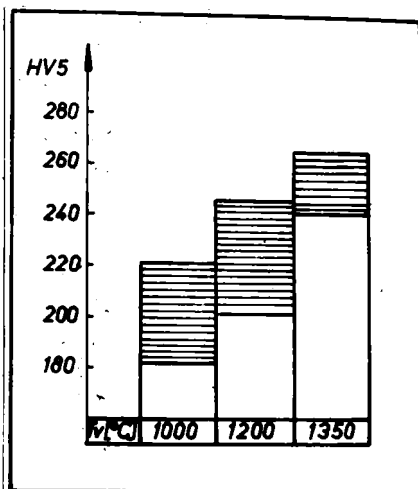
Determinările sclerometrice pun în evidență următoarele:

a) La $T_v=1350^{\circ}\text{C}$, duritatea variază în limitele 241-265 HV5 cu maximele plasate spre marginea ZIT. Lungimea ZIT variază între 14-18 mm.

b) La temperatura $T_v=1200^{\circ}\text{C}$, duritatea variază între limitele 210-246 HV5, lungimea ZIT fiind cuprinsă între 9-14 mm.

c) La temperatura $T_v=1000^{\circ}\text{C}$, duritatea are valori între 182-221 HV5, iar lungimea ZIT este cuprinsă între 5-12 mm.

Rezultatele sînt sintetizate în histogramele din fig.4.23 și tabelul 4.7.



Tabelul 4.7.
Lungimea ZITa probelor simulate [87]

Temperatura de vîrf T_v [°C]	Lungimea ZIT L_{zit} [mm]
1000	5 - 12
1200	9 - 14
1350	14 - 18

Fig.4.23. Rezultatele experimentale pentru determinări sclerometrice.

4.3.2.4. Incercări de încovoiere prin șoc

Epruvetele de reziliență, cu dimensiunile 10x10x55 mm, au fost prelucrate din probele simulate de dimensiuni 11x11x55 mm, iar cres-

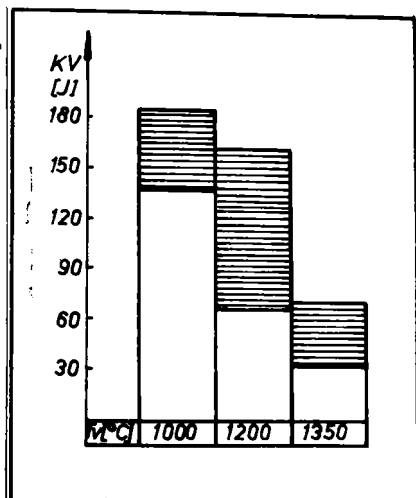


Fig.4.24. Rezultatele experimentale pentru energia de rupere.

tăturile s-au executat în planul axei de simetrie a ZIT. Corespunzător fiecărui factor de influență cercetat, s-au încercat un număr de trei epruvete, considerîndu-se media aritmetică a celor trei valori măsurate. Incercările s-au efectuat cu un ciocan pendul electronic cu 10 nivele de energie potențială, la temperatura de 20°C [87].

Rezultatele experimentale au pus în evidență următoarele determinări (fig.4.24):

a) La temperatura de vîrf $T_v=1350^\circ\text{C}$, energia de rupere variază în limitele $K_v=32,0-66\text{J}$.

b) La $T_v=1200^\circ\text{C}$, $K_v=68,6-173,6\text{J}$.

c) La $T_v=1000^\circ\text{C}$, $K_v=137,3-186\text{J}$.

4.3.2.5. Incercări de tracțiune

Caracteristicile mecanice au fost determinate pe epruvete cilindrice supuse simulării ciclurilor termice de sudare. Valorile medii obținute se încadrează în următoarele limite [87]:

- rezistența la rupere: $R_m=428-726 \text{ daN/cm}^2$,
- alungirea $A_5=12-26\%$,
- gîtuirea $Z=20-32\%$.

4.3.2.6. Analiza fractografică

Analiza fractografică a suprafețelor de rupere ale epruvetelor



Fig.4.25. Rupere ductilă, oțel T09, $T_v=1000^\circ\text{C}$, (500x) [87] .

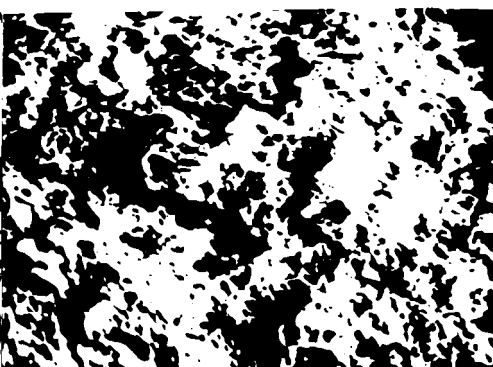


Fig.4.26. Rupere mixtă ductil-fragil, oțel T09, $T_v=1350^\circ\text{C}$, (500x) [87] .

de reziliență supuse ciclurilor termice cu temperaturi de vîrf de 1000°C și 1200°C pune în evidență caracterul ductil al rupei (fig. 4.25).



Fig.4.27. Aspectul macrofractografic al suprafețelor de rupere la $T_v=1350^\circ\text{C}$ [87] .

Pentru ciclul termic cu $T_v=1350^\circ\text{C}$, rupele au un caracter mixt ductil-fragil (fig.4.26), datorat în principal aglomerărilor de cupru în centrul secțiunii epruvetelor de reziliență (fig.4.27).

4.3.2.7. Analiza rezultatelor

Din punct de vedere structural, examinările metalografice au pus în evidență faptul că încălzirea oțelului T09 la temperaturi de vîrf de 1200 și 1350°C urmată de o răcire bruscă nu produce transformări structurale importante, structura inițială austenito-feritică menținându-se în general. Apar însă, în unele zone feritice, formațiuni dispartate de martensită aciculară fină. Răcirea oțelului

de la $T_v=1000^{\circ}\text{C}$ nu favorizează apariția martensitei din cauza temperaturii scăzute de austenitizare, structura avînd ca și constituenți austenită și ferită. În toate cazurile apar carburi complexe plasate inter și intragranular [87].

Valorile determinărilor sclerometrice în lungul ZIT nu indică durificări importante, (fig.4.23) influența încălzirii la cele trei temperaturi de vîrf fiind nesemnificativă. Lungimea ZIT este aproximativ proporțională cu valoarea temperaturii de vîrf (tabelul 4.7).

Incercările de încovoiere prin șoc se diferențiază după temperatura de vîrf T_v , crescînd pe măsura scăderii acesteia. Se constată o împrăștiere mare a valorilor la $T_v=1200^{\circ}\text{C}$ și o scădere accentuată la $T_v=1350^{\circ}\text{C}$ (fig.4.24). Caracterul suprafețelor de rupere ale epruvetelor de reziliență diferă în funcție de temperatura de vîrf, prin diminuarea aspectului ductil și apariția celui fragil, pe măsura creșterii temperaturii de vîrf [68,61].

Separările de cupru, decelate prin analiza fractografică, provoacă decoeziunea grăunților cristalini în materialul supus acțiunii ciclurilor termice cu temperatura de vîrf peste punctul de topire a cuprului, ducînd la reducerea valorilor energiei de rupere K_v și ale rezistenței la rupere R_m .

Caracteristicile mecanice (R_m , A5, Z) nu se pot diferenția semnificativ funcție de T_v , dar se constată o tendință generală de creștere a valorii lui R_m cu scăderea temperaturii de vîrf. Pentru $T_v=1350^{\circ}\text{C}$, nu s-au putut determina caracteristicile mecanice datorită degradării termice a epruvetelor.

În concluzie, rezultatele experimentale determinate în ZIT pentru oțelul T09, prin metoda simulării ciclurilor termice de sudare, la temperatura de vîrf $T_v=1350^{\circ}\text{C}$ pentru toate variantele de simulare, sînt neconcludente datorită aglomerărilor de cupru în secțiunea de rupere a epruvetelor de reziliență. Pentru temperaturile de vîrf $T_v=1200^{\circ}\text{C}$ și $T_v=1000^{\circ}\text{C}$, cu parametrii de simulare indicați în tabelul 4.6, nu s-a evidențiat o influență semnificativă a temperaturii de preîncălzire.

4.3.3. Program experimental pentru oțelul T08

4.3.3.1. Incercări cu placă etalon

Oțelul T08, în stare de tratament termic final, are o structură ferito-martensitică cu carburi fine repartizate în matricea metalică (fig.4.28).

Metoda cu placă etalon crează un ZIT reproductibil permițînd studierea reacției metalului de bază față de acțiunea proceselor

de sudare.

Forma și dimensiunile plăcii etalon sînt indicate în fig.4.29 [114]. Grosimea în diverse zone ale rotoarelor de turbine hidraulice fiind, în general, mai mare de 20 mm, conform [114] grosimea plăcii etalon va fi de 20 mm.



Fig.4.28. Microstructura oțelului T08, (atac HCl, 500x) [113].

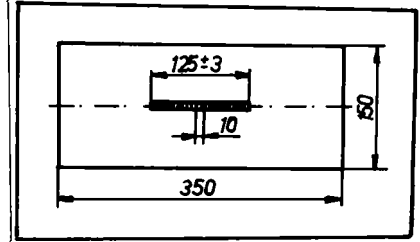


Fig.4.29. Placă etalon [114].

Incercarea s-a efectuat fără preîncălzire și cu preîncălzire la $T_{pr}=300^{\circ}\text{C}$, utilizîndu-se electrozi E410NiMo [116].

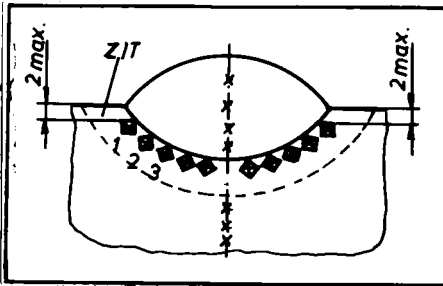


Fig.4.30. Incercarea de duritate sub sudură [114].

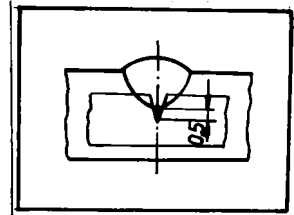


Fig.4.31. Prelevarea epruvetelor de reziliență [75].

Tabelul 4.8. Valorile durității la încercarea de duritate sub sudură

T_{pr} $^{\circ}\text{C}$	Zona cercetată	Valorile durității HV5
-	MB	206, 209, 200, 206, 277, 209, 209
	ZIT	376, 301, 306, 371, 371, 376, 391, 396
	MD	396, 396, 401, 407, 401, 396, 407, 418
300	MB	271, 206, 206, 283, 209, 209, 271, 209
	ZIT	350, 371, 367, 376, 362, 367, 367, 306
	MD	376, 396, 306, 396, 306, 306, 401, 401

Parametrii de sudare sînt:

- diametrul electrozului: $d_e=4$ mm;

- curentul de sudare:

$I_s=120-130$ A;

- tensiunea arcului:

$U_a=22-23$ V;

- viteza de sudare:

$v_s=15$ cm/min.

**Tabelul 4.9. Rezultatele încercărilor de reziliență
Kcu300/2110 [113]**

T_0 [°C]	Amplasarea creștăturii	Valorile rezilienței [J/cm]
20	ZIT	85;62;66;56;63;66
300	ZIT	79;71;68;79;71;89



Fig.4.32.Structura în ZIT sudat, oțel TO8 (atac HCl, 500x) [113] .

cît și în ZIT-ul sudat (fig.4.34).

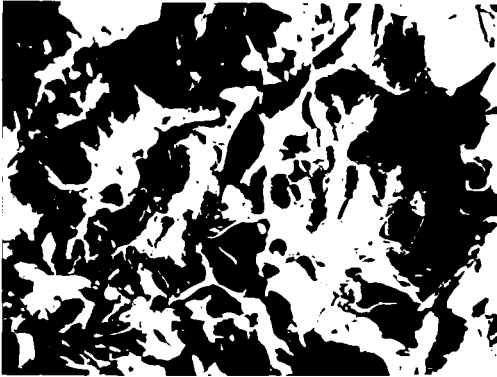


Fig.4.33.Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere la oțelul TO8 nesudat (500x) [113] .



Fig.4.34.Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere, ZIT sudat, oțel TO8 (500x) [113] .

Din plăcile etalon s-au prelevat epruvete pentru încercarea de duritate sub sudură (fig.4.30) și epruvete de reziliență în ZIT prelevate conform fig.4.31.

Rezultatele determinărilor pe epruvete sînt arătate în tabelul 4.8.

La încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură în U amplasată în ZIT s-au obținut valorile indicate în tabelul 4.9.

Structura ZIT este prezentată în fig.4.32.

Analiza microfractografică a suprafețelor de rupere a epruvetelor de reziliență pune în evidență ruperi ductile atît în starea inițială a oțelului TO8 (fig.4.33)

4.3.3.2. Incercări de fisurare la rece

Incercarea de fisurare la rece [115] permite aprecierea ten-

dinței de fisurare la rece a metalului de bază și a metalului de adaos.

Inercarea s-a executat prin metoda cu probă sudată în colț, cu eclisă (proba CTS), prezentată în fig.4.35.

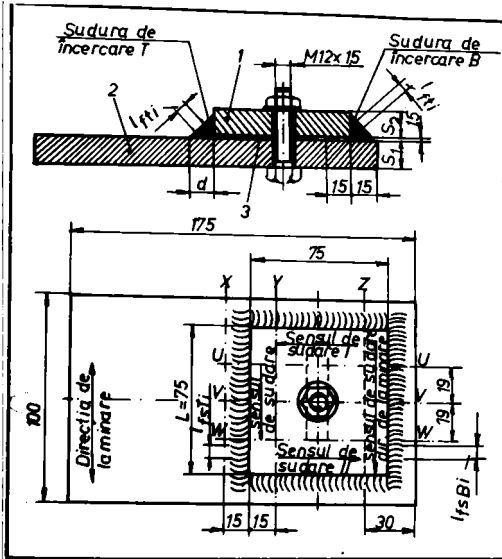


Fig.4.35.Proba CTS [115] .

Grosimea plăcilor sudate a fost: $s_1=60$ mm; $s_2=100$ mm. Sudarea s-a efectuat conform [115] , utilizând electrozi ECrl8Ni8Mn6X, cu următorii parametrii de sudare:

- diametrul electrodului $d_e=4$ mm;
- curentul de sudare $I_s=120-130$ A;
- tensiunea arcului $U_a=22-23$ V;
- viteza de sudare $v_s=15$ cm/min.

Probele s-au sudat fără preîncălzire și cu preîncălzire la 300°C .

Rezultatele examinării metalografice ale epruvetelor extrase din probele CTS sînt indicate în tabelul 4.10 și fig.4.36 și 4.37.



Fig.4.36.Microstructura ZIT la $T_0=20^\circ\text{C}$ (atac clorură ferică, 100x) [113] .



Fig.4.37.Microstructura ZIT la $T_0=300^\circ\text{C}$ (atac clorură ferică, 100x) [113] .

Determinările sclerometrice s-au efectuat după schema din fig. 4.38, valorile experimentale fiind indicate în tabelul 4.11.

Tabelul 4.10. Rezultatele examinării metalografice a probelor C.T.S. [113]

T_0 (°C)	Atac chimic mă- mi- cro cro	Examinări macroscopice max. (40x)	Examinări microscopice (100x, 500)			Zona cerce- tată	Fig nr
			Constituenți STAS 5000-73	Marime gră- unte auste- nitice STAS 5490-80	Defecte STAS 7086-80		
20	V2A FeCl3	Proba de metal depus. Nu se ob- servă defectele de sudare	ferită aliată martensită și car- buri complexe	5-6	nu se observă	MB ZIT MD	- 4 35 -
			ferită, martensită și carburi austenită aliată și urme de ferită	4-5 Structură de turnare			
300	V2A FeCl3	Proba de metal depus. Nu se ob- servă defecte de sudare	ferită aliată, mar- tensită și carburi complexe	5-6	nu se observă	MB ZIT MD	- 4 36 -
			ferită, martensită și carburi austenită aliată și urme de ferită	4-5 Structura de turnare			

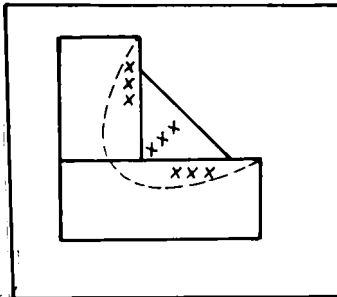


Fig. 4.38. Măsurarea durtății HV10 pe probele C.T.S. [113].

Tabelul 4.11. Determinări sclerometrice pe probele C.T.S.

Nr. crt.	Zona	$T_0 = 20^\circ\text{C}$	$T_0 = 300^\circ\text{C}$
1	ZIT	345	405
2		397	387
3		383	319
4		387	336
5		373	373
6	MD	221	176
7		207	202
8		218	206
9	ZIT	383	319
10		390	409
11		387	390
12		370	394
13		306	360
14		348	348
15		314	314
16	MD	297	297
17		297	297
18		294	304

4.3.3.3. Analiza rezultatelor

Examinările metalografice au pus în evidență faptul că prin sudare oțelul T08 suferă transformări structurale în ZIT în sensul apariției structurilor martensitice cu carburi complexe, cu durtăți situate, în general, sub 400 HV5.

Examinările microscopice ale epruvetelor prelevate din probele C.T.S. nu au pus în evidență fisuri la nici o probă sudată cu sau fără preîncălzire. Aplicarea preîncălzirii la sudare duce la scăderea durtății în ZIT și creșterea ușoară a tenacității acestuia.

Analiza microfractografică a suprafețelor de rupere a epruvetelor de reziliență în ZIT la oțelul T08, pune în evidență ruperi ductile atât la sudarea cu preîncălzire cât și fără preîncălzire.

5. CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA OTELURILOR T08, T09 SI A OTELURILOR ALIATE DIFERIT

5.1. Program experimental

Rezultatele experimentale obținute prin metodele descrise în capitolul 4 nu clarifică toate aspectele privind sudarea oțelurilor T08 și T09. Programul experimental pentru elaborarea unor tehnologii de sudare optime a cuprins efectuarea de probe sudate cu parametrii de sudare aleși după rezultatele încercărilor prealabile. Probele s-au sudat în stare de tratament termic final al celor două oțeluri, aplicându-se diverse variante de tratamente termice concomitente (preîncălzire) și ulterioare sudării. Pentru investigarea reacției oțelurilor față de acțiunea ciclurilor termice de sudare, probele au fost supuse următoarelor examinări:

- analiză microscopică optică și electronică;
- determinări sclerometrice;
- încercări de tracțiune;
- încercări dinamice de încovoiere prin șoc;
- analiză fractografică;
- încercări de rezistență la eroziune cavitațională a îmbinărilor sudate.

5.2. Determinarea prin calcul a temperaturii de preîncălzire

Preîncălzirea pentru sudare are în principal următoarele scopuri [91]:

- diminuarea concentrației în hidrogen a zonelor îmbinării sudate;
- micșorarea vitezei de răcire în ZIT la oțelurile cu călibilitate ridicată astfel încât formarea martensitei și inițierea fisurării la rece să fie eliminată;
- mărirea domeniului plastic al îmbinării sudate, fapt care ușurează preluarea deformațiilor și a tensiunilor reziduale.

Alegerea corectă a temperaturii de preîncălzire are o influență semnificativă atât asupra calității îmbinării sudate cât și asupra costurilor de producție.

În conformitate cu [91] la calculul unei temperaturi de preîncălzire, T_{pr} , pornind de la conceptul timpului de răcire apar următoarele probleme:

- necunoașterea în momentul inițial a modului de disipare a căl-

durii (bi sau tridimensional):

- grosimea limită a piesei, la care se face trecerea de la cusăturile bitermice la cele tritermice, nu este cunoscută;
- temperatura de preîncălzire nu poate fi calculată explicit din cele două relații pentru evacuarea căldurii bi sau tridimensional.

Pentru determinarea acestui parametru din relația timpului de răcire au fost încercate următoarele metode:

- calcul iterativ (descriș în [120]);
- aproximarea prin părți a relațiilor din [91] cu ajutorul unor funcții compensatoare, care sînt dependente numai de temperatura de preîncălzire.

Pentru aceasta sînt necesare următoarele dependențe:

$$K_2(T_{pr}) = (0,043 - 4,3 \cdot 10^{-5} T_{pr}) \left[\frac{1}{(500 - T_{pr})^2} - \frac{1}{(800 - T_{pr})^2} \right] \quad (5.1)$$

$$K_3(T_{pr}) = (0,67 - 5 \cdot 10^{-4} T_{pr}) \left[\frac{1}{(500 - T_{pr})^2} - \frac{1}{(800 - T_{pr})^2} \right] \quad (5.2)$$

$$K_G(T_{pr}) = \frac{K_2(T_{pr})}{K_3(T_{pr})} \quad (5.3)$$

Valorile funcțiilor calculate cu relațiile (5.1) pînă la (5.3) sînt date în tabelul 5.1 iar variația funcției $K_2(T_{pr})$ este reprezentată în fig.5.1. Această reprezentare permite aproximarea lor cu funcții de tipul:

$$f(T_{pr}) = a_1 + a_2 \cdot e^{a_3 T_{pr}} \quad (5.4)$$

T_{pr} °C	$K_2(T_{pr})$ J^2/cm^2K^2	$f_2(T_{pr})$	$K_3(T_{pr})$ J^2/cmK	$f_3(T_{pr})$	$K_G(T_{pr})$ J^2/cm^2K	$f_6(T_{pr})$
20	$14 \cdot 10^{-7}$	$1,21 \cdot 10^{-7}$	$5,29 \cdot 10^{-4}$	$5,46 \cdot 10^{-4}$	$2,15 \cdot 10^{-4}$	$2,19 \cdot 10^{-4}$
100	$1,63 \cdot 10^{-7}$	$1,53 \cdot 10^{-7}$	$6,64 \cdot 10^{-4}$	$6,48 \cdot 10^{-4}$	$2,45 \cdot 10^{-4}$	$2,43 \cdot 10^{-4}$
200	$2,87 \cdot 10^{-7}$	$2,76 \cdot 10^{-7}$	$9,50 \cdot 10^{-4}$	$9,34 \cdot 10^{-4}$	$3,02 \cdot 10^{-4}$	$3,00 \cdot 10^{-4}$
300	$6,32 \cdot 10^{-7}$	$6,97 \cdot 10^{-7}$	$15,6 \cdot 10^{-4}$	$16,2 \cdot 10^{-4}$	$4,05 \cdot 10^{-4}$	$4,19 \cdot 10^{-4}$
400	$26,2 \cdot 10^{-7}$	$21,4 \cdot 10^{-7}$	$35,3 \cdot 10^{-4}$	$32,8 \cdot 10^{-4}$	$6,86 \cdot 10^{-4}$	$6,62 \cdot 10^{-4}$

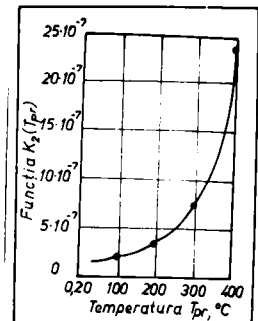


Fig.5.1. Variația funcției $K_2(T_{pr})$ [91].

După efectuarea calculului de compensare cu un algoritm pentru echivalarea prin funcții exponențiale, realizat pe calculator, s-au stabilit valorile coeficienților a_1 , a_2 , a_3 .

În acest fel, prin calcul automat s-a ajuns la următoarele dependențe empirice, pentru domeniul de temperaturi $20^\circ C \leq T_{pr} \leq 400^\circ C$:

$$t_2 = 10^{-7} F_2 \left(\frac{600 U_a I_s \eta}{v_s} \right)^2 (1,0238 + 0,1485 \cdot e^{0,0123 T_{pr}}) \quad (5.5)$$

$$t_3 = 10^{-4} F_3 \frac{60 U_a I_s}{v_s} (4,4589 + 0,8393 \cdot e^{0,0088 T_{pr}}) \quad (5.6)$$

$$s_G = \sqrt{\frac{0,6 U_a I_s}{v_s} (1,8804 + 0,2658 \cdot e^{0,0072 T_{pr}})} \quad (5.7)$$

Din relațiile (5.5) și (5.6) au fost determinate temperaturile de preîncălzire pentru două, respectiv trei căi de răcire;

$$T_{2pr} = 81,3 \ln \left(\frac{187,1 t_2 s^2 v_s^2}{F_2 U_a I_s \eta^2} - 6,8943 \right) \quad (5.8)$$

$$T_{3pr} = 113,64 \ln \left(\frac{198,6 t_3 v_s}{F_3 U_a I_s \eta} - 5,3126 \right) \quad (5.9)$$

Notațiile din relațiile (5.5)...(5.9) au următoarele semnificații:

- t_2 , în s - timpul de răcire între 800 și 500°C pentru suduri bitermice;
- t_3 , în s - timpul de răcire între 800 și 500°C pentru suduri tritermice;
- F_2, F_3 - factori de disipare a căldurii după două, respectiv trei direcții (tabelul 5.2);
- U_a , în V - tensiunea de sudare;
- I_s , în A - intensitatea curentului de sudare;
- η - randamentul termic (tabelul 5.3);
- s , în mm - grosimea componentelor de sudat;
- v_s , în cm/min - viteza de sudare;
- T_{pr} , în °C - temperatura de preîncălzire;
- s_G , în mm - grosimea limită a componentelor, pentru trecerea de la două la trei căi de răcire;
- T_{2pr}, T_{3pr} , în °C - temperatura de preîncălzire pentru două respectiv trei căi de răcire.

Algoritmul de calcul a temperaturii de preîncălzire T_{pr} în funcție de timpul de răcire $t_{8/5}$ va fi următorul:

$$E_1 = \frac{60 U_a I_s \eta}{v_s}, \quad \text{J/cm} \quad (5.10)$$

$$T_{2pr}, \text{ cu ajutorul relației (5.8)} \quad (5.11)$$

$$T_{3pr}, \text{ cu ajutorul relației (5.9)} \quad (5.12)$$

$$s_G, \text{ cu relația (5.7) pentru } T_{2pr} \text{ și } T_{3pr} \quad (5.13)$$

$$s_G(T_{2pr}, T_{3pr}) > s \longrightarrow t_2(T_{2pr}, T_{3pr}) \quad (5.14)$$

$$s_G(T_{2pr}, T_{3pr}) \leq s \longrightarrow t_3(T_{2pr}, T_{3pr}) \quad (5.15)$$

$$t_2 \text{ cu (5.5) pentru } T_{2pr} \text{ și } T_{3pr}, \quad (5.16)$$





$$t_3 \text{ cu (5.6) pentru } T_{2pr} \text{ și } T_{3pr}, \quad (5.17)$$

$$t(T_{2pr}) \neq t_{8/5} \longrightarrow T_{3pr} = T_{pr} \quad (5.18)$$

$$t(T_{2pr}) = t_{8/5} \longrightarrow T_{2pr} = T_{pr} \quad (5.19)$$

Pentru realizarea prin procedeul SE a unor îmbinări sudate din același MB cu grosimi cuprinse între 14 și 150 mm, se consideră tim-

Tabelul 5.2 Valorile factorilor de disipare a căldurii [91]

Tipul rastului	Factorul de disipare a căldurii	
	pentru două căi de răcire F_2	pentru trei căi de răcire F_3
	1	1
	0,45...0,67	0,67
	0,9...0,67	0,67
	0,95	0,9

pul de răcire $t_{8/5}$ între limitele 5...150 s. Parametrii de sudare, corespunzătorii unui electrod din oțel inoxidabil cu diametrul $d_e = 4$ mm [116] sînt: $U_a = 24V$; $I_s = 120A$; $v_s = \text{locm/min}$. Se alege din tabelul 5.3, $\eta = 0,8$, iar din tabelul 5.2 factorii $F_2 = 0,55$ și $F_3 = 0,67$.

Tabelul 5.3 Randamentul termic pentru diverse procedee de sudare

Procedee de sudare	Randamentul termic
SF	1
SE electrozi cu înveliș rutilic	0,9
SE electrozi cu înveliș bazic	0,8
MIG	0,7...0,8
WIG	0,6...0,7
MAG	0,6...0,9

Pentru calculul automat se utilizează programul prezentat în fig.5.2. Un exemplu de format de ieșire din calculator este prezentat în fig.5.3.

Pe baza datelor obținute prin calcul, s-a întocmit nomograma din fig.5.4 care permite alegerea temperaturii de preîncălzire în funcție de grosimea componentelor și de timpul de răcire $t_{8/5}$.

Analizînd nomograma rezultă următoarele observații principale [121] :

- la aceeași grosime a componentelor de sudat, temperatura de

preîncălzire crește pentru timpi de răcire mai mari;

```

10 Imin=125
20 Imax=130
30 Umin=23
40 Umax=25
50 vmin=9*100/60
60 vmax=11*100/60
70 I=(Imin+Imax)/2
80 U=(Umin+Umax)/2
90 v=(vmin+vmax)/2
91 F2=0.55
92 F3=0.67
93 R=0.8
94 D=4
98 lprint U, I, v
100 for T=50 to 140 step 30
101 lprint "DIAMETRUL ELECTRODULUI D=4mm"
102 lprint "CURENT DE SUDARE I=127,5A"
103 lprint "TENSIUNEA ARCULUI U=24V"
104 lprint "VITEZA DE SUDARE V=10cm/min"
105 lprint "RANDAMENTUL TERMIC R=0.8"
106 lprint "FACTORUL DE FORMA AL ROSTULUI PT. DISIPAREA "
107 lprint "  BIDIRECTIONALA A CALDURII F2=0.55"
108 lprint "FACTORUL DE FORMA AL ROSTULUI PT. DISIPAREA "
109 lprint "  TRIDIRECTIONALA A CALDURII F3=0.67"
110 lprint "FACTORUL DE RACIRE T8/5=";T;"s"
111 lprint "GROSIME", "Tpr BI", "Tpr TRI", "Tpr min"
112 lprint "[MM]", "[GR.C]", "[GR.C]", "[GR.C]"
113 for s=14 to 50 step 2
120 A2=(187.1*T*s^2*v^2)/(F2*U^2*I^2*R^2)-6.8943
125 print "A2=";A2
130 A3=(198.6*T*v)/(F3*U*I*R)-5.3126
140 T2=81.3*log(A2)
141 T2=int(T2)
149 T3=113.64*log(A3)
150 T3=int(T3)
151 if T2>=T3 then M=T3
152 if T3>T2 then M=T2
160 lprint s, T2, T3, M
200 next s
201 input xx
202 lprint
203 lprint
210 next T
1000 end

```

Fig.5.2. Program pentru calculul temperaturii de preîncălzire

- la o valoare constantă a timpului $t_{8/5}$, temperatura de preîncălzire crește cu grosimea piesei pentru suduri bitermice și este independentă de aceasta pentru suduri tritermice;

- pe măsura creșterii grosimii componentelor și a timpului de răcire $t_{8/5}$, are loc o deplasare spre valori mai mari a grosimii

DIAMETRUL ELECTRODULUI $D=4\text{mm}$
 CURENT DE SUDARE $I=127,5\text{A}$
 TENSIUNEA ARCULUI $U=24\text{V}$
 VITEZA DE SUDARE $V=10\text{cm/min}$
 RANDEMENTUL TERMIC $R=0,8$
 FACTORUL DE FORMA AL ROSTULUI PT. DISIPAREA
 BIDIRECTIONALA A CALDURII $F_2=0,55$
 FACTORUL DE FORMA AL ROSTULUI PT. DISIPAREA
 TRIDIRECTIONALA A CALDURII $F_3=0,67$
 FACTORUL DE RACIRE $T_8/5=15\text{ s}$

GROSIME [MM]	Tpr BI [GR.C]	Tpr TRI [GR.C]	Tpr min [GR.C]
14	298	365	298
16	323	365	323
18	345	365	345
20	363	365	363
22	380	365	365
24	395	365	365
26	408	365	365
28	421	365	365
30	433	365	365
32	443	365	365
34	454	365	365
36	463	365	365
38	472	365	365
40	481	365	365
42	489	365	365
44	496	365	365
46	504	365	365
48	511	365	365
50	517	365	365

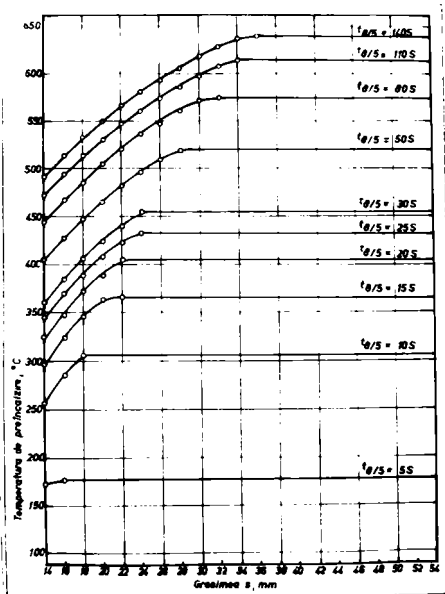


Fig.5.3. Forma de iesire din calculator.

Fig.5.4. Nomogramă pentru determinarea temperaturii de preîncălzire [121].

limită la care se face trecerea de la două la trei căi de răcire.

În concluzie, estimarea analitică a temperaturii de preîncălzire pornind de la

criteriul timpului de răcire $t_{8/5}$ prezintă importanță practică pentru proiectantul structurii sudate la optimizarea formei îmbinării prin numărul căilor de răcire, iar pentru tehnolog la stabilirea regimului termic de sudare.

5.3. Materiale de adaos pentru sudare

5.3.1. Materiale de adaos pentru sudarea oțelului T08

În cazul structurilor din oțeluri inoxidabile, într-o măsură mai hotărâtoare decât la alte categorii de oțeluri, proprietățile și caracteristicile MB sînt determinante pentru alegerea materialelor de adaos pentru sudare [124]. Dintre caracteristicile acestor oțeluri, compoziția chimică și structura determinată de ea sînt cele două criterii de bază pentru alegerea MA pentru sudare.

Oțelul T08 face parte din categoria oțelurilor cu transformare controlată, avînd ca elemente principale de aliere 13% Cr și 4% Ni, impunîndu-se următoarele condiții pentru alegerea materialelor de adaos pentru sudare [38]:

- folosirea unor MA cu o compoziție chimică similară metalului de bază astfel încît metalul depus să aibă un conținut de C de max. 0,04% și o proporție de ferită δ de pînă la 5%;

- concentrația de hidrogen difuzibil a metalului depus să fie sub 5 ml/100 g;

- aplicarea unui tratament termic de revenire sau de îmbunătățire după sudare. În cursul revenirii la temperaturi de peste 580°C se formează în structură o austenită fin dispersată (austenită de reversiune), rezultînd o creștere a energiei de rupere KV în metalul depus de tip 13/4 pentru temperaturi de revenire de 600-620°C.

Ridicarea temperaturii de revenire duce la scăderea bruscă a tenacității datorită transformării austenitei de reversiune în martensită.

Pentru sudarea oțelului T08, cu compoziția chimică, constantele fizice și caracteristicile mecanice indicate în tabelele 3.5, 3.6, 3.7 s-a ales un electrod învelit din grupa a IV-a [127], de tipul E 12.4. [128].

Tabelul 54 Caracteristicile mecanice ale metalului depus cu electrozi E410NiMo-15 [116]

R_m N/mm min	A_5 %	$R_{p0.2}$ min	$R_m(t)$ min	$A_5(t)$ min	$Z(t)$ min	$Exp1$ min	$R_{p0.2}$ min
780	15	550	780	15	35	063	479

TT: detensionare la 595-620°C mentinere 1h

Tabelul 55 Compoziția chimică a metalului depus cu electrozi E410NiMo

C% max.	Cr%	Ni%	Mo%	Mn% max.	Si% max.	P% max.	S% max.	Cu% max.	Impu. ritată
0,06	11,0- 12,0	4,0- 5,0	0,40- 0,70	1,0	0,90	0,040	0,030	0,50	0,5

Marca de electrod, produsă în țară, corespunzătoare acestui tip este E410NiMo-15 [116], cu înveliș bazic, care prin sudare depune un MD

martensitic.

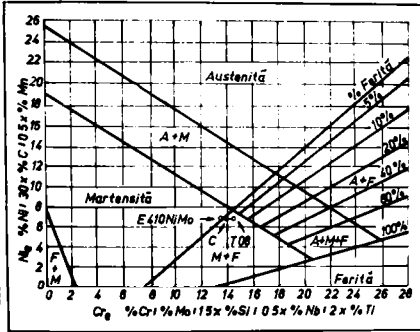


Fig.5.5. Predeterminarea constituenților structurali la sudarea oțelului T08 cu electrozi E410NiMo.

5.3.2. Materiale de adaos pentru sudarea oțelului T09

Oțelul T09 face parte din clasa oțelurilor cu transformare controlată, avînd o structură austenito-ferito-martensitică, la care proporția constituenților se poate modifica în funcție de condițiile de tratament termic.

La alegerea materialelor de adaos pentru sudarea oțelurilor de acest tip, utilizate la realizarea rotoarelor de turbine hidraulice, se ia în considerare și rezistența la cavitație. Dată fiind structura oțelului, s-a urmărit alegerea unui metal depus austenitic, care sub influența șocurilor hidraulice care apar la surparea bulelor cavitaționale se transformă în martensită, cu rezistență mare la distrugerea prin cavitație.

Pentru evitarea apariției fisurilor la cald la sudarea cu materiale de adaos austenitice sînt importanți următorii factori metalurgici [125]:

- formarea structurii bifazice în domeniul temperaturilor înalte la cristalizarea metalului depus;
- finisarea structurii metalului;
- repartiția favorabilă și proporțională a fazelor solidă și lichidă în intervalul de cristalizare.

În acest sens se aplică pe scară largă alierea metalului depus cu elemente pentru formarea feritei δ [125] care finisează structura și reduce concentrația în Si, S, P și alte impurități, datorită solubilității mai mari a acestora în ferita delta. În acest fel crește puritatea limitelor grăunților și se reduce pericolul formării

Caracteristicile mecanice ale metalului depus după tratamentul termic sînt indicate în tabelul 5.4, iar compoziția chimică în tabelul 5.5.

Considerînd compoziția chimică prescrisă pentru oțelul T08 și metalul depus prin sudare ca electrodul E410NiMo-15, s-au obținut punctele indicate în diagrama Châeffler (fig. 5.5). Admițînd o participare a MB la formarea cusăturii de 30% se determină structura cusăturii, corespunzătoare punctului C din figura 5.5.

eutecticelor ușor fuzibile. Limita superioară a conținutului de ferită δ este legată de prevenirea pericolului de fragilizare prin fază \bar{V} , iar limita inferioară, de pericolul fisurării la cald. Pe baza diagramei Schaeffler s-a propus un parametru δ , care permite determinarea conținutului de ferită δ în metalul depus [58]:

$$\delta = (\text{Cr} + 1,5\text{Mo} + 1,5\text{Si}) - (\text{Ni} + 3\text{C} + 0,5\text{Mn}) \quad (5.20)$$

Pentru valori:

$$8,5 < \delta < 10 \quad (5.21)$$

se evită fisurarea metalului depus.

După diagrama De Long se definește un alt parametru [58]:

$$\delta_7 = (\text{Cr} + \text{Mo} + 1,5\text{Si}) - (\text{Ni} + 3\text{C} + 3\text{N} + 0,5\text{Mn}) \quad (5.22)$$

Estimându-se conținutul mediu în azot al depunerilor efectuate cu electrozi înveliți sau sub flux la 0,06%, valorile pentru δ_7 care, după De Long, permit evitarea fisurării la cald a metalului depus sînt:

$$5,5 < \delta_7 < 7 \quad (5.23)$$

Se menționează în acest sens influența pozitivă a manganului, care constă în aceea că împiedică formarea eutecticelor de S cu Ni, combinînd sulfurul în MnS , insolubil în oțelul lichid și cu temperatura de topire de 1620°C [125].

Tabelul 5.6 Caracteristicile mecanice ale metalului depus cu electrozi ECr18Ni8Mn6

$R_p 0,2$ N/mm min.	R_m N/mm min.	A_5 % min.	KCU J/cm min.
345	540	35	88

Tabelul 5.7 Compoziția chimică a metalului depus cu electrozi ECr18Ni8Mn6

C% max.	Mn %	Si % max.	Cr %	Ni %	P % max.	S % max.
0,13	6,4-8,0	0,92	17,3 - 19,2	8,85 - 11,0	0,03	0,225

Avînd în vedere aspectele menționate, pentru sudarea oțelului T09, cu compoziția chimică, constantele fizice și caracteristicile

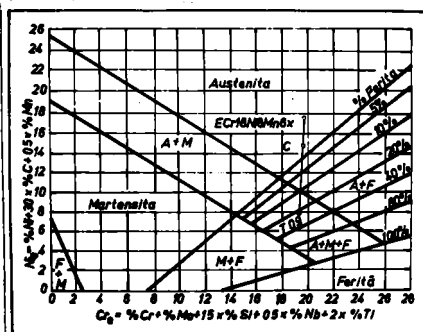


Fig.5.6. Predeterminarea constituenților structurali la sudarea oțelului T09 cu electrozi ECr18Ni8Mn6X.

mecanice indicate în tabelele 3.5, 3.6 și 3.7 s-a ales un electrod învelit din grupa a IV-a [127], de tipul El 8.8. Mn [128]. Marca de electrod produsă în țară, corespunzătoare acestui tip este ECr18Ni8Mn6X [116], cu înveliș bazic, care prin sudare depune un metal austenitic. Caracteristicile mecanice și compoziția chimică ale metalului depus prin sudare sînt indicate în tabelele 5.6 și 5.7.

Parametrii δ și δ_7 calculați cu relațiile (5.20) și (5.21) au

valoarea: $\delta = \delta_7 = 5,42$.

Considerînd compoziția chimică prescrisă pentru oțelul T09 și metalul depus prin sudare cu electrodul ECrl8Ni8Mn6X, s-au obținut punctele indicate în diagrama Schaeffler (fig.5.6),

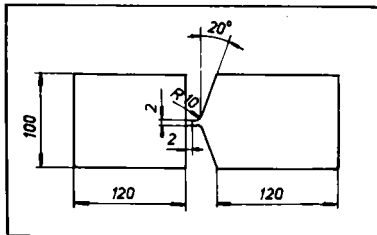
5.4. Cercetări experimentale de sudare și tratamente termice post sudare a oțelului T08

5.4.1. Determinarea experimentală a temperaturii de preîncălzire

5.4.1.1. Program experimental

Efectul principal al preîncălzirii este diminuarea vitezei de răcire după sudare, tendința de durificare prin călire și de formare a unor structuri fragile fiind micșorată. De asemenea, ca urmare a prelungirii fazei de răcire se favorizează eliminarea hidrogenului înaintea atingerii tensiunii reziduale care să provoace fisurarea la rece.

Stabilirea prin experiment a oportunității tratamentului de preîncălzire la sudarea oțelului T08 s-a făcut pe îmbinări sudate (fig.5.7), folosind procedeul de sudare cu electrod învelit, cu parametrii de sudare indicați în tabelul 5.8.



Nr crt.	T_{pr} °C	V_s cm/min	d_e mm	I_s A	U_a V	E_L J/cm
1	—	10-12	4	125-130	23-25	13 350
2	150	10-12	4	120-130	23-25	13 100
3	250	10-13	4	125-130	23-25	12 770
4	350	11-12	4	125-130	23-25	12 770

Fig.5.7. Probă de sudare din oțelul T08.

Pentru sudare s-au utilizat electrozi E410NiMo-15 [116], avînd caracteristicile metalului depus indicate în tabelele 5.4 și 5.5.

Din îmbinările sudate au fost prelevate epruvete pentru efectuarea de examinări sclerometrice, investigații micrografice și încercări de încovoiere prin șoc. Modul de prelevare și pregătire a epruvetelor s-a realizat în conformitate cu standardele în vigoare.

5.4.1.2. Determinări sclerometrice

Încercările de duritate HV5 s-au realizat în conformitate cu [130]. Schema de amplasare a urmelor este arătată în fig.5.8, iar rezultatele obținute sînt prezentate în fig.5.9...5.12.

Din analiza graficelor rezultă următoarele observații [121,123]:

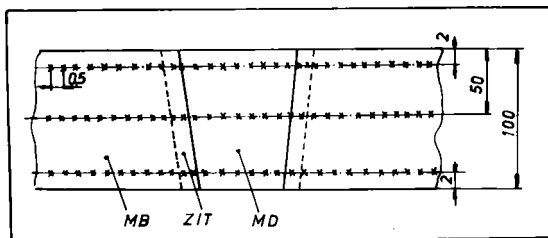


Fig. 5.8. Dispunerea urmelor de duritate [121] .

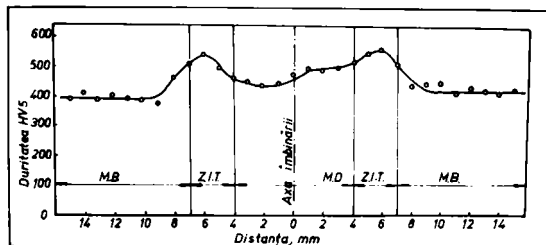


Fig. 5.9. Determinări sclerometrice pentru sudarea fără preîncălzire [121] .

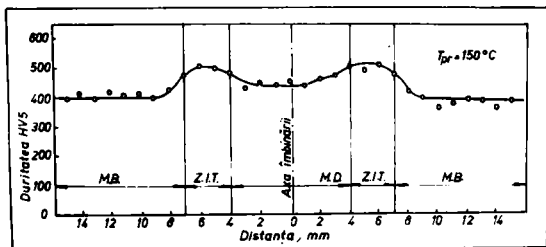


Fig. 5.10. Determinări sclerometrice pentru $T_{pr} = 150^{\circ}C$ [121] .

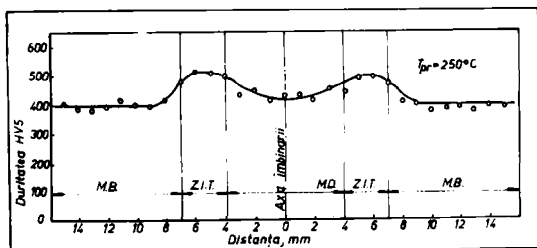


Fig. 5.11. Determinări sclerometrice pentru $T_{pr} = 250^{\circ}C$ [121] .

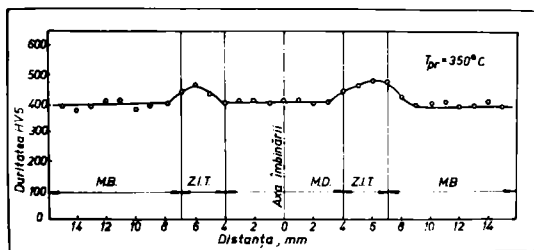


Fig. 5.12. Determinări sclerometrice pentru $T_{pr} = 350^{\circ}C$ [121] .

- metalul de bază are duritatea cuprinsă în limitele HV5=370-415, care corespund unei stări structurale rezultate după aplicarea tratamentului termic de călire-revenire;

- tendința de durificare a MB este relativ scăzută, fenomen care se explică prin faptul că duritatea maximă a martensitei de călire depinde de conținutul de carbon și nu de cantitatea de elemente de aliere;

- extinderea ZIT este de aprox. 2...3 mm;

- diferența dintre duritatea maximă în ZIT și MB este de 150-170 HV5 la sudarea fără preîncălzire și sub limita de 150 HV5, admisă pentru oțeluri înalt aliate, la sudarea cu preîncălzire;

- duritatea metalului depus are valori apropiate de metalul de bază, fiind influențată neesențial de temperatura inițială a componentelor de sudat.

Pe baza rezultatelor obținute se poate concluziona că este oportună aplicarea preîncălzirii la sudare, la temperaturi de minimum 150°C.

5.4.1.3. Incercări de încovoiere prin șoc

Incercările dinamice de încovoiere prin șoc s-au efectuat pe epruvete cu creștătura în V [118] dispusă atât în ZIT cât și în MD, pentru a pune în evidență tendința zonelor îmbinării sudate spre rupere fragilă. Incercările au fost efectuate la temperatura ambiantă pe minimum 5 epruvete pentru fiecare temperatură de preîncălzire și zonă a îmbinării sudate.

Rezultatele încercărilor sînt prezentate în fig.5.13.

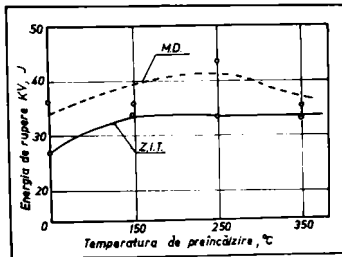


Fig.5.13. Influența T_{pr} asupra energiei de rupere KV [121].

Analizînd aceste obținute rezultă că energia de rupere este influențată de temperatura de preîncălzire, care favorizează creșterea ei atât în ZIT cât și în MD. Creșterea temperaturii de preîncălzire peste 150°C nu conduce la modificări semnificative ale tenacității. Pentru toate temperaturile de preîncălzire folosite, energia de rupere a MD este mai mare decît a ZIT.

Examinarea microfractografică a suprafețelor de rupere a epruvetelor cu creștătura în ZIT arată o rupere ductilă cu zone mici de clivaj (rupere fragilă) la sudarea fără preîncălzire (fig.5.14). La probele sudate cu preîncălzire, tendința spre rupere fragilă este minimă, suprafața acestora avînd un aspect mat, fibros, tipic ruperilor cu caracter ductil (fig.5.15, 5.16).

La toate probele analizate, amorsele de rupere sînt date de precipitățile de carburi și de alte faze intermediare prezentate în



a.

b.

Fig.5.14.Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere (400x) la sudarea fără preîncălzire: a - rupere fragilă, b - rupere ductilă [121] .

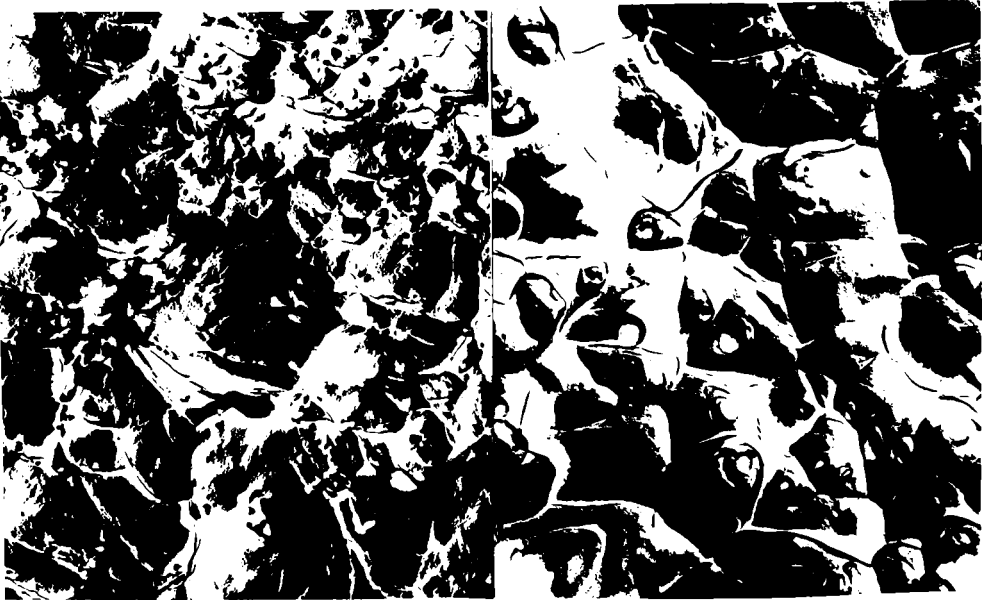


Fig.5.15.Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere (400x) la $T_{pr}=150^{\circ}C$ [121] .



Fig.5.16. Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere (400x) la $T_{pr}=350^{\circ}\text{C}$ [121].

structura oțelului, evidențiate pe microfractografiile din fig.5.14.. 5.16.

Pe baza încercărilor de tenacitate se poate afirma că aplicarea tratamentului de preîncălzire la 150°C la sudarea oțelului T03 este oportună.

5.4.1.4. Investigații micrografice

Pentru evidențierea influenței temperaturii de preîncălzire asupra structurii îmbinărilor sudate și a eventualelor defecte de continuitate metalică au fost cercetate câteva eșantioane reprezentative. Investigațiile microstructurale au evidențiat următoarele aspecte:

- metalul de bază are o structură alcătuită din martensită revenită, carburi de crom și o proporție redusă de ferită (fig.5.17);
- cusătura sudată se caracterizează printr-o structură formată din martensită, carburi de crom și mici cantități de agregat D. Se remarcă faptul că acele de martensită au dimensiuni mai mici la sudarea fără preîncălzire, fenomen explicat prin influența vitezei de răcire asupra razei critice a germenului de cristalizare. La probele sudate fără preîncălzire apar atât precipitări intragranulare cât și intergranulare ale carburilor de crom (fig.5.18.a), în

timp ce la sudarea cu preîncălzire separarea intergranulară a carburilor de crom este mai puțin semnificativă, observându-se formarea izolată a agregatelor D, proces favorizat de creșterea temperaturii de preîncălzire (fig.5.19.a, 5.20.a, 5.21.a);

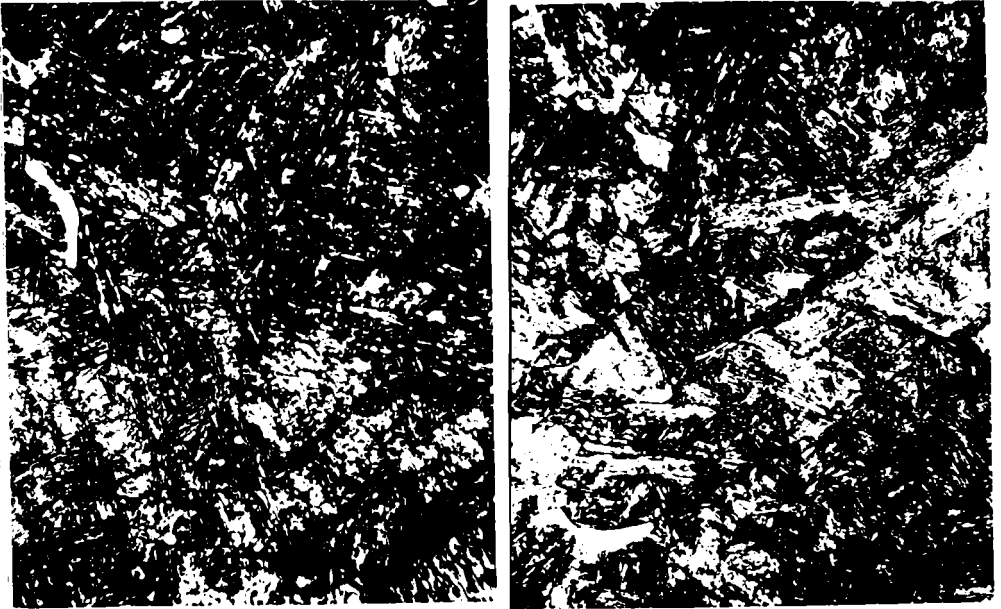


Fig.5.17. Microstructura MB, atac apă regală, 500x [121] .



a.



b.



Fig.5.18. Microstruc-
tura zonelor îmbinării la
sudarea fără preîncălzire
(atac apă regală, 500x):
a - C, b - C+ZIT, c - ZIT
[121] .

c.

- în zona de trecere dintre cusătură (C) și ZIT (fig.5.18...
5.21.b) nu se remarcă apariția unor defecte de continuitate metalică ci numai separarea intergranulară a agregatelor C;



a.



b.



Fig.5.19. Microstructura zonelor îmbinării sudate la $T_{pr}=150^{\circ}\text{C}$ (atac apă regală, 500x): a - C, b - C+ZIT, c - ZIT [121].

c.

- în ZIT alături de martensită și ferită, apare o anumită cantitate de agregat C fie pe limitele grăunților, fie pe interfața dintre ferita δ și ferita α (fig.5.18.c...5.21.c). De asemenea precipitățile carburilor de crom sînt mai intense la probele preîncălzite la 350°C (fig.5.21.c) fapt datorat vitezei de răcire mai mici în domeniul austenitic sau austenito-feritic.



a.

b.



Fig.5.20. Microstruc-
tura zonelor îmbinării
sudate la $T_{pr}=250^{\circ}\text{C}$
(atac apă regală, 500x):
a - C, b - C+ZIT, c -
ZIT [121] .

c.

În concluzie, se poate afirma că modificările structurale intervenite în zonele îmbinării sudate evidențiază necesitatea efectuării preîncălzirii la cel puțin 150°C pentru a reduce tendința de durificare prin călire [121] .



a.



b.



Fig.5.21. Microstructura zonelor îmbinării sudate la $T_{pr}=350^{\circ}\text{C}$ (atac apă regală, 500x): a - C, b - C+ZIT, c - ZIT [121] .

5.4.2. Tratamente termice post-sudare

5.4.2.1. Conducerea lucrărilor experimentale

Îmbinările sudate din oțeluri înalt aliate cu punct de transformare în stare solidă se supun unor tratamente termice. În cazul oțelului T08, cu o structură predominant martensitică în ZIT scopurile urmărite prin aplicarea tratamentului termic post sudare sînt [121]:

- reducerea stării de tensiuni interne apărute la sudare;
- obținerea în ZIT a unei structuri de revenire cu caracteristici de rezistență mecanică mai scăzute și caracteristici de plasticitate mai ridicate;

- prevenirea fenomenului de figurare la rece;
- asigurarea unei rezistențe mari la eroziune cavitațională.

Deoarece înainte de sudare rotoarele și paletele de turbine hidraulice din oțel T08 se supun tratamentului termic de călire-revenire, se recomandă ca îmbinările sudate să fie tratate termic fie prin revenire înaltă, fie printr-o nouă călire urmată de revenire.

Pentru stabilirea parametrilor de tratament termic din îmbinările sudate cu preîncălzire la 150°C executate în condițiile descrise la pct.5.4.1.1. s-au prelevat probe supuse la următoarele trata-

mente termice [121]:

- revenire înaltă la temperaturi cuprinse între 350 și 750°C;
- călire de la 1040±10°C urmată de revenire la temperaturi de 350...750°C.

Asupra acestor probe au fost efectuate examinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări de tracțiune și încovoiere prin șoc, analize microfractografice ale suprafețelor de rupere.

5.4.2.2. Determinări sclerometrice

Curbele de variație a durității Vickers în funcție de distanța de la axa îmbinării sudate pentru diferite temperaturi de revenire sînt prezentate în fig.5.22...5.30.

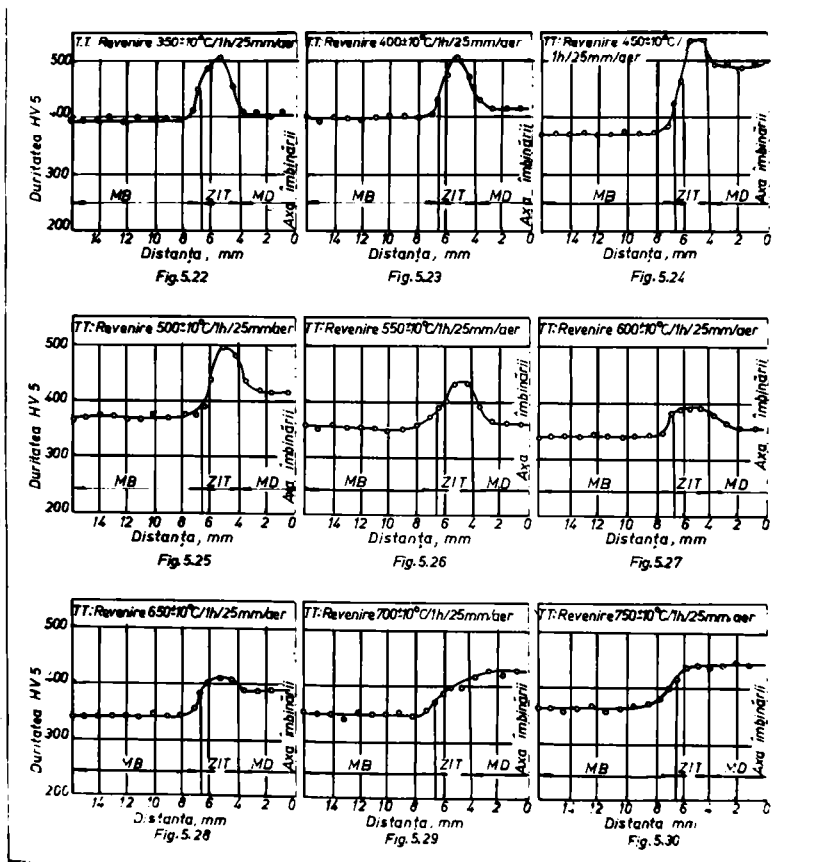


Fig.5.22...5.30. Curbele de variație a durității HV5 pentru temperaturi de revenire de 350...750°C [121].

Din analiza graficelor din fig.5.22...5.30 rezultă următoarele observații:

- la temperaturi de revenire de 350-500°C apare o ușoară tendință de durificare a MB;
- o durificare pronunțată a MD la temperaturi de revenire de 650-750°C;
- pentru temperaturi de revenire de peste 550°C se constată o înmuiere a MB;
- valori optime de duritate pentru MD și ZIT la temperaturi de revenire de 600°C;
- o diferență mare de duritate între ZIT și MB la temperaturi de revenire de 450-500°C;
- dacă temperatura de revenire depășește 650°C, MD va avea o duritate mai mare decât a ZIT;
- un gradient minim de duritate al zonelor îmbinării sudate pentru temperatura de revenire de 600°C.

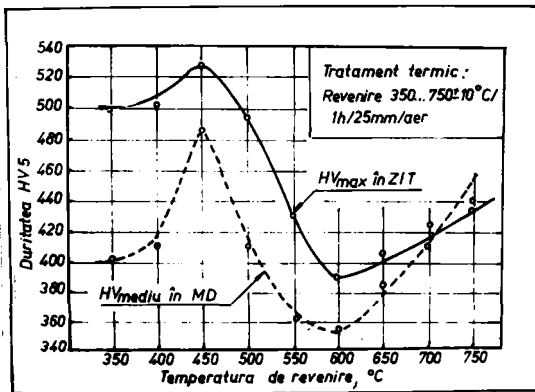


Fig.5.31. Dependenta durității în ZIT și MD în funcție de temperatura de revenire [121] .

atît a MB cît și a MD, temperaturile de revenire au variat între 350 și 750°C.

Curbele de variație a durității pe secțiunea transversală a îmbinării sudate la fiecare temperatură de revenire sînt indicate în fig.5.32...5.40.

Analizînd rezultatele se constată obținerea unor valori minime de duritate și similare în toate zonele îmbinării sudate pentru tratamentul termic de călire și revenire la 600°C.

Variația durității MB și MD cu temperatura de revenire este indicată în fig.5.41, remarcîndu-se următoarele:

- un vîrf de durificare al MD corespunzător temperaturii de revenire de 400°C și al MB la temperatura de 450°C;

Dependenta durității maxime în ZIT și a durității medii în MD în funcție de temperatura de revenire este indicată în fig.5.31.

Pentru a obține caracteristici mecanice ale metalului depus similare cu cele ale metalului de bază, s-a experimentat tratamentul termic de călire pentru punere în soluție (1050±10°C/aer) urmat de revenire. Avîndu-se în vedere susceptibilitatea la durificare structurală

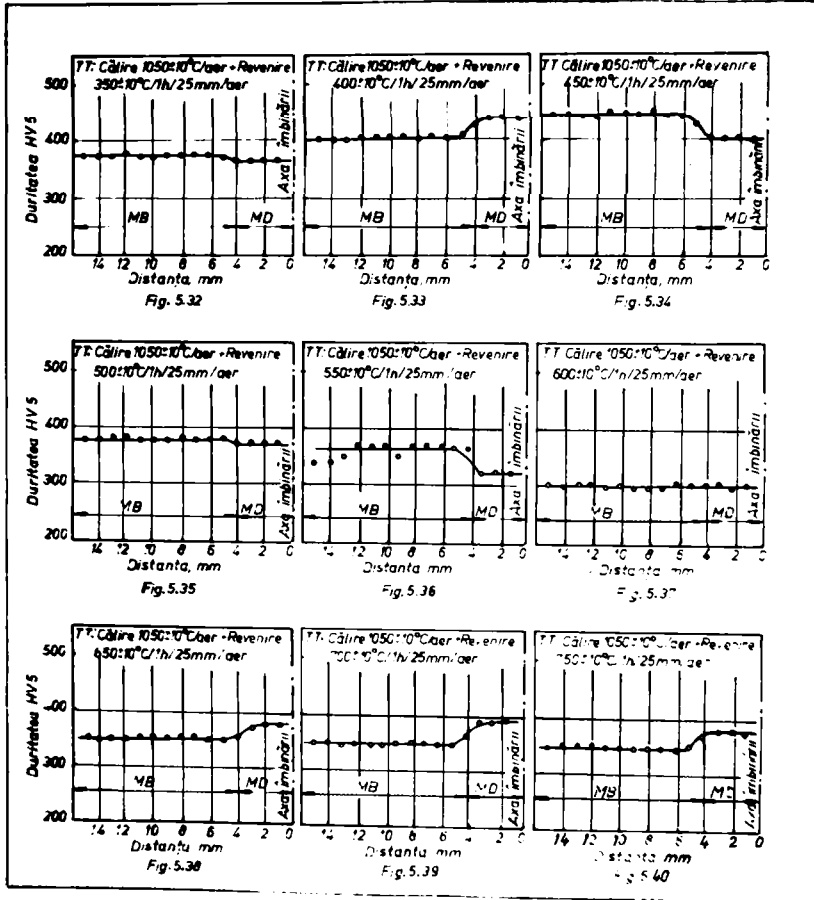


Fig.5.32...5.40. Curbele de variație a durității HV5 pentru îmbinări sudate supuse tratamentului de călire-revenire [121].

- valori identice de duritate ale MB și MD în condițiile efectuării revenirii la temperatura de 600°C;

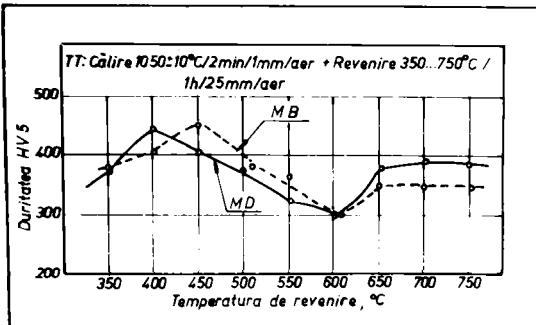


Fig.5.41. Variația durității MB și MD a probelor sudate supuse tratamentului de călire-revenire [121].

- o scădere continuă a durității cu creșterea temperaturii de revenire, între 400 și 600°C pentru MD și între 450 și 600°C pentru MB;

- o creștere a durității la temperaturi de revenire de peste 650°C, mai accentuată fiind durificarea MD.

Examinările sclerometrice demonstrează că temperatura optimă de revenire a îmbinărilor sudate din oțel TOC, cūlitate de la 1050°C se situează la 600°C.

5.4.2.3. Investigații micrografice

Investigațiile micrografice efectuate pe probele supuse tratamentului termic de revenire au pus în evidență următoarele aspecte principale:

- precipitarea unor carburi extrem de fine în interiorul grăunților cristalini, cu o distribuție uniformă care provoacă o durificare intensă a MD după efectuarea revenirii la 450°C (fig.5.42);

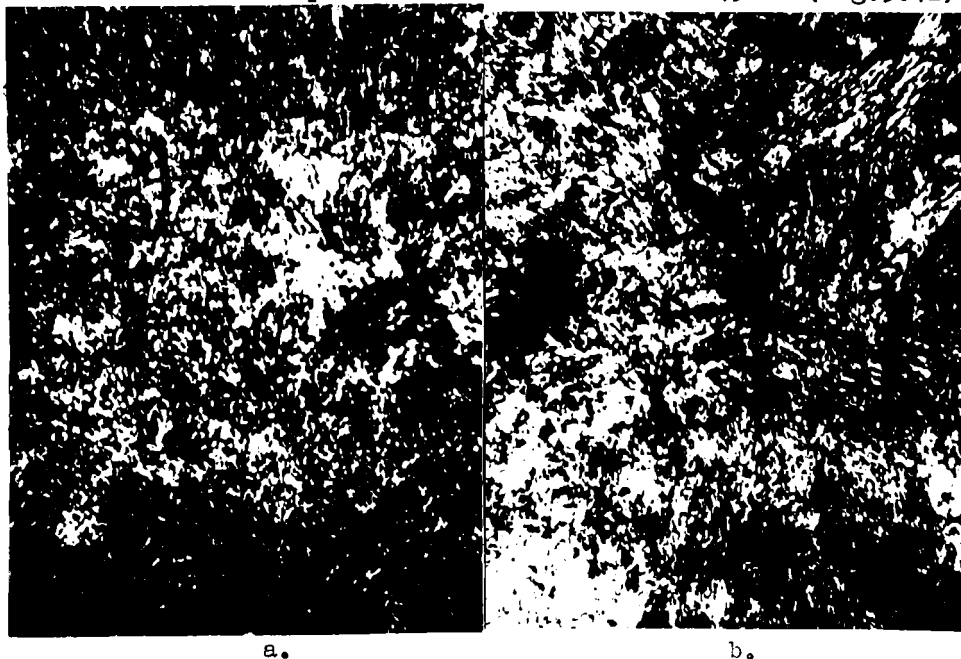
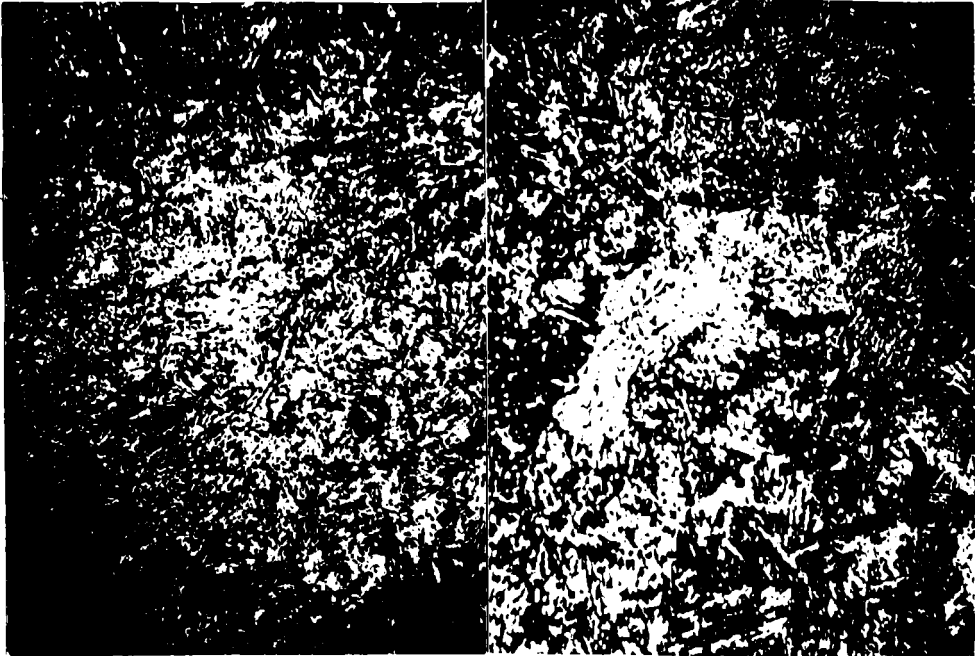


Fig.5.42. Microstructura zonelor îmbinării sudate după revenire la 450±10°C/aer (atac apă regală, 500x); a - C, b - C+ZrTi [121] .

- o structură de martensită revenită cu carburi dispuse atât pe limitele cât și în interiorul grăunților pentru temperaturi de revenire a MD de 600°C (fig.5.43) care asigură o îmbinare optimă a caracteristicilor de ductilitate și tenacitate cu cele de rezistență mecanică;



a.

b.



c.

Fig.5.43. Microstructura zonelor îmbinării sudate după revenire la $600 \pm 10^\circ\text{C}$ /aer (atac apă regală, 500x): a - C, b - C+Zr, c - Zr [121] .

- temperatura de revenire de 750°C se manifestă prin formarea în MD a unor agregate C separate pe marginile grăunților și a unor mici cantități de martensită provenită din transformarea austenitei de revenire care vor conduce la scăderea bruscă a tenacității și creș-

terea duriții (fig.5.44).

Investigațiile metalografice efectuate asupra zonelor îmbinării sudate, au arătat că temperatura optimă de revenire post sudare este de $600 \pm 10^\circ\text{C}$.

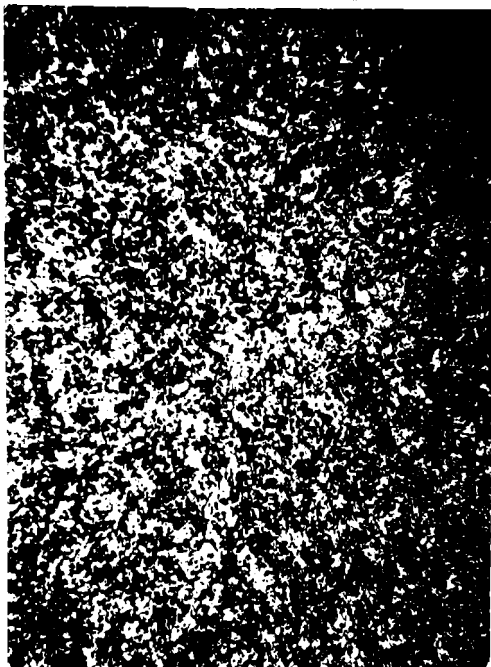


Fig.5.44. Microstructura MD după revenire la 750°C /aer (atac apă regală, 500x), [121].

5.4.2.4. Incercări de tracțiune

Din plăcile sudate cu preîncălzire la 150°C conform pct.5.4.1.1, s-au prelevat epruvete rotunde cu porțiune calibrată [130] pentru tracțiune transversală a îmbinărilor sudate. Epruvetele de tracțiune au fost supuse celor două variante de tratamente termice post sudare indicate la pct.5.4.2.1.

Rezultatele obținute sînt prezentate grafic, în fig.5.45 pentru probele supuse tratamentului post sudare de revenire, iar în fig. 5.46 pentru prăbele supuse tratamentului termic post sudare de călire-revenire.

Din aceste grafice rezultă următoarele:

- tratamentul termic de călire-revenire favorizează obținerea unor caracteristici de rezistență mecanică superioare celor realizate la aplicarea numai a tratamentului termic de revenire;

- temperatura optimă de revenire se situează la 600°C , asigurînd o îmbinare corespunzătoare a caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de plasticitate;

- temperaturile de revenire de peste 600°C provoacă o mărire considerabilă a caracteristicilor de rezistență mecanică și o scădere

a celor de ductilitate, fapt care se explică printr-o reausteniti-zare parțială a oțelului în timpul încălzirii. Structura austeniti-că de reversiune, care este fin dispersată în masa de bază, se transformă la răcire în martenită.

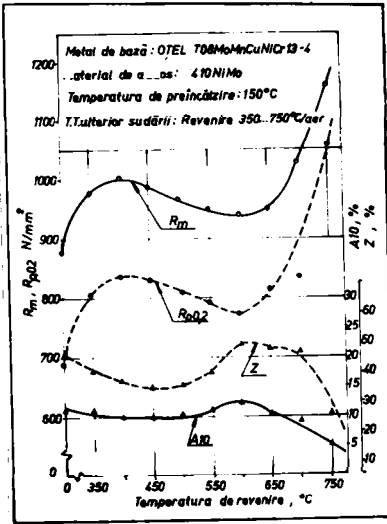


Fig.5.45. Incercări de tracțiune pentru trata- ment termic post sudare de revenire [121].

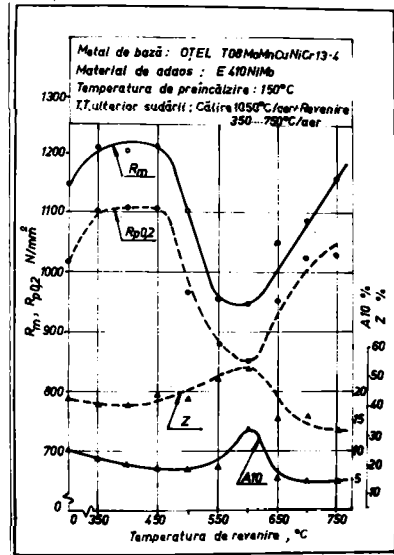


Fig.5.46. Incercări de tracțiune pentru trata- ment termic post sudare de căli- re-revenire [121].

Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere este in- dicat în fig.5.47 și 5.48.

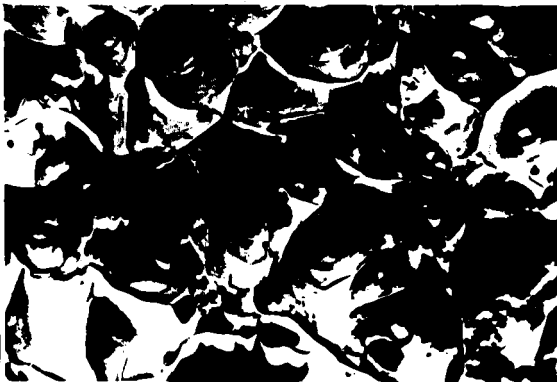


Fig.5.47. Aspectul micro- fractografic al suprafețe- lor de rupere al probelor supuse revenirii la 600°C [121].

La temperatura de revenire de 600°C suprafețele de rupere au un caracter ductil. La toate epruvetele încercate ruperea s-a pro- dus în MB, amorsele de rupere fiind constituite din particule fine de carburi separate în cursul tratamentului de revenire [121].



Fig.5.48.Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere ale probelor supuse călirii la 1050°C (aer și revenire la 600°C , 400x)[121].

5.4.2.5. Încercări de încovoiere prin șoc

Rezultatele încercărilor de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură în V [118] plasată în MB și MD sînt indicate în fig.5.49 și 5.50. Fiecare rezultat este media aritmetică a valorilor energiilor de rupere pe 5 epruvete.

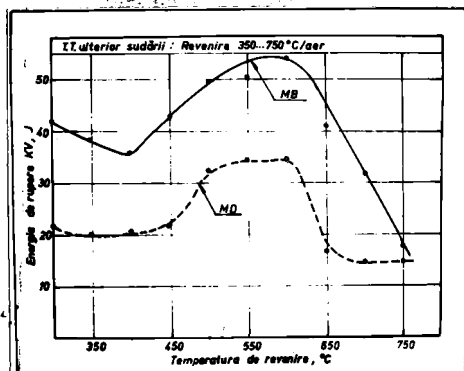


Fig.5.49.Variația energiei de rupere a îmbinărilor sudate în funcție de temperatura de revenire [121].

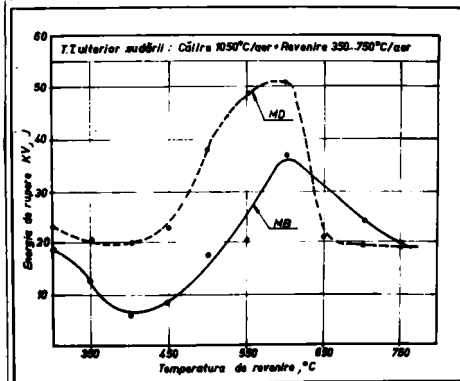


Fig.5.50.Variația energiei de rupere a îmbinărilor sudate.

Rezultatele încercărilor confirmă că temperatura optimă de revenire este de 600°C . Temperaturile inferioare sau superioare acestei valori fragilizează îmbinarea sudată.

Se remarcă faptul că dacă după sudare se aplică tratamentul termic de revenire, MB va prezenta caracteristici de tenacitate superioare MD, iar dacă după sudare se execută tratamentul complet de călire-revenire, MD va fi mai tenace.



Fig.5.51.Probă cu creștătură în MD, revenire la 600°C, 400x [121] .



Fig.5.52.Probă cu creștătură în MB, revenire la 600°C, 400x [121] .



Fig.5.53.Probă cu creștătură în MD, călire-revenire la 600°C, 400x [121].



Fig.5.54.Probă cu creștătură în MB, călire-revenire la 600°C, 400x [121].

Aspectul microfractografic (fig.5.51...5.54) reliefează caracterul ductil al suprafețelor de rupere pentru temperatura de revenire de 600°C, amorsele de rupere fiind constituite din particule de carburi și de alte faze intermetalice prezente în structura MB și MD.

5.4.3. Cercetări de rezistență la cavitație a îmbinărilor sudate din oțel T08

Cercetarea rezistenței la eroziune cavitațională s-a efectuat într-o stațiune magnetostrictivă, cu următoarele caracteristici [121]:

- diametrul probei: 14 mm;
- imersia probei: 3-5 mm;
- frecvența de oscilație: 7 KHz;
- amplitudinea oscilațiilor: 80 μm;
- presiunea: presiunea atmosferică;
- mediul de lucru: apă potabilă;
- temperatura mediului de lucru: 20°C.

Durata totală a încercării este de 165 minute, fracționată în etape de 5, 10, 15 minute. După fiecare etapă de încercare, proba se spală în apă potabilă sub presiune, apă distilată, alcool și acetonă, iar ulterior este uscată în curent de aer, cântărită și păstrată în exicator.

Pentru ridicarea curbelor de pierdere masică $\Delta m=f(t)$ și viteza de eroziune $V_{er}=f(t)$, masa probei s-a determinat cu o balanță care permite citirea a șase cifre semnificative. Viteza de eroziune s-a calculat cu relația:

$$V_{er} = \frac{\Delta m}{t} \quad , \quad \text{g/min} \quad (5.24)$$

unde Δm este diferența de masă față de valoarea anterior determinată, iar t reprezintă durata unei testări.

Curbele de variație a pierderilor masice și a vitezei de eroziune în funcție de durata încercării, pentru cele trei zone ale îmbinării sudate sînt prezentate în fig.5.55 și 5.56.

Din analiza graficelor se remarcă următoarele observații principale:

- rezistență deosebit de mare a îmbinărilor sudate la eroziune cavitațională;
- viteză minimă de eroziune a probelor prelevate din ZIT;
- diferențe nesemnificative ale pierderilor masice între probele prelevate din MD și ZIT;

- pierderi masice puțin mai mari la probele din MB.

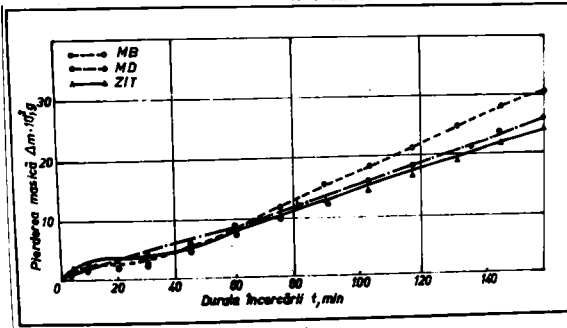


Fig.5.55. Pierdere masică pentru îmbinările sudate din oțel T08 [121].

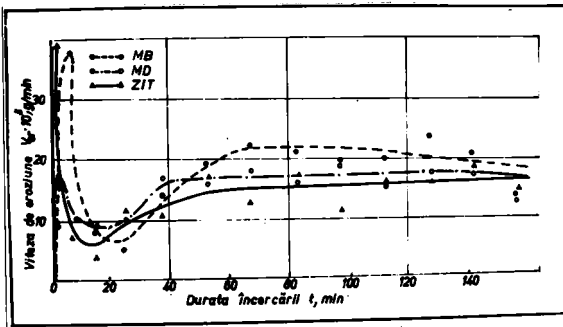


Fig.5.56. Viteza de eroziune pentru îmbinări sudate din oțel T08 [121].

Rezultatele obținute arată o bună compatibilitate între MA și MB, iar tehnologia de sudare și tratament termic concomitent și ulterior sudării au fost stabilite judicios. Uniformizarea structurii, proprietăților mecanice și a stării de tensiuni remanente prin tratamente termice post sudare conduc și la o egalizare a valorilor rezistenței la eroziune cavitațională a zonelor îmbinării sudate.

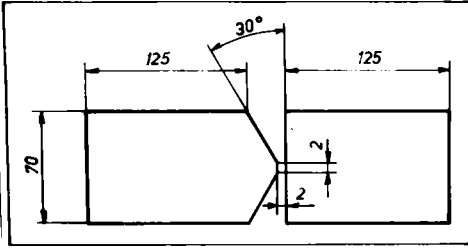
5.5. Cercetări experimentale de sudare și tratamente termice post sudare a oțelului T09

5.5.1. Conducerea lucrărilor experimentale

Cercetările pentru investigarea reacției oțelului T09 la acțiunea ciclurilor termice de sudare efectuate pe simulator cu parametri de programare cuprinși în tabelul 4.6, nu pun în evidență o influență semnificativă a temperaturii de preîncălzire (20°C ; 100°C ; 250°C) aplicate la simularea ciclurilor termice. Pe baza încercărilor experimentale efectuate a rezultat că pentru grosimi ale componentelor de sudat sub 15 mm preîncălzirea pentru sudare nu este necesară, iar pentru grosimi mai mari se va aplica o preîncălzire la temperatura de 100°C .

Cercetările privind sudarea, tratamentele termice concomitente și ulterioare sudării, s-au efectuat pe îmbinări sudate (fig.5.57) realizate cu procedeul de sudare cu electrozi înveliți. Sudarea s-a

efectuat cu electrozi ECr18Ni8Mn6X [116] din considerentele expuse la pct.5.3.2, cu parametrii de sudare indicați în tabelul 5.9.



Tabelul 5.9. Parametrii de sudare pentru oțelul T09

T_{pr} °C	d_e mm	i_s A	U_a V	V_s cm/min	E_e J/cm
100	4	120-130	22-24	14-16	7920-10700

Fig.5.57.Probă de sudare din oțel T09.

Pentru stabilirea parametrilor de tratament termic post sudare, probele au fost supuse unei reveniri la temperaturi între 350... 550°C. Asupra acestor probe au fost efectuate examinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări de tracțiune și încovoiere prin șoc, analize microfractografice ale suprafețelor de rupere.

5.5.2. Determinări sclerometrice

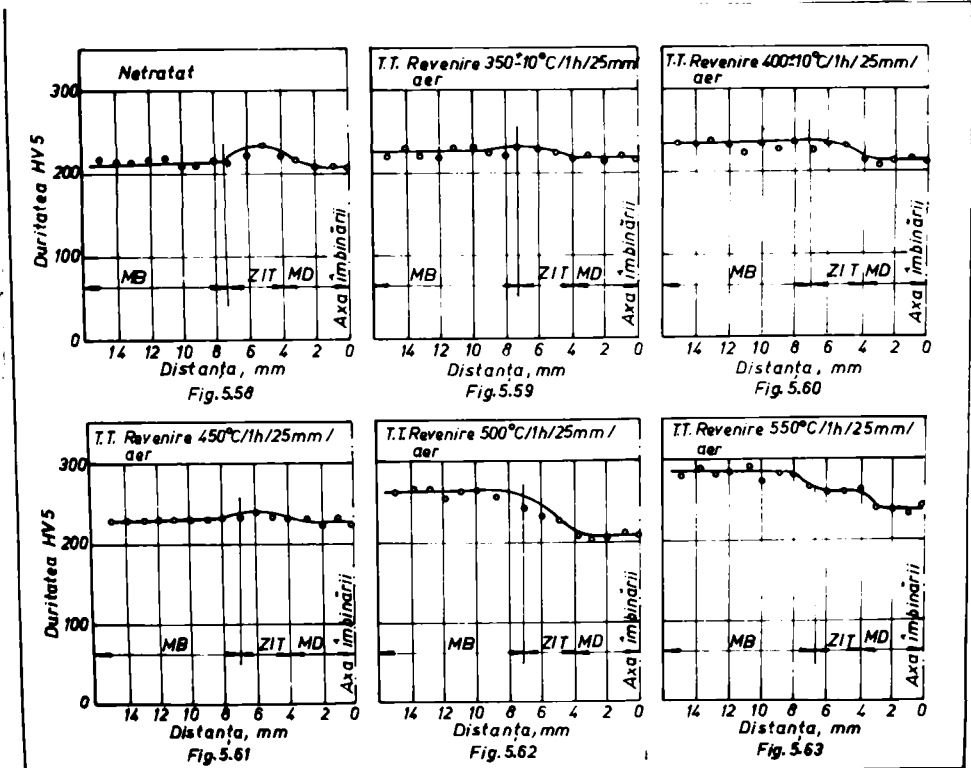


Fig.5.58...5.63.Curbele de variație a durității HV5 pentru temperaturile de revenire de 350...550°C.

Curbele de variație a durtății Vickers în funcție de distanța de la axa îmbinării sudate pentru diferite temperaturi de revenire, sînt prezentate în fig.5.58...5.63.

Din analiza graficelor prezentate rezultă o creștere a valorilor de duritate cu creșterea temperaturii de revenire. Se remarcă o durificare mai accentuată a MB pentru temperaturi de revenire de peste 450°C și un gradient minim de duritate al zonelor îmbinării sudate pentru temperatura de revenire de 450°C .

Examinările sclerometrice arată că temperatura optimă de revenire a îmbinărilor sudate din oțel T09 se situează la 450°C .

5.5.3. Investigații micrografice

Investigațiile micrografice efectuate pe probele supuse tratamentului termic de revenire post sudare au pus în evidență următoarele aspecte principale:

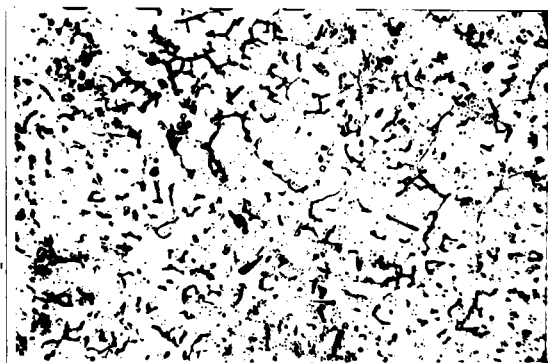


Fig.5.64. Structura MD cu electrozi ECr18Ni8Mn6X (atac apă regală, 500x) [121] .

- în MB structura este alcătuită din austenită, marten-sită revenită și ferită delta, cu separări de carburi complexe;

- MD prezintă o structură formată din austenită, ferită delta și carburi complexe (fig. 5.64);

- în ZT se observă o struc-tură alcătuită din martensită revenită, austenită și carburi, cu separări de ferită delta pe interfața MD-MB, pentru toate variantele de tratament termic

de revenire ulterior sudării (fig.5.65...5.70).



Fig.5.65.ZT fără tra-tament termic post sudare (atac apă regală, 500x) [121] .

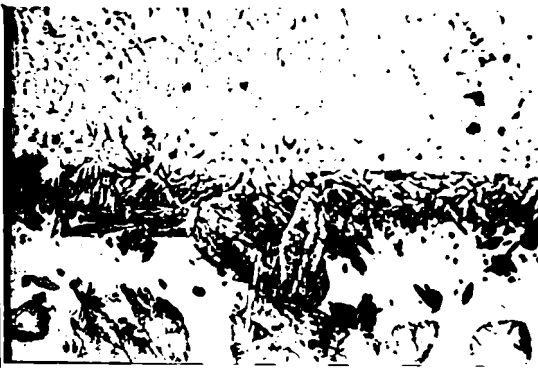


Fig.5.66.ZT, revenire la
350°C (atac apă regală, 500x)
[121] .

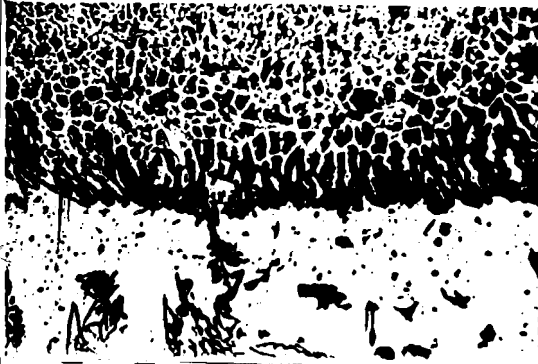


Fig.5.67.ZT, revenire la
400°C (atac apă regală, 500x)
[121] .



Fig.5.68.ZT, revenire la
450°C (atac apă regală, 500x)
[121] .

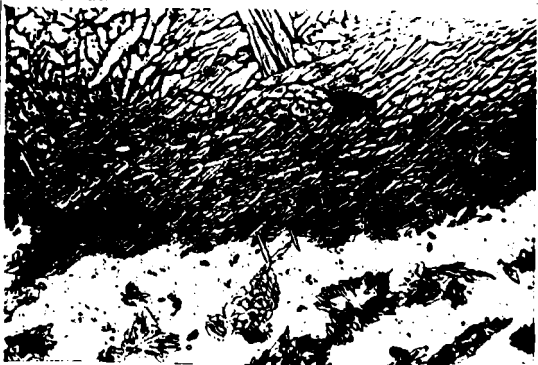


Fig.5.69.ZT, revenire la
500°C (atac apă regală, 500x)
[121] .



Fig.5.70.ZT, revenire la 550°C (atac apă regală, 500x) [121].

5.5.4. Încercări de încovoiere prin șoc

Încercările dinamice de încovoiere prin șoc s-au efectuat pe epruvete cu creștătură în V [118] plasată în MB și MD, la tempera-

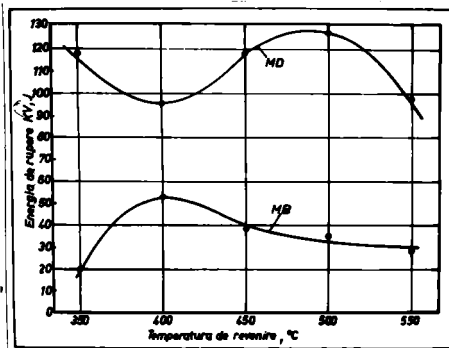


Fig.5.71.Variația energiei de rupere în funcție de temperatura de revenire post sudare.

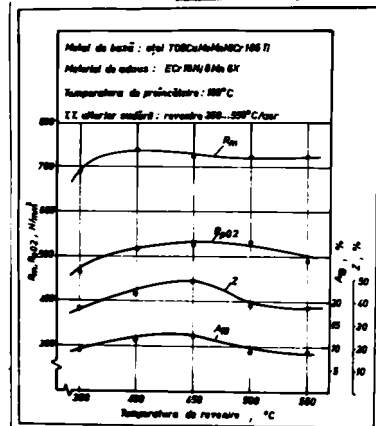


Fig.5.72.Variația caracteristicilor mecanice în funcție de temperatura de revenire post sudare.

tura ambiantă. Rezultatele încercărilor sînt indicate în fig.5.71, fiecare valoare reprezentînd media aritmetică a valorilor energiei de rupere pe 5 epruvete.

Rezultatele încercărilor arată că temperatura optimă de revenire post sudare este surprinsă între $400...450^{\circ}\text{C}$. Temperaturile de revenire inferioare sau superioare acestui interval fragilizază MB.

5.5.5. Încercări de tracțiune

Încercările de tracțiune transversală a îmbinărilor sudate s-au efectuat pe epruvete rotunde cu porțiune calibrată [130] urmărindu-se influența tratamentului termic de revenire post sudate asupra caracteristicilor mecanice. Rezultatele încercărilor sînt prezentate grafic în fig.5.72.

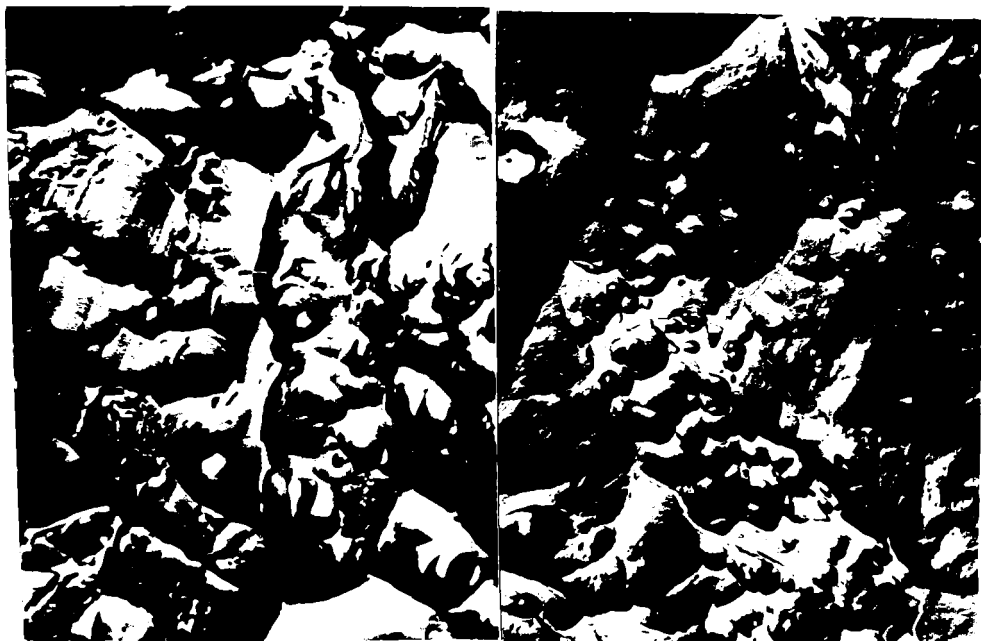


Fig.5.73. Suprafețe de rupere a epruvetelor de tracțiune după revenire la 350°C (500x) [121] .

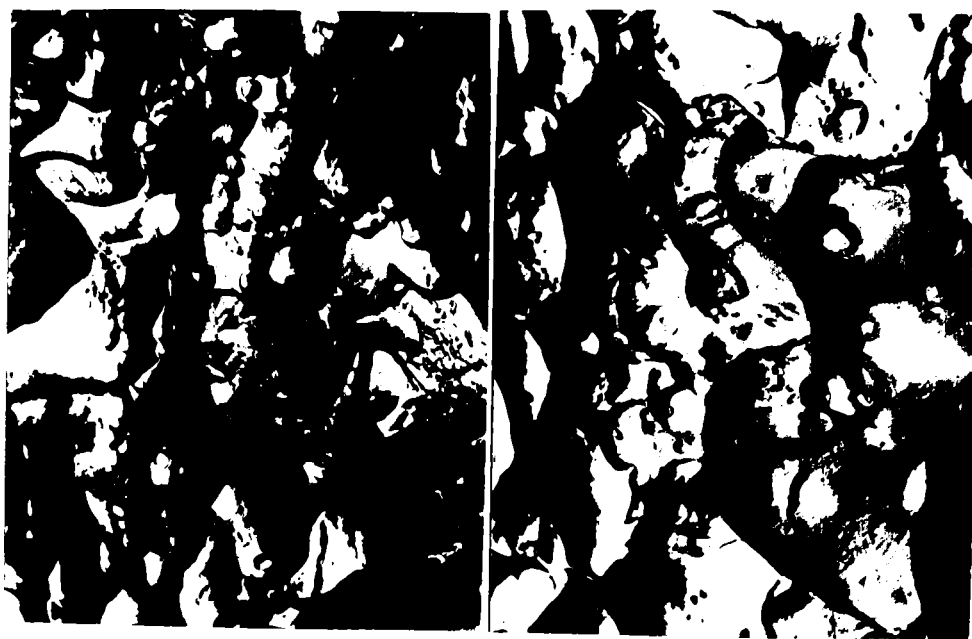


Fig.5.74. Suprafețe de rupere a epruvetelor de tracțiune după revenire la 450°C (500x) [121] .

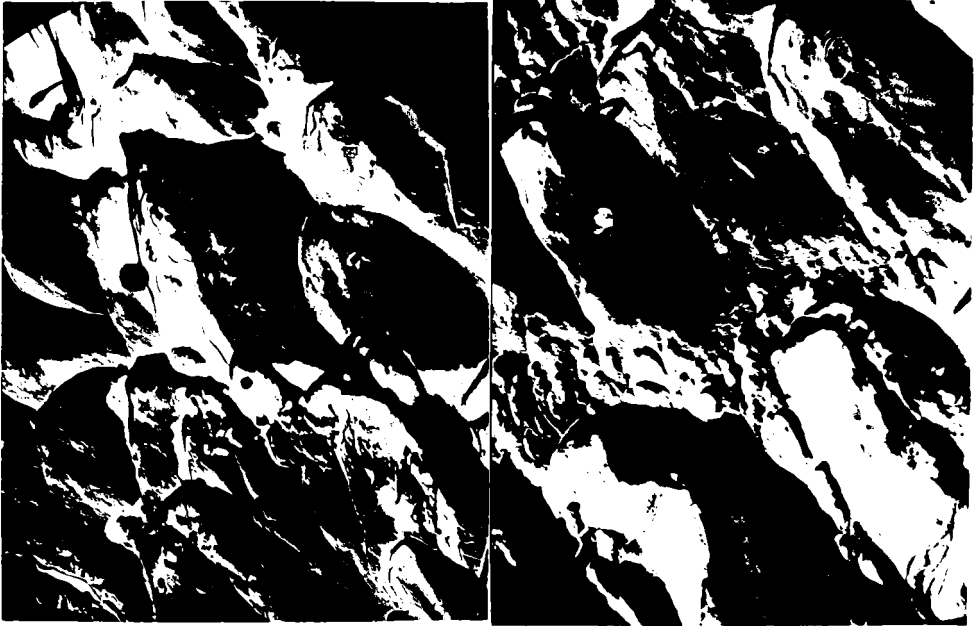


Fig.5.75. Suprafețe de rupere a epruvetelor de tracțiune după revenire la 550°C (500x) [121] .

Din analiza graficelor se confirmă faptul că temperatura optimă de revenire post sudare este cuprinsă între $400...450^{\circ}\text{C}$.

Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere a epruvetelor de tracțiune, pentru temperaturile de revenire de 350 , 450 și 550°C este indicat în fig.5.73, 5.74 și 5.75.

Analiza microfractografică a pus în evidență ruperi ductile pentru toate temperaturile de revenire luate în considerare.

5.5.6. Cercetări de rezistență la cavitație a îmbinărilor sudate din oțel T09

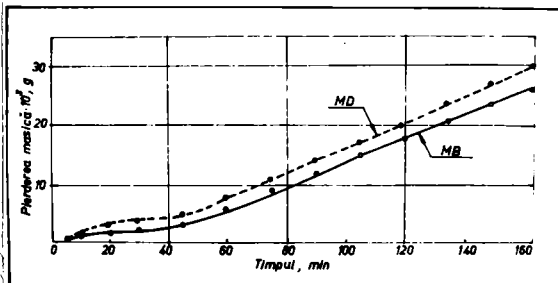


Fig.5.76. Evoluția pierderilor masice în funcție de timp pentru îmbinări sudate din oțel T09 [121] .

Cercetarea rezistenței la eroziune cavitațională a îmbinărilor sudate din oțel T09 s-a efectuat într-o stațiune magnetostrictivă, în condițiile descrise la pct. 5.4.3.

Curbele caracteristice erozionale și anume pierderea masică în funcție de timp și viteza pierderii de material

în timp sînt arătate în fig.5.76 și 5.77.

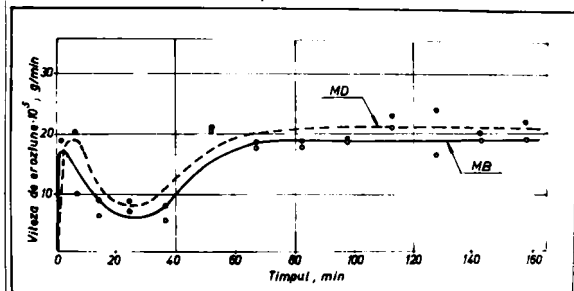


Fig.5.77.Variația vitezei de eroziune în funcție de timp pentru îmbinări sudate din oțel T09 [121] .

Suprafețele erodate au fost investigate metalografic la microscopul optic stereo, [121] , microfotografiile fiind arătate în fig.5.78.

Din analiza fig.5.76... 5.78 rezultă următoarele observații [121] :

- o rezistență cavitațională deosebit de ridicată a îmbinărilor sudate;

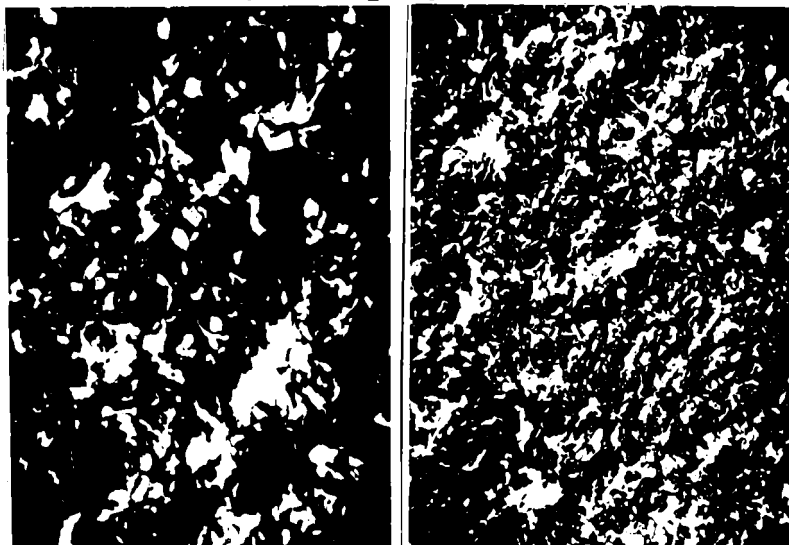


Fig.5.78.Microfotografii stereo ale suprafețelor erodate cavitațional [121] .

- diferențe nesemnificative între MD și MB, fapt care atestă o bună compatibilitate între MB și MD;

- la durata de încercare de peste 60 min., viteza de eroziune rămîne practic constantă;

- ciupiturile și adînciturile formate ca urmare a solicitărilor mecanice aleatorii ale vîrfurilor de presiune, sînt distribuite uniform pe suprafața erodată, fenomen datorat structurii omogene a materialului.

Rezultatele obținute arată o bună compatibilitate între MA și MB, iar tehnologia de sudare și tratament termic ulterior sudării au fost stabilite judicios, asigurînd o egalizare a valorilor rezistenței la eroziune cavitațională a zonelor îmbinării sudate.

5.6. Cercetări experimentale de sudare și tratamente termice post sudare a oțelurilor aliate diferite

5.6.1. Conducerea lucrărilor experimentale

Cercetările experimentale de sudare a oțelurilor disimilare s-au impus datorită fiind posibilitatea de a executa rotoare de turbină

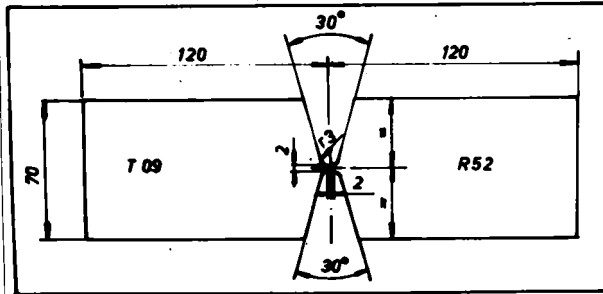


Fig.5.79. Probă de sudare din oțelurile T09 și R52.

Tabelul 5.10. Compoziția chimică a oțelurilor R52 și T09

Marca oțelului	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Ni %	Mo %	Cr %	Ti %	Cu %
T09 [79]	max. 0,09 2,5	2,0 0,55	0,25 0,025	max. 0,025	max. 0,025	3,5 - 4,5	0,1 - 0,3	17,5 - 19,5	0,1 - 0,3	1,8 - 2,2
T09 analiză UCMR	0,08	2,70	0,56	0,018	0,005	4,0	0,23	18,56	0,19	1,96
R52 [133]	max. 0,20 0,20	1,05 - 1,65	0,15 - 0,50	max. 0,040	max. 0,040	0,15 - 0,70	-	max. 0,3	-	max. 0,3
R52 analiză UCMR	0,15	1,16	0,45	0,009	0,02	0,40	-	0,20	-	0,07

Tabelul 5.11. Caracteristicile mecanice ale oțelurilor R52 și T09

Marca oțelului	Tratament termic	R _c min N/mm ²	R _m min N/mm ²	A ₅ %	Z %	KCU 300 la 20°C J/cm ²
T09 [79]	Călire 1030-1050°C/aer Revenire 450-500°C/aer	min. 350	min. 600	min. 10	min. 20	min. 50
T09 încercări UCMR	Călire 1050°C/aer Revenire 470°C/aer	395	800	24	36	95
R52 [134]	Normalizare 900-940°C Călire 870-920°C/aer, ulei, apă Revenire 630-700°C/aer	min. 280	450 - 690	min. 19	-	min. 59
R52 încercări UCMR	Normalizare 930°C/aer Călire 910°C/apă Revenire 550°C/aer	440	597,5	27,5	74	268,75

Compoziția chimică și caracteristicile mecanice ale oțelurilor T09 și R52 utilizate pentru probele de sudare sînt indicate în tabelele 5.10 și 5.11.

Tabelul 5.12. Parametrii de sudare pentru probe din oțeluri T09 și R52

T _{pr} °C	d _e mm	l _s A	U _a V	v _s cm/min	E _f J/cm
150	4	120-130	22-24	12-14	9051 - 12480

hidraulice în construcție sudată din oțeluri slab aliate și oțeluri inoxidabile. La rotoarele turbinelor Francis, partea centrală a coroanei rotorului poate fi înlocuită cu un disc din oțel slab aliat [32,35] cu caracteristici mecanice corespunzătoare solicitărilor din această zonă.

Pentru investigarea reacției oțelurilor față de acțiunea ciclurilor termice de sudare s-au executat îmbinări sudate eterogene din oțel T09 și oțel R52 forjat [133], pe probe pregătite conform fig.5.79.

Sudarea s-a efectuat cu electrozi ECr18Ni8Mn6X [116] cu parametrii de sudare indicați în tabelul 5.12.

Probele sudate au fost supuse unui tratament termic

de detensionare la 450°C, menținere 8 ore, cu răcire în aer.

Din îmbinările sudate s-au prelevat epruvete pentru examinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări la încovoiere prin șoc și încercări de tracțiune.

5.6.2. Investigații micrografice

Aspectul macroscopic al îmbinării sudate eterogene dintre oțelurile T09 și R52 este arătat în fig.5.80. În îmbinare nu se observă defecte de sudare.

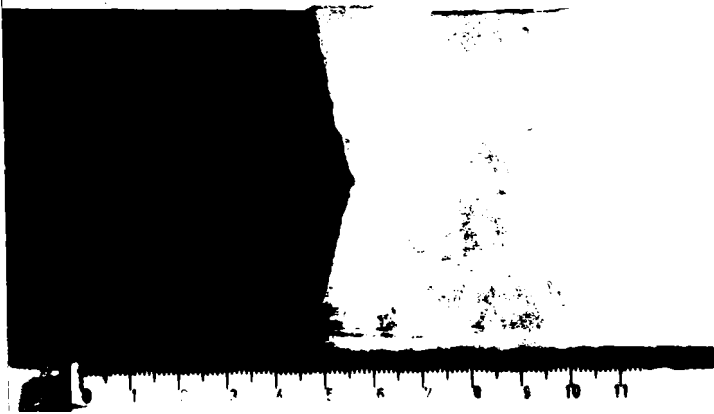


Fig.5.80. Aspectul macroscopic al îmbinării sudate T09-R52 (atac V2A).

Determinarea incluziunilor nemetalice din MB (oțel R52 și T09) s-a efectuat conform [135], punctul 4.1.1, anexa B, prin indicarea punctajelor maxime pe același câmp. Rezultatele experimentale sînt arătate în tabelul 5.13 și fig.5.81.

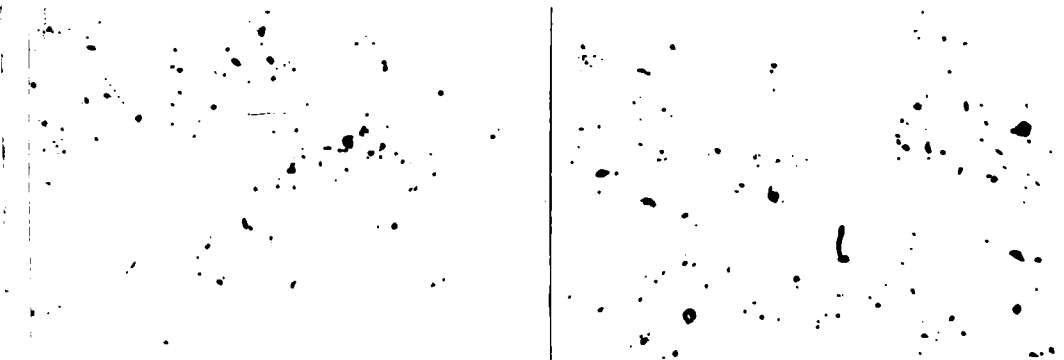


Fig.5.81. Determinarea incluziunilor nemetalice: a - oțel T09; b - oțel R52 (neatacat, 100x).

Determinarea conținutului global și a dimensiunilor medii ale

Tabelul 5.13. Determinarea incluziunilor nemetalice din oțelurile T09 și R52 [29]

Marcajul probei	Cele mai impure cimpuri	Tipuri de incluziuni				Suma punctajelor pe același cimp
		Sulfuri S	Oxizi OL + OP	Silicați SF+SP(SN)	Nitruri NT+NA	
		Punctajul incluziunilor				
A R 52	a	1	2	1	0	4
	b	2	1	1	0	4
	c	1	1	2	0	4
B R 52	a	1	2	1	0	4
	b	1	2	1	0	4
	c	1	2	1	0	4
Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni		2	2	2	0	-
Punctaj maxim pe același cimp		-	-	-	-	4
A T09	a	1	1	1	0	3
	b	1	1	1	0	3
	c	1	1	1	0	3
B T09	a	1	1	1	0	3
	b	1	2	0	0	3
	c	1	1	1	0	3
Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni		1	2	1	0	-
Punctaj maxim pe același cimp		-	-	-	-	3

incluziunilor nemetalice pe analizorul automat de fază Epiquant, cu rezultatele experimentale prelucrate pe calculatorul PDP8/m cu programul de calcul EPI-01/03 [29] sînt arătate în tabelul 5.14.

Tabelul 5.14. Determinarea incluziunilor nemetalice pe analizorul automat de fază Epiquant [29]

Zona investigată	Conținutul global de incluziuni nemetalice în procente				Dimensiunea particulelor de incluziuni nemetalice în um				Nr. de particule pe unitatea de volum (mm ³)
	val. max.	val. min.	val. med.	Abaterea medie patratică	val. max.	val. min.	val. med.	Abaterea medie patratică	
	MB (R 52)	0,50	0,01	0,17	0,13	7,14	100	2,78	
MB (T 09)	0,29	0,09	0,17	0,06	2,80	0,90	1,82	0,62	638101
SUD (18° 8/6)	0,46	0,02	0,20	0,16	9,00	100	3,63	2,84	105344

Rezultatele cercetărilor metalografice sînt evidențiate în microfotografiile din figurile 5.82...5.85. Analiza acestora permite următoarele observații:

- în MB și ZIT din oțelul R52 structura este constituită din ferită și perlită (fig.5.82 și 5.83);
- în MB și ZIT din oțelul T09, structura este constituită din austenită, ferită delta și carburi complexe (fig.5.84);
- în MD structura este austenitică cu ferită delta și carburi complexe (fig.5.85).

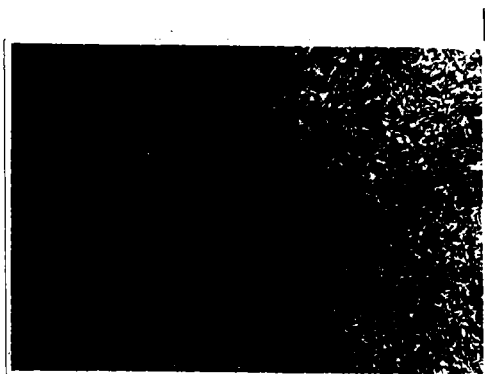


Fig.5.82.Metal de bază R52
(atac nital 2%, 100x).

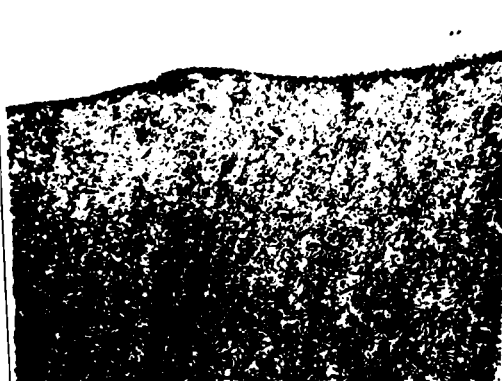


Fig.5.83.ZIT oțel R52
(atac nital 2%, 100x).



Fig.5.84.ZIT oțel T09
(atac V2A, 100x).



Fig.5.85.Sudură (atac V2A,
100x).

Nu s-au observat defecte de sudare în nici una din zonele îmbinării sudate.

5.6.3. Determinări sclerometrice

Incercările de duritate HV5 s-au realizat în conformitate cu [130], iar rezultatele obținute sînt indicate în fig.5.86.

Din analiza graficului rezultă următoarele observații:

- metalul de bază MB_1 (T09) are duritatea cuprinsă în limitele HV5=221-238, care corespund unei stări structurale rezultate în urma tratamentului termic aplicat;
- extinderea ZIT_1 (T09) este de aprox. 2...3 mm, diferența între duritatea maximă în ZIT_1 și MB_1 fiind sub 100 HV5;
- metalul de bază MB_2 (R52) are duritatea cuprinsă în limitele HV5=190-197;
- extinderea ZIT_2 (R52) este de aprox. 2...3 mm;

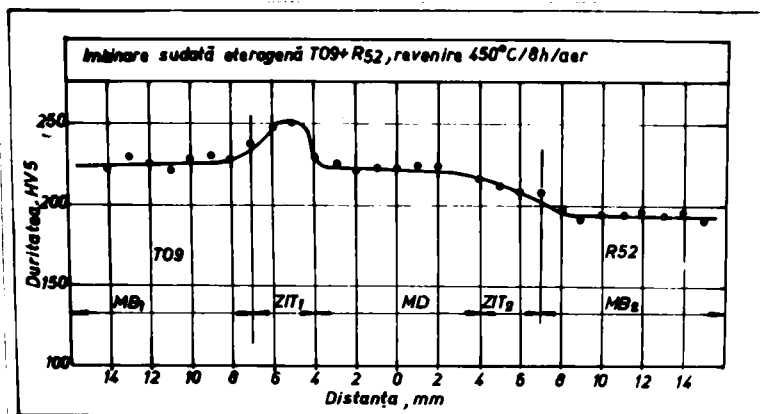


Fig.5.86.Variația durității HV5 pentru îmbinări sudate eterogene T09-R52.

- diferența între duritatea maximă în ZIT_2 și MB_2 fiind sub 100HV5;
- duritatea metalului depus cu electrozi marca ECrl8Ni8Mn6X are valori apropiate de MB_1 , diferența maximă între MD și MB_2 fiind de aprox. 50 HV5;
- diferența maximă de duritate între toate zonele îmbinării sudate este sub limita de 100 HV5.

5.6.4. Incercări de încovoiere prin șoc

Incercările dinamice de încovoiere prin șoc s-au efectuat pe epruvete cu creștătura în V, dispuse în MB_1 (T09), ZIT_1 (T09), MD, ZIT_2 (R52) și MB_2 (R52). Incercările s-au efectuat la temperatura ambiantă pe minimum 5 epruvete, rezultatele fiind prezentate în histogramele din fig.5.87.

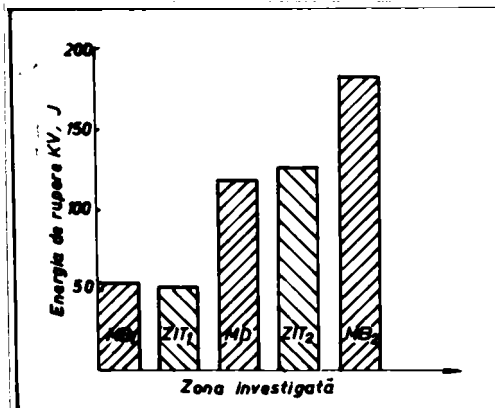
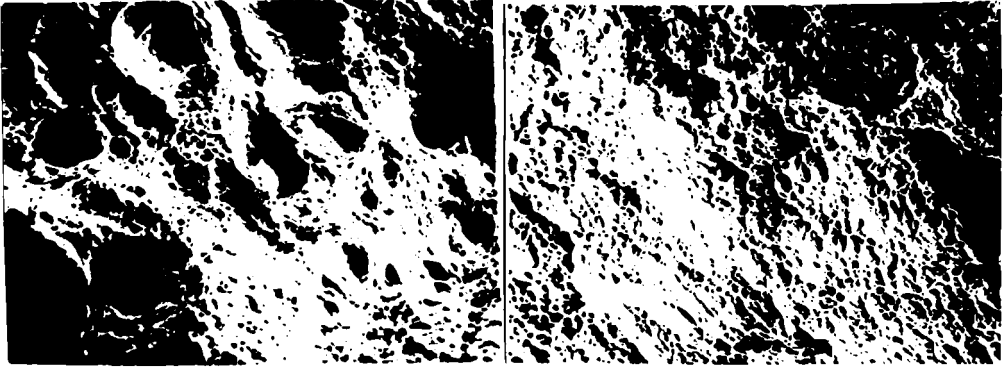


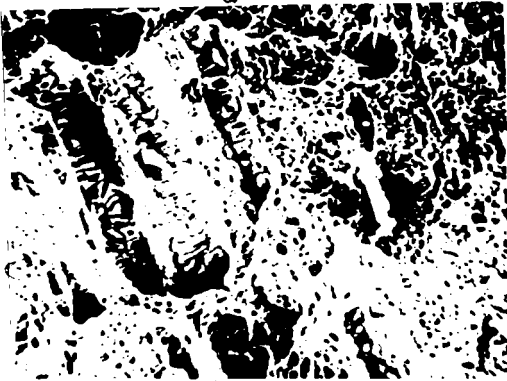
Fig.5.87.Incercări de încovoiere prin șoc ale îmbinării sudate eterogene T09-R52.

Incercările de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătura în V, efectuate la temperatura de -50°C , au pus în evidență ruperi ductile în MD (fig.5.89.a), fragil-ductile în MB_2 (fig.5.89.b) și fragile în MB_1 (fig.5.89.c).



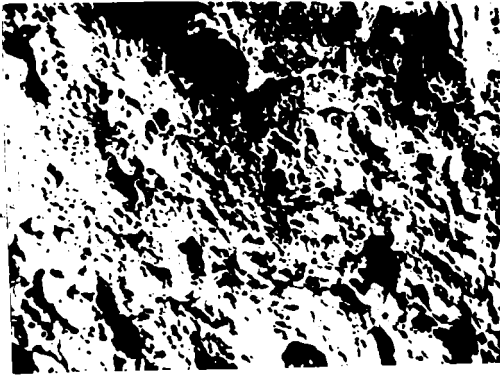
a

b



c

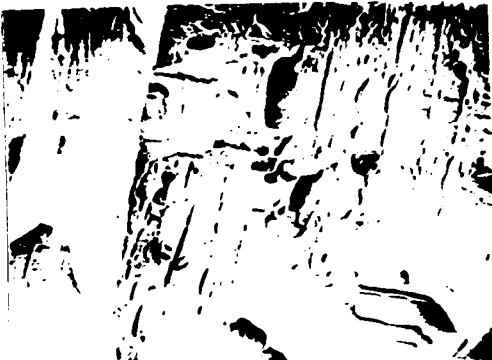
Fig.5.88.Suprafețe de rupere a epruvetelor de reziliență la $+20^{\circ}\text{C}$: a - MB_1 (T09); b - MD; c - MB_2 (R52); $500\times$ [29] .



a



b



c

Fig.5.89.Su_rafete de rupere a epruvetelor de reziliență la -50°C : a- MD; b - MB_2 (R52); c - MB_1 (T09); $500\times$ [29] .

5.6.5. Incercări de tracțiune

Incercările de tracțiune transversală a îmbinărilor sudate s-au efectuat pe epruvete rotunde cu porțiune calibrată [130]. Valorile rezistenței la rupere s-au încadrat în limitele $R_m = 658 \dots 673 \text{ N/mm}^2$, media aritmetică pe 5 epruvete avînd valoarea $R_m = 665,3 \text{ N/mm}^2$.

5.7. Analiza rezultatelor experimentale

Cercetările experimentale de sudare a oțelului T08, privind stabilirea parametrilor de sudare și a tratamentului termic ulterior sudării, au scos în evidență următoarele aspecte principale:

- oțelul T08, care este un oțel inoxidabil cu transformare controlată, se va suda în stare de tratament termic final (călire-revenire, conform pct.3.2.4);

- temperatura de preîncălzire la sudare stabilită experimental pe baza determinărilor sclerometrice, investigațiilor micrografice, încercărilor dinamice de încovoiere prin șoc și examinări microfractografice a suprafețelor de rupere ale epruvetelor de reziliență KV cu creștătura în ZIT, se situează la valoarea de 150°C ;

- în cazul utilizării procedurii de sudare cu electrod învelit se vor folosi electrozi cu înveliș bazic care realizează prin sudare un metal depus martensitic de tip 13.4, cu parametrii de sudare indicați în tabelul 5.8;

- după sudare este necesară aplicarea unui tratament termic. Cercetările efectuate în două variante de tratament termic post sudare (revenire înaltă la $350 \dots 750^\circ\text{C}$ și călire la $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ /aer urmată de revenire la $350 \dots 750^\circ\text{C}$) arată că temperatura optimă de revenire este de 600°C . În cazul aplicării călirii la $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ urmată de revenire la 600°C se obțin valori identice de duritate în MB și MD (fig.5.37), iar investigațiile micrografice nu mai pun în evidență existența ZIT;

- încercările de eroziune cavitațională a îmbinărilor sudate au pus în evidență o rezistență la cavitație deosebit de mare în toate zonele îmbinării sudate, arătînd o bună compatibilitate între MA și MB și o tehnologie de sudare și tratament termic ulterior sudării stabilite judicios.

Cercetările experimentale de sudare a oțelului T09, care au vizat în principal stabilirea oportunității tratamentului termic ulterior sudării, au scos în evidență următoarele aspecte:

- oțelul T09, care face parte din clasa oțelurilor inoxidabile cu transformare controlată, se va suda în stare de tratament termic fi-

nal (călire-revenire conform pct.3.2.4);

- aplicarea temperaturii de preîncălzire la sudare este necesară la grosimi ale componentelor mai mari de 15 mm și se situează la valoarea de 100°C;

- în cazul utilizării procedeului de sudare cu electrozi înveliți, se vor folosi electrozi cu înveliș bazic care realizează prin sudare un metal depus austenitic de tip 18.8.6 cu parametrii de sudare indicați în tabelul 5.9;

- după sudare este necesară aplicarea unui tratament termic de revenire. Cercetările efectuate, care au cuprins determinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări de tracțiune și încovoiere prin șoc, analize microfractografice ale suprafețelor de rupere, au pus în evidență faptul că temperatura de revenire post sudare este cuprinsă între 400...450°C.

Oțelul T09 prezintă o sensibilitate ridicată la variațiile de compoziție chimică rezultate la elaborarea fiecărei șarje. Din aceste motive este necesară prescrierea unei limite a temperaturii de revenire post sudare în funcție de compoziția chimică efectivă a șarjei respective.

Cercetările experimentale de sudare a oțelurilor disimilare s-au efectuat pe îmbinări sudate din oțel T09 și R52, realizate cu electrozi înveliți de tip 18.8.6, în condițiile arătate la pct.5.6.1. În urma încercărilor efectuate, care au constatat în examinări micrografice, determinări sclerometrice, încercări de tracțiune și încovoiere prin șoc, analiză microfractografică a suprafețelor de rupere, a rezultat că îmbinările sudate corespund condițiilor de funcționare ale rotoarelor de turbine hidraulice. Cercetările confirmă posibilitatea executării de îmbinări sudate eterogene, oferind soluții noi de proiectare sau reparare prin sudare a rotoarelor de turbine hidraulice.

6. TEHNOLOGII NOI DE SUDARE A OTELURILOR PENTRU ROTOARE DE TURBINE HIDRAULICE

6.1. Parametrii tehnologici

În cazul sudării cu arcul electric, tehnologia [90] este determinată de parametrii tehnologici. A elabora tehnologia de sudare înseamnă a determina valorile parametrilor tehnologici, astfel încât să fie satisfăcute condițiile de calitate și economicitate.

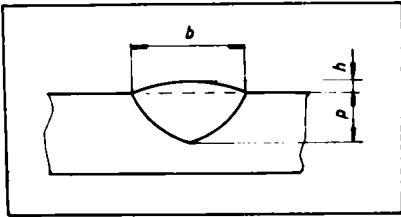
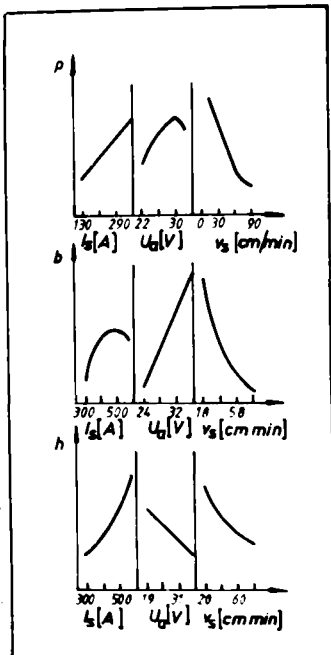


Fig.6.1. Forma și dimensiunile rîndului de sudură: p-pătrunderea; h-supraînălțarea; b-lățimea.



La sudarea cu arc electric [75, 90, 112], parametrii de sudare pot fi primari, secundari și terțiari.

Parametrii primari sînt: curentul de sudare, I_s , tensiunea arcului, U_a și viteza de sudare, v_s . Cu parametrii primari [90] se controlează dimensiunile cusăturii (fig.6.1) și ale ZIT, stabilitatea arcului electric, rata depunerii. Corelațiile dintre dimensiunile cusăturii și parametrii de sudare primari sînt arătate în fig.6.2.

Parametrii secundari sînt: lungimea arcului electric, L_a , lungimea liberă a electrodului, L_L , viteza electrodului, v_e și poziția electrodului față de componentele de sudat. Parametrii secundari nu afectează direct dimensiunile cusăturii. Efectuența ză parametrii primari care produc modificări dimensionale.

Parametrii terțiari sînt: viteza în trepte și nu pot fi modificați în timp real. Aceștia sînt: diametrul electrodului, d_e , tipul electrodului,

Fig.6.2. Corelațiile între dimensiunile cusăturii și parametrii primari [90].

genul protecției (înveliș, flux, gaz), natura și polaritatea curentului de sudare, numărul de treceri, n_t , așezarea lor în rost, dispunerea cusăturilor în lungul rostului. Parametrii terțiari influențează atât procesul de sudare cât și calitatea sudurii.

Tehnologiile de sudare ale oțelurilor pentru rotoare de turbine hidraulice sînt condiționate de realizarea unei cât mai bune omogenități chimice, structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate. Se pot folosi ca și procedee de sudare, sudarea cu electrozi înveliși, sudarea MIG și, în unele cazuri, sudarea sub flux.

Sudarea oțelurilor disimilare impune folosirea procedeelor și regimurilor de sudare care să asigure topirea minimă a muchiilor componentelor de sudat, cerință determinată [143] de apariția în straturile intermediare ale îmbinării sudate a constituenților structurali în afară de echilibru, duri și fragili, de creșterea tendinței de fisurare a îmbinării.

O utilizare largă în aceste condiții are sudarea cu electrozi înveliși, determinată de flexibilitatea procedeeului, asigurarea topirii moderate a muchiilor componentelor de sudat, acces mai ușor la locul de sudare în special în cazul rotoarelor turbinelor Francis.

Materialele de adaos pentru sudarea oțelurilor T08 și T09 la utilizarea procedeeului de sudare cu electrozi înveliși fiind electrozi cu înveliș bazic, se impune folosirea surselor de sudare de curent continuu. Dintre sursele de curent continuu, se recomandă [136,142] utilizarea convertizoarelor de sudare, care nu preiau oscilațiile de tensiune produse în rețeaua de alimentare.

6.1.1. Curentul de sudare

Pătrunderea rîndului de sudură este condiționată de curentul de sudare, corelația fiind o dependență liniară (fig.6.3).

Dependența pătrunderii de curentul de sudare [143] se explică prin modificarea presiunii coloanei arcului electric asupra suprafeței băii metalice și prin modificarea energiei introduse. Corelația pătrunderea rîndului-curentul de sudare este de forma:

$$p = k_p I_s \quad (6.1)$$

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

Coeficientul de formă al rîndului de sudură, ψ , definit de relația

$$\psi = \frac{b}{p} \quad (6.2)$$

determină direcția de dezvoltare și forma [140] sub care se întâlnesc cristalele columnare (fig.6.4).

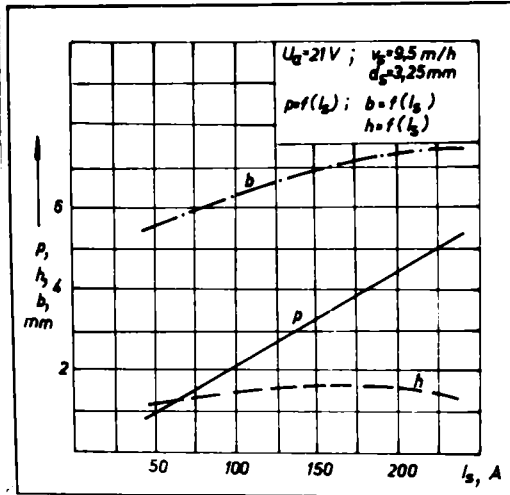


Fig.6.3. Influența curentului de sudare asupra dimensiunilor rîndului sudat [143] .

Cristalele se dezvoltă de la marginile opuse ale cusăturii și se întâlnesc la centru, cap la cap, sub diferite unghiuri. În zona centrală (zona slabă a rîndului) apare o cantitate mare de impurități și incluziuni nemetalice în cazul rîndurilor adînci și înguste (fig. 6.4.a), fiind favorabilă apariția fisurilor de cristalizare. La rîndurile mai late și cu pătrundere mai mică (fig.6.4.b) porțiunea finală de metal lichid care se solidifică este plasată la suprafața rîndului, forma cusăturii avînd rezistență sporită față de apariția fi-

surilor de cristalizare. Valoarea optimă a coeficientului de formă [140] este cuprinsă între 1,5 și 3.

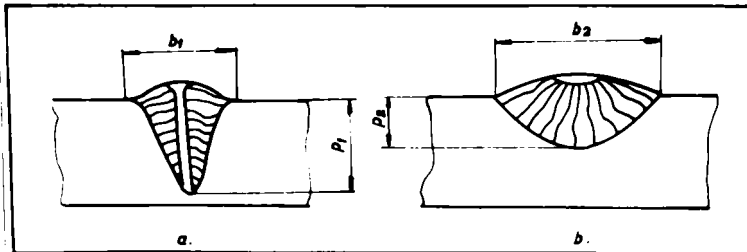


Fig.6.4. Forme de cristalizare a metalului rîndului de sudură:

$$\psi_1 = \frac{b_1}{p_1} < \psi_2 = \frac{b_2}{p_2} \quad [143] .$$

6.1.2. Tensiunea arcului

La sudarea cu arcul electric tensiunea arcului influențează lățimea rîndului sudat, fiind corelată cu aceasta printr-o dependență directă. Prin mărirea tensiunii arcului, în limitele stabilității acestuia, crește lățimea rîndului de sudură, respectiv prin micșorarea ei scade lățimea rîndului (fig.6.5).

La procedeul de sudare cu electrozi înveliți tensiunea variază nesemnificativ. La sudarea sub flux prin tensiunea arcului se

poate modifica lățimea rîndului sudat în sensul dorit.

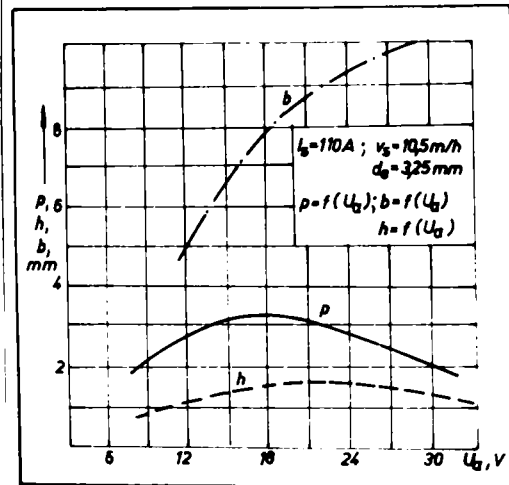


Fig. 6.5. Influența tensiunii arcului asupra lățimii rîndului la sudarea cu electrozi înveliți [143].

conduce la mărirea pătrunderii (fig. 6.6). Mărirea în continuare a vitezei de sudare la 5-6 m/h

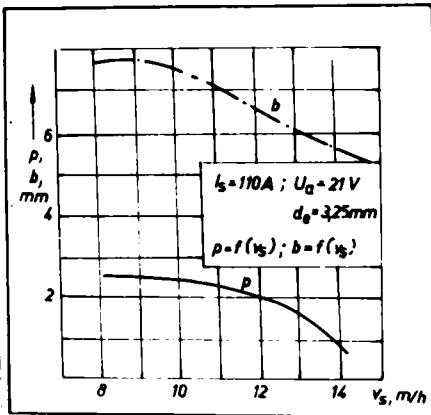


Fig. 6.6. Influența vitezei de sudare asupra pătrunderii și lățimii rîndului sudat [143].

cînd se impune o diluție redusă cu metalul de bază, respectiv o pătrundere și o lățime cît mai mică, viteza de sudare este, alături

Tensiunea arcului are o influență cu totul nesemnificativă asupra pătrunderii.

6.1.3. Viteza de sudare

Viteza de sudare influențează pătrunderea rîndului sudat [143] în mod complex. La procedeul de sudare cu electrozi înveliți, la viteze de sudare mici (1,5-2 m/h) pătrunderea este mică. Aceasta se explică prin faptul că la dispunerea verticală a arcului presiunea exercitată de coloana arcului electric asupra băii metalice este minimă. Prin aceasta la baza arcului se formează un strat de metal lichid care împiedică topirea în continuare a MB. Creșterea vitezei de sudare la 5-6 m/h conduce la mărirea pătrunderii (fig. 6.6). Mărirea în continuare a vitezei de sudare v_s scade pătrunderea datorită scăderii energiei liniare.

Lățimea rîndului de sudură este influențată de viteza de sudare într-o dependență inversă, explicabilă prin scăderea presiunii coloanei arcului la mărirea vitezei de deplasare a acestuia. Dependența indicată în fig. 6.6 se păstrează pentru tot domeniul vitezelor de sudare acceptat în practica sudării.

Modificarea vitezei de sudare este un mijloc eficient de modificare a lățimii rîndului sudat la sudarea cu electrozi înveliți. În cazul execuției straturilor tampon,

de curentul de sudare, unul din parametrii tehnologici prin care se poate controla calitatea stratului tampon [143] .

6.1.4. Parametrii secundari și terțiari ai procesului de sudare

Diametrul electrodului influențează forma și dimensiunile rîndului de sudură. La același curent de sudare, micșorarea diametrului conduce la mărirea pătrunderii rîndului sudat [143] , prin micșorarea dispersiei coloanei arcului.

Lățimea cusăturii se mărește prin mărirea diametrului electrodului.

Lungimea arcului la sudarea cu electrozi înveliți, dependentă de tensiunea arcului, influențează forma și dimensiunile rîndului sudat.

Poziția electrodului față de componente influențează pătrunderea și lățimea rîndului sudat. Electrocul poate fi înclinat față de normala la direcția vitezei de sudare, "înainte" sau "înapoi" (fig. 6.7). Inclînînd electrodul "înainte" [90,143] , coloana arcului tinde să ia o poziție care coincide cu axa electrodului. Prin aceea-

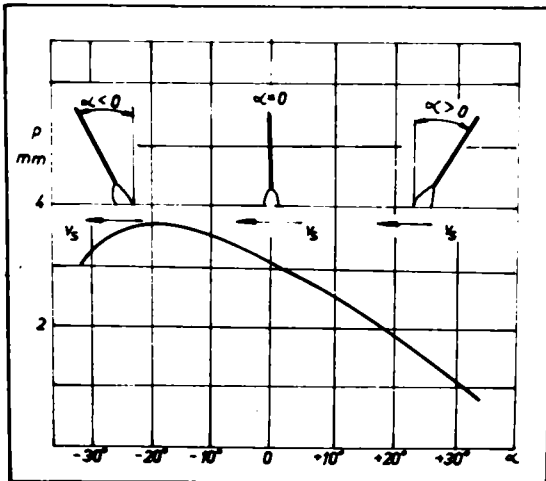


Fig.6.7. Influența înclinării electrodului asupra pătrunderii [143] .

ta coloana cuprinde o suprafață mai mare a metalului componentelor, scade presiunea coloanei arcului, ceea ce conduce la micșorarea pătrunderii și creșterea lățimii rîndului sudat. Sudînd cu electrodul înclinat "înapoi" presiunea coloanei arcului crește, ducînd la creșterea pătrunderii și scăderea lățimii rîndului sudat. Pentru realizarea straturilor tampon [143] , cu pătrundere mică și diluție redusă este necesară înclinarea electrodului "înainte".

Tipul și compoziția MA influențează pătrunderea și lățimea rîndului sudat prin masa specifică a zgurii formate. Zgurile cu masă specifică mică ocupă o suprafață mai mare a metalului și măresc dispersia coloanei arcului avînd ca efect mărirea lățimii și scăderea pătrunderii rîndului de sudură.

Natura și polaritatea curentului de sudare influențează forma

și dimensiunile rîndului sudat. La sudarea în c.c. cu polaritate inversă [143] pătrunderea rîndului este cu 40-50% mai mare decît la sudarea în c.c. cu polaritate directă, ca urmare a condițiilor termice diferite la anod și catod. La sudarea în c.a. pătrunderea este cu 15-20% mai mică decît la sudarea în c.c. polaritate inversă, datorită modificării permanente a polarității curentului ceea ce micșorează cantitatea de căldură introdusă în metalul de bază pe toată durata cît acesta este anod.

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

Numărul de treceri influențează mai puțin forma și dimensiunile sudurii. Realizarea în straturi din mai multe rînduri îmbunătățește calitatea sudurii prin tratarea termică a rîndurilor depuse anterior, concomitent cu încălzirea mai redusă a MB și ZIT, nivel mai redus al tensiunilor și deformațiilor [140,143]. Sudarea în straturi multiple asigură îmbinării caracteristici de plasticitate mai bune, reduce risul de fisurare dar scade productivitatea și crește posibilitatea prezenței incluziunilor nemetalice între treceri.

Temperatura inițială a componentelor nu influențează forma și dimensiunile rîndului sudat dacă variază în limitele $-60...+80^{\circ}\text{C}$. Mărirea temperaturii inițiale a componentelor la valori de $100...400^{\circ}\text{C}$, conduce la creșterea lățimii și pătrunderii rîndului sudat.

6.2. Pregătirea pentru sudare

Modul de pregătire a marginilor [141] influențează asupra deformațiilor. Cea mai avantajoasă situație este oferită de îmbinarea cap la cap cu o teșire simetrică (în X sau 2U) iar cea mai dezavantajoasă este teșirea în V.

Cantitatea de metal de adaos depinde de secțiunea rostului dintre componente, care la rîndul ei depinde de grosimea metalului de bază și de modul de teșire a marginilor (fig.6.8). Secțiunile minime sînt cele mai avantajoase pentru a asigura deformații cît mai reduse.

Geometria rostului de sudare în cazul rotoarelor de turbine hidraulice este impusă de tipul îmbinării (cap la cap sau de colț), grosimea componentelor, accesul operatorului la execuția îmbinării sudate, forma constructivă a rotorului și de considerente tehnologice de prelucrare a rostului de sudare.

Analiza rosturilor de sudare la construcția de rotoare de turbine hidraulice la UCMR-SA relevă ponderea rosturilor pentru îmbi-

nări sudate cap la cap la grosimi ale componentelor de peste 100 mm și îmbinări de colț cu prelucrarea rostului în 1/2 Y pe ambele părți. Cîteva tipuri de rosturi sînt arătate în fig.6.9.

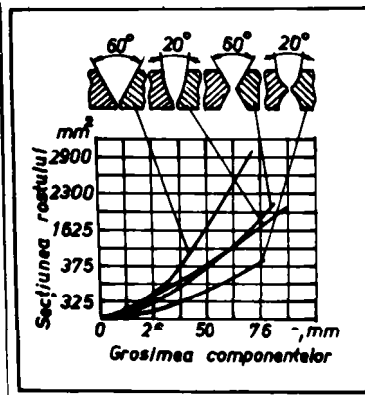


Fig.6.8. Dependenta secțiunii rostului de grosimea componentelor și geometria rostului [141] .

și îmbinări de colț cu prelucrarea rostului în 1/2 Y pe ambele părți. Cîteva tipuri de rosturi sînt arătate în fig.6.9.

La rotoarele de turbine hidraulice turnate din oțelurile T08 și T09 apar defecte de turnare de tipul suflurilor și incluziunilor nemetalice, umplere incompletă a formei, pelicule și aderențe, fisuri de cristalizare, etc. În funcție de dimensiunile și zona în care apar, repararea prin sudare a defectelor se efectuează prin:

- îndepărtarea defectelor și încărcare prin sudare;
- decuparea porțiunii cu defecte, turnarea unei piese avînd configurația zonei respective și îmbinarea prin sudare utilizînd rosturile prezentate în fig.6.8.

Nr. crt.	Denumirea rostului	Forma rostului	Grosimea MB S, mm	Dimensiunile rostului					Observații
				a	r	c	h, b	mm/mm	
1	Rost în X		20... 100	50... 60	2... 3	0... 3			Rotoare Francis, Pelton, palete de rotoare Kaplan
2	Rost în U pe ambele părți		60... 120	10... 12	2... 3	2... 3			Rotoare Francis, Pelton, palete de rotoare Kaplan
3	Rost în U pe ambele părți cu secțiune redusă		100... 300	10... 12	2... 3	2... 3			Rotoare Francis $h = 1/3 s, b = \max. 40$
4	Rost pentru sudura de colț cu pregătirea marginilor în 1/2 Y pe ambele părți		20... 80	50... 55	2... 3	0... 2			Rotoare Francis

Fig.6.9. Tipuri de rosturi folosite la sudarea rotoarelor de turbine hidraulice.

Pregătirea pentru sudare a zonelor cu defecte de turnare are o importanță deosebită pentru asigurarea unei reparații de bună calitate. Materialul cu defecte se îndepărtează complet prin prelucrarea mecanică (găurire, frezare) sau prin polizare. Reguli generale privind configurația cavităților pentru reparațiile prin sudare nu pot fi stabilite, forma lor depinzînd de configurația defectului sau a metalului de bază. Raportul adîncime, p/lățime, b nu trebuie să

depășească valoarea 3 în nici o secțiune transversală, iar fundul cavității trebuie să fie aplatizat și rotunjit spre părțile înclinate (fig.6.10).

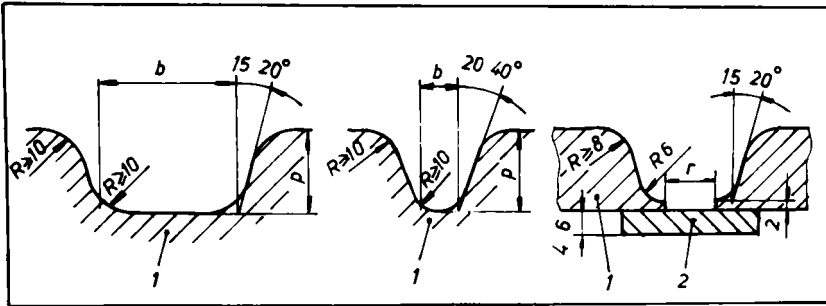


Fig.6.10. Pregătirea pentru repararea prin sudare a defectelor de turnare: 1-MB; 2-placă suport din cupru.

Operațiile de polizare se vor efectua cu discuri abrazive sau pietre [137] care nu au fost folosite anterior la oțeluri carbon, evitându-se încălzirea locală a MB la temperaturi peste 200°C. Pereții cavităților se netezesc la luciu metalic, la fel și suprafețele adiacente pe o lățime de 30-50 mm. La capetele defectului cavitățile se vor prelucra rotunjit, fără treceri și racordări bruște.

În cazul fisurilor, se recomandă limitarea acestora prin găuri cu diametrul de 5-8 mm, la o distanță de 5-10 mm de capătul fisurii. Prelucrarea [144,145] va începe necondiționat de la capetele defectului.

În cazul defectelor care trec prin peretele piesei, se va realiza o cavitate avînd forma prezentată în fig.6.10. Dacă deschiderea r la baza cavității depășește 4 mm, se va folosi o plăcuță suport din cupru.

Cavitățile pregătite pentru sudare se vor controla cu lichide penetrante pentru verificarea eliminării complete a defectelor.

Modul de pregătire pentru sudare prezentat se aplică și în cazul reparării prin sudare a defectelor apărute în cursul funcționării rotoarelor de turbine hidraulice (fisuri, distrugereri prin cavitatie, sau eroziune hidroabrazivă, ruperi de palete, etc.).

6.3. Tehnologia sudării oțelului TO8

6.3.1. Cadrul tehnologic

Oțelul TO8 elaborat la UCMR-SA nu a fost utilizat pînă în prezent pentru construcția de rotoare de turbine hidraulice, din elemente turnate-sudate. Această variantă constructivă se impune mai ales la execuția de rotoare Francis de dimensiuni mari, a căror tur-

nare monobloc nu este posibilă din cauza depășirii cantității de oțel lichid care poate fi elaborată în turnătorie. Un exemplu de rotor Francis în varianta turnat-sudat este arătat în fig.6.11.

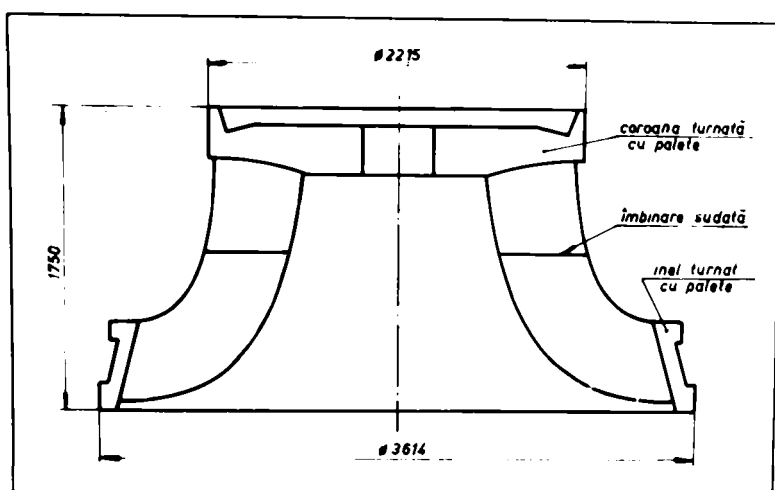


Fig.6.11.Rotor Francis din elemente turnate
îmbinate prin sudare [146] .

În cazul rotoarelor turnate din oțelul T08 se impune repararea prin sudare a defectelor de turnare, modul de pregătire pentru sudare fiind indicat la pct. 6.2.

Datele necesare pentru stabilirea tehnologiei de sudare s-au obținut în urma cercetărilor experimentale privind sudarea și tratamentele termice anterioare și ulterioare sudării, prezentate la capitolele 3 și 5.

6.3.2. Materiale de adaos pentru sudare

Pentru sudarea oțelului T08 prin procedeul de sudare cu electrozi înveliți, s-au ales electrozii cu înveliș bazic marca E410NiMo-15, din considerentele prezentate la pct.5.3.1 cu caracteristicile mecanice și compoziția chimică indicate în tabelele 5.4 și 5.5.

Uscarea electrozilor cu înveliș bazic înainte de utilizare [138] este o condiție esențială pentru sudarea tuturor categoriilor de oțeluri înalt aliate. Conținutul de hidrogen difuzibil în metalul depus cu diverse tipuri de electrozi înveliți în funcție de condițiile de uscare este arătat în tabelul 6.1.

După indicațiile producătorului [116], electrozii E410NiMo-15 se vor usca obligatoriu înainte de sudare, în cuptoare destinate acestui scop, la temperatura de 250-300°C, timp de 2...3 ore. Electrozii uscați se păstrează de către sudori în etuve termoizolante,

Tabelul 6.1. Conținutul de hidrogen difuzibil a MD [138].

Materialul de aport și condiții de uscare	Conținutul de hidrogen $\text{cm}^3/100\text{g}$
Electrozi rutilici, în stare de livrare	13...30
Electrozi acizi, în stare de livrare	13...23
Electrozi bazici obișnuiți	
- în stare de livrare	8...14
- uscați 2 ore la 150°C	6...12
- uscați 2 ore la 350°C	2...5
Electrozi bazici cu hidrogen redus	
- la scoaterea din ambalajul ermetic	0,8...2
- la 2 ore după ce se scoate din ambalajul ermetic	1,5...5
- uscați 2 ore la 150°C	0,8...4
- uscați 2 ore la 375°C	0,4...0,6
- uscați 2 ore la 375°C și apoi 2 ore la aer liber	1,2...4

în cantități mici, astfel încât temperatura electrozilor în timpul utilizării să nu scadă sub 120°C.

Compoziția chimică și caracteristicile mecanice ale MD cu cîteva mărci de electrozi echivalenți cu electrozul E410NiMo-15 produs în țară, sînt arătate în tabelele 6.2 și 6.3.

Tabelul 6.2. Compoziția chimică a electrozilor înveliți indicați pentru sudarea oțelului TO8 [116,147,148,149,150].

Marca electrozului	Producător	Simbolizare AWS/ASME	Compoziția chimică, %							
			C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Alte elemente Cu max.	
E 410NiMo-15	SC/IS-SA	E 410NiMo	max.	11,0 -	4,0 -	0,40 -	max.	max.		
	Cîmpia Turzii		0,06	12,0	5,0	0,70	1,0	0,90	0,50	
GRLOY 25	MESSER LINCOLN	E 410NiMo-15	0,03	12,50	4,50	0,50	0,60	0,40	-	
FOX CN 13/4	BÖHLER	E 410NiMo-15	0,04	12,2	4,50	0,50	0,50	0,30	-	
OK 68.17	ESAB	E 410NiMo-16	0,05	12	4,3	0,50	0,70	0,50	-	
Citochrom 13/4	OERLIKON	DIN 8556 E 13.4 B 20+	max. 0,07	13,0	4,0	0,50	0,60	0,20	-	

Tabelul 6.3. Caracteristicile mecanice (MD) ale electrozilor înveliți indicați pentru sudarea oțelului TO8 [116,147,148,149,150].

Marca electrozului	Producător	$R_{p0,2}$ N/mm^2	R_m N/mm^2	A5 %	Energia de rupere la +20°C J	Tratament termic
E 410NiMo-15	SC/IS-SA	min.	min.	A ₄ % min.	-	Detensionare 595-620°C/1h
	Cîmpia Turzii	550	700	15		
GRLOY 25	MESSER LINCOLN	750	900	15	ISO-V 60	Detensionare 600°C/5h/cuptor
FOX CN 13/4	BÖHLER	min. 640	830 - 900	min. 15	Charpy V min. 47	Detensionare 600°C/2h/aer
OK 68.17	ESAB	710	850	min. 15	Charpy V 45	Detensionare 650°C
Citochrom 13/4	OERLIKON	min. 630	830 - 930	min. 15	Charpy V min. 55	Detensionare 610°C/5h/aer

6.3.3. Parametrii de sudare

Parametrii optimi de sudare ai oțelului T08, arătați în tabelul 6.4 au rezultat în urma cercetărilor experimentale privind sudarea acestui oțel prezentat la cap. 5.

Așezarea componentelor pentru a fi sudate se realizează prin sprijinire pe suportți reglabili, fără a se utiliza rigidizări care să împiedice dilatarea liberă la preîncălzire.

Tabelul 6.4. Parametrii de sudare pentru oțelul T08.

Electrod	d_e mm	T_{pr} °C	I_s A	U_a V	v_s cm/min	E_{Lmed} J/cm
E 410NiMo-15	3,25	150-175	90-100	22-23	9-11	10 500
	4	150-175	120-130	23-24	10-12	13 000

Asamblarea pentru sudare se realizează prin suduri de prindere

provizorie, dispuse la distanțe de 300...400 mm, care se execută după preîncălzirea componentelor la valori superioare ale temperaturii de preîncălzire indicate în tabelul 6.4. Nu este permisă execuția sudurilor de prindere cu preîncălzire locală, răcirea și apoi preîncălzirea pentru sudare, deoarece în cursul preîncălzirii, datorită rigidității mari a rotoarelor, se va produce fisurarea acestor suduri. Sudurile de prindere se execută în două straturi alcătuite în trepte. Straturile succesive (fig.6.12) se depun în sensuri opuse [140] pentru a nu se concentra craterile la un singur capăt, utilizând electrozi cu diametrul de 3,25 și 4 mm, cu parametrii de sudare indicați în tabelul 6.4.

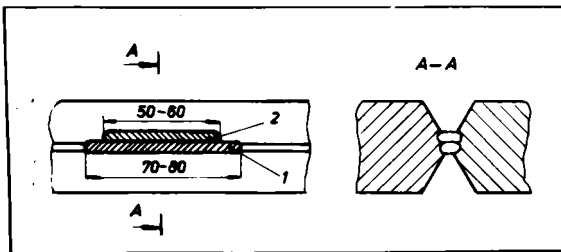


Fig.6.12. Executarea sudurilor de prindere: 1,2- straturi de sudură.

Amorsarea arcului se face într-un punct care urmează a fi acoperit cu sudură. În cazul rosturilor pe ambele părți (fig.6.9), sudurile de prindere se plasează pe partea opusă sudurii de bază și se îndepărtează odată cu craițuirea rădăcinii. La utilizarea

rosturilor dintr-o singură parte (situație întâlnită foarte rar), sudurile de prindere se îndepărtează prin polizare înainte de a ajunge cu sudura propriuzisă la ele.

Preîncălzirea pentru sudare se execută cu flacăra de gaz metan reglată pentru o ardere neutră, fără exces de aer și se realizează local sau integral. Preîncălzirea locală se aplică la execuția îmbinărilor sudate în cazul construcției rotoarelor din componentele turnate (fig.6.11), turnate-forjate (în situații de natura celor prezentate în fig.2.13, 2.14) sau la reparații locale (fig.2.6). Temperatura

tura de preîncălzire trebuie menținută în tot timpul sudării, lățimea zonei preîncălzite la temperatura indicată fiind de min. 100 mm de o parte și de alta a rostului de sudare. Dacă rotorul prezintă defecte de turnare multiple dispuse în diverse zone (fig. 2.7), preîncălzirea se realizează integral. Locul de sudare va fi amenajat prin împrejmuire pentru realizarea unui microclimat corespunzător, fără curenți de aer.

Ordinea de sudare este impusă de configurația îmbinării sudate, respectiv a cavității rezultate după eliminarea defectelor de turnare.

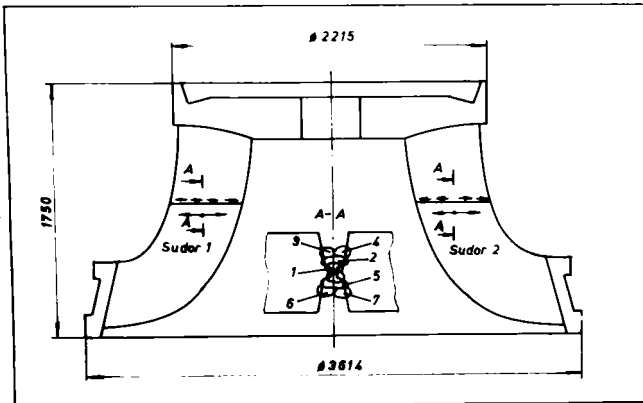


Fig.6.13.Ordinea de sudare pentru suduri liniare.

Pentru execuția îmbinărilor sudate la rotoare în varianta turnat-sudat (fig.6.11), ținând cont de profilul paletelor, se impune ordinea de sudare prezentată în fig.6.13. Sudarea se execută cu doi sudori dispuși diametral opus, fiecare trecere se țepune în sens invers față de cea depusă anterior. Ordinea de sudare a rîndurilor și așezarea lor în rost este arătată în fig.6.13, secțiunea A-A. Defectele de rădăcină și sudurile de prindere provizorie se îndepărtează prin polizare, după depunerea a 4-6 rînduri pe o parte a rostului și se verifică îndepărtarea lor prin control cu lichide penetrante. Sudarea se continuă pe această parte a rostului apoi alternativ și uniform pe ambele părți, pînă la umplerea completă a rostului de sudare.

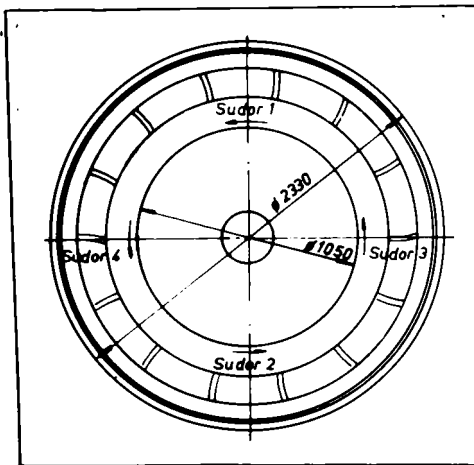


Fig.6.14.Ordinea de sudare pentru suduri circulare.

se aplică ordinea de sudare indicată în fig.6.14. Fiecare trecere se

depune în sens contrar celei precedente. Ordinea de depunere a rîndurilor și așezarea lor în rost este identică cu cea prezentată în fig.6.13, secțiunea A-A. Îndepărtarea rădăcinii sudurii se realizează prin strungire pe carusel.

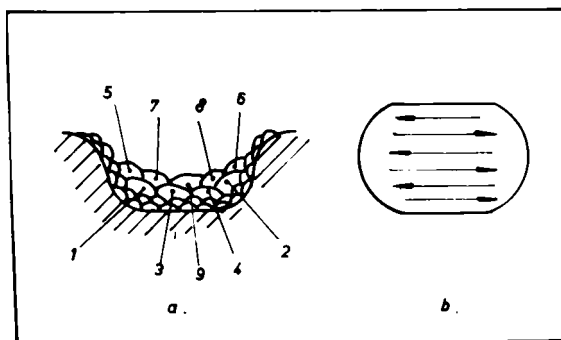


Fig.6.15.Repararea prin sudare a defectelor de turnare: a-placarea pereților cavității și ordinea de depunere a rîndurilor de sudură; b-ordinea de sudare.

6.3.4. Tratamente termice post sudare

Parametrii optimi de tratament termic ulterior sudării oțelului T08, s-au stabilit în urma cercetărilor experimentale prezentate la

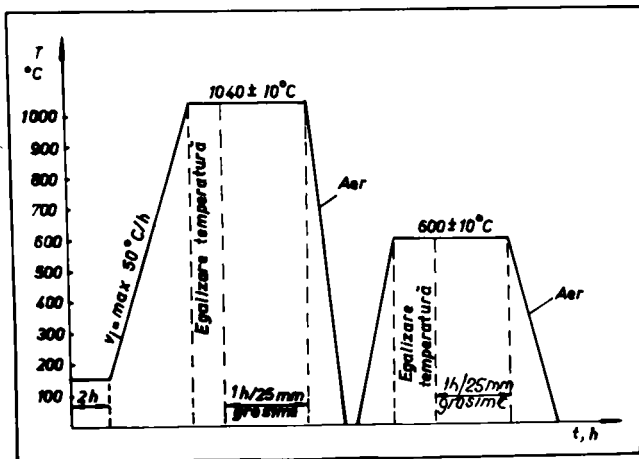


Fig.6.16.Tratamentul termic de călire-revenire post sudare pentru rotoare din oțel T08.

de duritate în MB și MD și la refacerea structurii în ZIT. Această variantă de tratament termic, deși asigură caracteristici identice

La repararea prin sudare a cavităților rezultate după îndepărtarea defectelor de turnare, se recomandă placarea pereților cavității în situațiile în care dimensiunile acesteia o permit, cu 2-3 straturi (fig.6.15.a) depuse cu electrozi cu diametrul de 3,25 sau 4 mm la valorile minime ale parametrilor de sudare indicați în tabelul 6.4.

cap.5, în două var ante:

- revenire înaltă la temperatura de $600 \pm 10^\circ\text{C}$;
- călire la $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ cu răcire în aer urmată de revenire la $600 \pm 10^\circ\text{C}$.

Ciclogramele de tratament termic post sudare a rotoarelor din oțel T08 sînt arătate în fig.6.16 și 6.17.

Tratamentul termic de călire la $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ urmată de revenire la $600 \pm 10^\circ\text{C}$ aplicat după sudare, conduce la obținerea unor valori identice

în toate zonele îmbinării sudate, este costisitoare și se va aplica numai în cazuri deosebite.

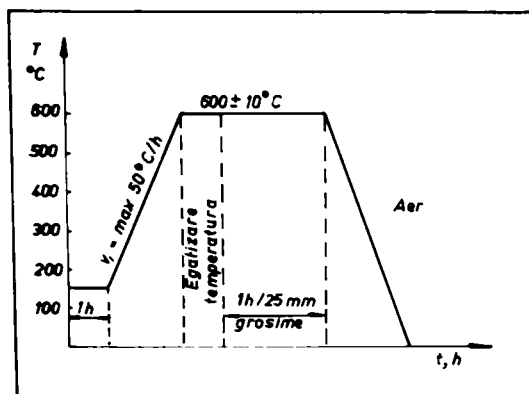


Fig.6.17. Tratamentul termic de revenire post sudare pentru rotoare din oțel T08.

sudate se introduc în cuptor imediat după sudare, la temperatura de preîncălzire pentru sudare ($\text{min. } 150^{\circ}\text{C}$), fără a fi răcite la temperatura mediului ambiant.

În cazul unor reparații prin sudare a rotoarelor executate în centrală, atât preîncălzirea cât și tratamentul termic ulterior sudării se poate efectua utilizând [139] instalații de încălzire prin inducție sau elemente de încălzire prin rezistență electrică.

6.4. Tehnologia sudării oțelului T09

6.4.1. Cadrul tehnologic

Oțelul T09 destinat construcției de rotoare de turbine hidraulice, elaborat anterior oțelului T08, se utilizează pentru rotoare turnate monobloc, rotoare din elemente turnate sau elemente turnate cu forjate din oțeluri aliate diferite, îmbinate prin sudare.

Cercetările de comportare la sudare efectuate anterior [87,88], au arătat că tratamentul termic post sudare fragilizează oțelul, fapt care a condus la concluzia că acesta nu este necesar. Problemele apărute atât pe parcursul fabricației cât și în funcționare au evidențiat necesitatea tratamentului termic post-sudare și au impus cercetări pentru stabilirea parametrilor optimi de tratament termic. Rezultatele acestor cercetări, evidențiate la cap.5, au dus la elaborarea unei tehnologii noi de sudare a oțelului T09.

6.4.2. Materiale de adaos pentru sudare

Pentru sudarea oțelului T09 prin procedeul de sudare cu elec-

Tratamentul termic de revenire la temperatura de $600 \pm 10^{\circ}\text{C}$ asigură valori optime de duritate în MD și ZIT și o îmbinare optimă a caracteristicilor de tenacitate și rezistență mecanică, fiind recomandat în toate cazurile de sudare sau reparare prin sudare a rotoarelor de turbine hidraulice din oțel T08.

În procesul de fabricație, tratamentul termic post sudare se realizează în cuptoare de tratamente termice. Rotoarele

trozi înveliți s-au ales electrozii cu înveliș bazic marca ECr18Ni8Mn6X, care depun prin sudare un metal austenitic, din considerentele prezentate la pct.5.3.2.

Compoziția chimică și caracteristicile mecanice ale MD cu câteva mărci de electrozi echivalenți electrodului ECr18Ni8Mn6X sînt arătate în tabelele 6.5 și 6.6.

Tabelul 6.5. Compoziția chimică a electrozilor înveliți indicați pentru sudarea oțelului T09 [116,147,148,149,150].

Marca electrodului	Producător	Simbolizare DIN/AWS	Compoziția chimică, %				
			C	Cr	Ni	Mn	Si
ECr18Ni8Mn6X	SC.I.S.-SA. Cimpia Turzii	DIN 8556 E 18 8 Mn	max. 0,13	17,3- 19,2	8,85- 11,0	6,4- 8,0	0,92
GRINOX 25VAX	MESSER LINCOLN	AWS 54 ~E 307-15	0,10	18	8	6,5	0,5
FOX A 7	BÖHLER	AWS 54 ~E 307-15	0,11	18,8	8,8	6,2	0,9
OK Selectrod 67.45	ESAB	DIN 8556 E 18 8Mn8B20+10	0,1	18	8,5	6	0,5
Chromax N	OERLIKON	DIN 8556 E 18 8Mn8B20+	0,12	19,0	9,0	6,0	-

Condițiile care trebuie respectate în privința uscării și utilizării electrozilor cu înveliș bazic sînt prezentate la pct.6.3.2.

6.4.3. Parametrii de sudare

Valorile parametrilor optimi de sudare ai oțelului T09, prezentați în tabelul 6.7 au rezultat în urma cercetărilor experimentale privind sudarea acestui oțel (cap.5).

La sudarea componentelor din oțel T09 cu grosimea mai mică de 15 mm preîncălzirea nu este necesară. Pentru grosimi mai mari de 15 mm sudarea se efectuează cu preîncălzire la 100°C. Preîncălzirea la sudare se aplică indiferent de grosimea componentelor dacă temperatura mediului ambiant este mai mică de +5°C.

Tabelul 6.6. Caracteristicile mecanice (MD) ale electrozilor înveliți indicați pentru sudarea oțelului T09 [116,147,148,149,150].

Marca electrodului	Producător	Rp0,2 N/mm ²	Rm N/mm ²	A5 %	Energia de rupere (reziliență) la +20°C
ECr18Ni8Mn6X	SC.I.S.-SA. Cimpia Turzii	min. 345	min. 540	min. 35	KCU _a J/cm ² min. 88
GRINOX 25VAX	MESSER LINCOLN	400	650	35	ISO-V 100J
FOX A 7	BÖHLER	min. 390	620- 770	min. 35	Charpy V min. 78J
OK Selectrode 67.45	ESAB	440	640	45	Charpy V 100 J
Chromax N	OERLIKON	min. 350	590- 690	min. 40	ISO-V min.100J

Tabelul 6.7. Parametrii de sudare pentru oțelul T09.

T _{pr} °C	d _e mm	I _s A	U _a V	v _s cm/min	E _i J/cm
100°C pentru s > 15mm	3,25	80-100	21-23	13-15	5400 - 8500
	4	120-130	22-24	14-16	7900 - 10700

Considerațiile tehnologice privind realizarea preîncălzirii, a sudurilor de prindere provizorie, ordinea de sudare, etc. prezentate la pct.6.3.3 sînt aplicabile la toate rotoarele de turbine hidraulice, indiferent de metalul de bază utilizat (T08 sau T09).

6.4.4. Tratamentul termic post sudare

După sudare rotoarele din oțel T09 se supun unui tratament ter-

mic de revenire la temperatura de 400-450°C. Rotoarele se introduc în cuptor imediat după sudare, la temperatura de preîncălzire pentru sudare (min.100°C), fără a fi răcite la temperatura mediului ambiant. Ciclograma de tratament termic este prezentată în fig.6.18.

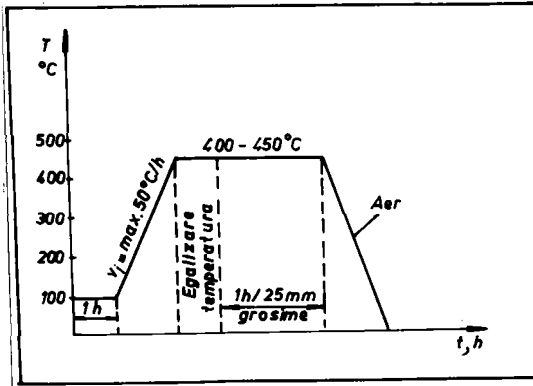


Fig.6.18. Tratamentul termic de revenire post sudare pentru rotoarele din oțel T09.

Din cercetările efectuate rezultă că oțelul T09 prezintă o sensibilitate ridicată la variațiile de compoziție chimică aferente fiecărei șarje. Prescrierea unei valori a temperaturii de revenire ulterioară sudării, în domeniul 400-450°C, se face în funcție de compoziția chimică efectivă a șarjei de oțel și se va determina prin încercări de probe din șarja respectivă.

6.5. Tehnologia de sudare a oțelurilor aliate diferit

6.5.1. Cadrul tehnologic

La rotoarele Francis turnate din oțel T09 pot apare situații în care zona centrală a coroanei rotorului [31,32,33] prezintă defecte extinse. Această parte a coroanei se îndepărtează prin prelucrare mecanică (fig.2.13; fig.2.14.a) și se înlocuiește cu un disc (fig.2.14.b). Dacă din punct de vedere al solicitărilor mecanice este posibil, discul se poate forja dintr-un oțel slab aliat și îmbina prin sudare cu coroana rotorului. La repararea prin sudare a rotorului Francis prezentat în fig.2.14, s-a utilizat un disc forjat din oțel R52. Cercetările experimentale de sudare a oțelurilor disimilare T09-R52, prezentate la cap.5, au arătat că îmbinările sudate corespund condițiilor de funcționare a rotoarelor de turbine hidraulice.

În procesul de sudare al oțelurilor aliate diferit, în ZT pot apare straturi difuzionale, condiționate de difuzia diferită [143] a elementelor de aliere. Principalul element de aliere care condiționează apariția straturilor difuzionale este carbonul, care datorită dimensiunilor mici ale atomului, formează soluții de inserție cu fierul, viteza de difuzie a carbonului fiind de $10^4 \dots 10^6$ ori mai mare comparativ cu celelalte elemente de aliere.

În îmbinările eterogene oțel austenitic-oțel perlitic, folosind

MA austenitic, procesul de formare al straturilor difuzionale [143] pe seama difuziei carbonului este întârziat sau deplasat spre temperaturi foarte înalte. Blocarea difuziei carbonului prin prezența elementelor de aliere Ti, Nb, V se explică prin formarea de carburi stabile, care rețin carbonul în structura oțelului perlitic. În îmbinările eterogene oțel perlitic-oțel austenitic, utilizând MA austenitic de compoziția MB, tendința de formare a straturilor difuzionale este maximă.

În faza de execuție, limitarea straturilor difuzionale se realizează prin depunerea pe suprafața rostului oțelului perlitic a unui strat tampon din oțel austenitic.

6.5.2. Materiale de adaos pentru sudare

Materialele de adaos pentru sudare determină în mod hotărâtor caracteristicile de întrebuințare [143] ale îmbinărilor sudate din oțeluri aliate diferit. Alegerea lor se face în funcție de tehnologia de sudare, de condițiile de exploatare a structurii sudate. Compoziția chimică a metalului depus poate fi apropiată sau mult diferită de compoziția chimică a componentelor care se sudează.

Alegerea MA pentru execuția straturilor tampon la îmbinarea prin sudare a oțelurilor aliate diferit, se face astfel încât să se obțină îmbinări sudate fără fisuri și constituenți structurali fragili, iar lățimea straturilor difuzionale să fie minimă. Straturile difuzionale, inerente la sudarea oțelurilor mult diferite din punct de vedere al compoziției chimice, favorizează apariția în îmbinarea sudată a constituenților structurali fragili. Prezența acestora, împreună cu rigiditatea construcției, contribuie la creșterea tendinței de fisurare a îmbinării sudate.

La sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice sînt preferate MA ce depun un oțel austenitic înalt aliat sau aliaje cu conținut ridicat de Ni, datorită plasticității ridicate a MD și a posibilității de reducere la minim a straturilor difuzionale.

Din considerentele prezentate, pentru realizarea stratului tampon pe componenta din oțel R52 s-au ales electrozii ECrl8Ni8Mn6X, care prin sudare depun un metal austenitic.

6.5.3. Parametrii de sudare

Pentru obținerea participării minime a MB la depunerea stratului tampon pe componenta din oțel R52 se reduce la minim curentul de sudare I_s și se crește viteza de sudare v_s . Parametrii de sudare sînt arătați în tabelul 6.8.

Stratul tampon se execută utilizînd electrozi ECrl8Ni8Mn6X prin

Tabelul 6.6. Parametrii de sudare pentru stratul tampon

T_{pr} °C	Nr. stratului	d_0 mm	i_s A	U_0 V	v_s cm/min	E_1 J/cm
150	1	3,25	80-85	21-22	15-17	4750 - 5950
	2,3	4	110-115	22-23	15-17	8000 - 8450

stratului tampon după strungire este de 4 mm.

Forma rostului de sudare folosit la realizarea îmbinării sudate

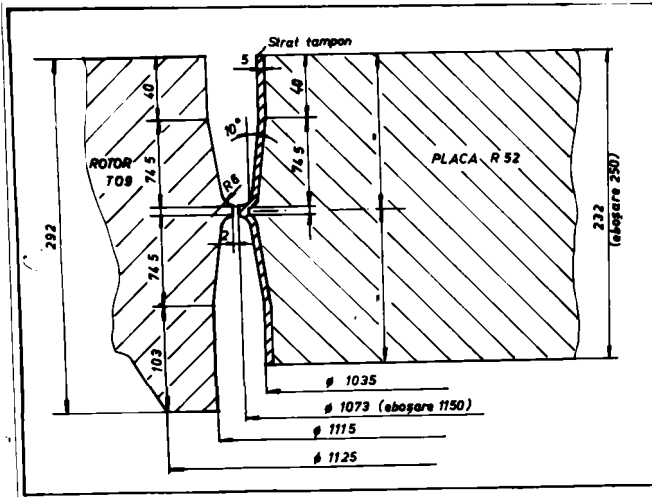


Fig.6.19. Rostul de sudare pentru îmbinări sudate eterogene T09-R52.

straturilor în rost, etc. sînt arătate la pct.6.3.3.

După finalizarea operațiilor de sudare, rotorul se introduce în cuptor, pentru aplicarea unui tratament termic de detensionare, imediat după sudare, la temperatura de preîncălzire pentru sudare (min. 100°C). Ciclograma de tratament termic este arătată în fig.6.20.

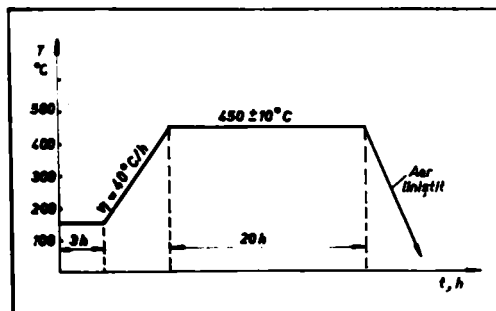


Fig.6.20. Tratamentul termic de detensionare post sudare pentru rotoare din oțeluri T09-R52.

depunerea a trei straturi de sudură. După sudare, suprafața rostului pe care s-a depus stratul tampon se prelucurează prin strungire, avînd forma arătată în fig. 2.14.b. Grosimea minimă a

eterogene dintre coroana rotorului Francis din oțel T09 și discul forjat din oțel R52 pentru cazul prezentat în fig.2.14, este arătat în fig.6.19.

Parametrii de sudare pentru execuția îmbinării sudate sînt indicați în tabelul 6.7. Considerațiile tehnologice privind realizarea preîncălzirii, a sudurilor de prindere provizorie, ordinea de sudare, așezarea stra-

7. CONTROLUL NEDISTRUCTIV AL ROTOARELOR DE TURBINE HIDRAULICE

7.1. Considerații privind controlul îmbinărilor sudate la rotoare de turbine hidraulice

În construcția mașinilor, utilajelor tehnologice și structurilor sudate [152] controlul calității subansamblelor și produselor reprezintă una din fazele esențiale ale fabricației. Dintre factorii de semnificație în legătură cu intensificarea preocupărilor pentru controlul structurilor sudate se menționează:

- universalizarea sudării pentru asamblarea nedemontabilă a produselor și construcțiilor;
- asigurarea protecției individuale, sociale și a mediului, prin ameliorarea calității produselor și obligativitatea garantării fiabilității acestora;
- considerente tehnico-economice de reducere a greutateii specifice, precum și necesitatea admiterii defectelor în limite acceptabile, ca rezultat al aplicării tehnologiilor de prelucrare, inclusiv de sudare.

În această conjunctură, asigurarea calității produselor este riguros condiționată de aplicarea și promovarea unor metode și tehnologii moderne, eficiente și sigure de control și testare pe toată durata execuției și a exploatării. Expansiunea procedurilor convenționale de sudare [152], cuprinderea practică a tuturor materialelor în sfera celor sudabile, a condus la dezvoltarea și diversificarea rapidă a metodelor defectoscopiei nedistructive. Se poate aprecia că propulsorul defectoscopiei nedistructive îl reprezintă astăzi îmbinarea sudată.

Dezvoltarea controlului nedistructiv pe terenul tot mai extins al pretențiilor pentru calitate și rentabilitate, are ca principal argument eficiența economică. Mărirea nejustificată a volumului de control nedistructiv, aplicarea unor metode ultrasensibile necorelate cu nivelul de execuție și cu posibilitățile mijloacelor mai simple și mai puțin costisitoare, conduce la mărirea prețului de cost. În același sens acționează și reducerea nejustificată a limitelor de admisibilitate a defectelor. De aceea, volumul de control și prevederile normelor de control trebuie să fie astfel stabilite încât cheltuielile totale pentru acoperirea controlului și preve-

nirea pierderilor în procesul de producție, pe de o parte și lichidarea consecințelor unei eventuale avarii, pe de altă parte, să fie minime.

Reprezentînd grafic corelația între cheltuieli-dimensiune echivalentă - defectului admisibil a-

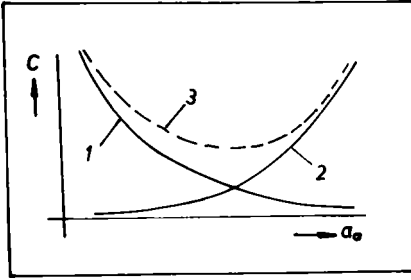


Fig. 7.1. Variația costurilor în funcție de dimensiunile defectului maxim admis [152].

curbă 1 reprezintă dependența costurilor de producție, curbă 2 dependența cheltuielilor de întreținere-exploatare, iar curbă 3 cheltuielile totale, minimumul curbei 3 determină pentru o anumită situație dimensiunile optime ale defectului maxim acceptat.

Influența defectelor [152] asupra caracteristicilor de rezistență statică și la solicitări variabile, poate fi estimată prin calcul.

Rezultatele experimentale au arătat că defectele de tipul suflurilor (porilor) și incluziunilor nemetalice produc în oțeluri același efect asupra caracteristicilor statice de rezistență, astfel încît din acest punct de vedere ele pot fi considerate echivalente. În cazul defectelor uniform distribuite, parametrul de caracterizare a intensității defectului este aria cumulată ocupată de defecte în secțiunea maxim solicitată sau raportul dintre aria defectelor A_d și aria totală A_0 . Suflurile și incluziunile nemetalice alungite și aliniate de o anumită densitate pot fi echivalate, din punct de vedere al influenței exercitate, cu defecte plane de tipul lipsei de pătrundere, afectînd rezistența la rupere a îmbinării, de regulă proporțional cu aria defectului.

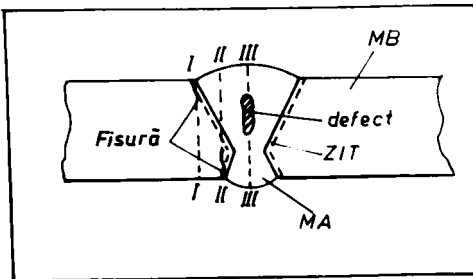


Fig. 7.2. Posibilități de rupere la solicitări variabile a unei îmbinări sudate cap la cap [152].

Cercetări efectuate pe oțeluri nealiat și slab aliate atestă o influență [152] nesemnificativă asupra rezistenței la rupere la solicitări statice pînă la un grad de defect de aproximativ 10%. Criterii de admisibilitate mai severe se impun în cazul oțelurilor aliate.

În cazul solicitărilor variabile ruperea într-o îmbin-

re sudată (fig.7.2) se produce fie în secțiunea metalului de bază în zona de racordare a supraînălțării cordonului (I-I) sau în zona de racordare a excesului de penetrare sau a sudurii de completare (II-II), fie prin secțiunea afectată de defecte a metalului depus (III-III).

Din calcul [152] rezultă că sensibilitatea la rupere în prezența aceluiași defect în cazul solicitării ciclice a îmbinării este mult mai ridicată decât în cazul solicitării statice.

Rezultate experimentale s-au obținut pe îmbinări sudate cap la cap din oțeluri nealiat și slab aliate, supuse la solicitări variabile la tracțiune de tip pulsator, caracteristicile de oboseală fiind determinate pentru un număr de $2 \cdot 10^6$ cicluri. Cercetările au relevat o influență semnificativă a defectelor volumice (sufluri și incluziuni) asupra rezistenței la oboseală numai de la un grad de porozitate de peste 10% în secțiunea de rezistență.

Defectele de tip incluziuni alungite manifestă o influență mai pregnantă asupra rezistenței la oboseală, parametrul definitoriu fiind lungimea incluziunilor. Coroborând rezultatele cunoscute în literatură, s-au stabilit pe clase de calitate valorile lungimii maxime a incluziunilor în funcție de tipul electrodului folosit. Diferențierea în funcție de tipul electrodului este justificată de faptul că, la aceeași dimensiune a defectului, electrozii cu conținut scăzut de hidrogen prezintă o rezistență la oboseală superioară electrozilor rutilici. Detensionarea are ca efect anularea diferențelor menționate, ceea ce confirmă rolul nociv al hidrogenului asupra rezistenței la oboseală a îmbinărilor sudate.

Influența nepătrunderii (care diferă de fisură practic numai prin raza de curbură mai mare de la capătul defectului) asupra rezistenței la solicitări variabile a îmbinărilor sudate este diferențiată în funcție de orientarea ei față de direcția de solicitare. O nepătrundere paralelă cu direcția de solicitare produce un efect neglijabil asupra rezistenței la oboseală, în schimb o orientare perpendiculară pe direcția de solicitare scade la jumătate rezistența la oboseală la o arie relativă de defect de numai 3%.

Rotoarele Francis sînt solicitate în timpul funcționării la forța hidraulică axială, momentul de torsiune ce se transmite prin intermediul rotorului la arbore, forțele centrifuge ce apar datorită turației.

Rotoarele Pelton sînt solicitate la momentul de torsiune, forța tangențială și forța centrifugă, iar în secțiunea de îmbinare a cupei cu discul rotorului la o solicitare compusă de întindere și încovoiere.

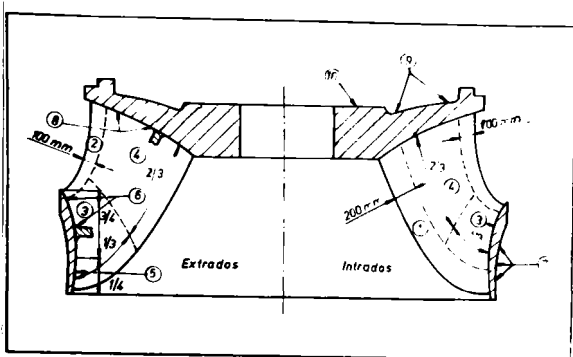


Fig. 7.3. Zone de inspecție pentru rotoare Francis.

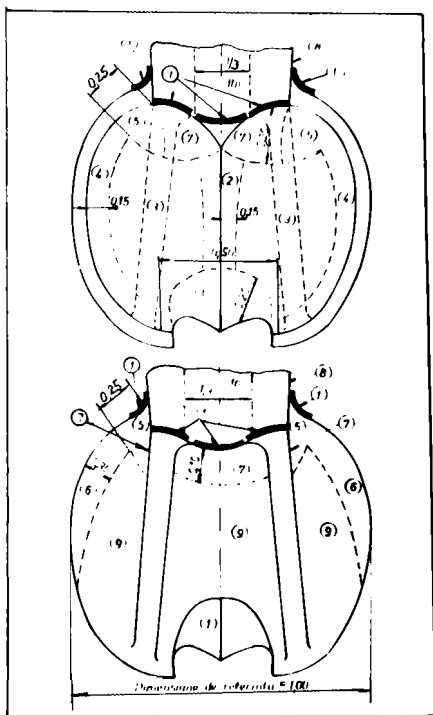


Fig. 7.4. Zone de inspecție pentru rotoare Pelton.

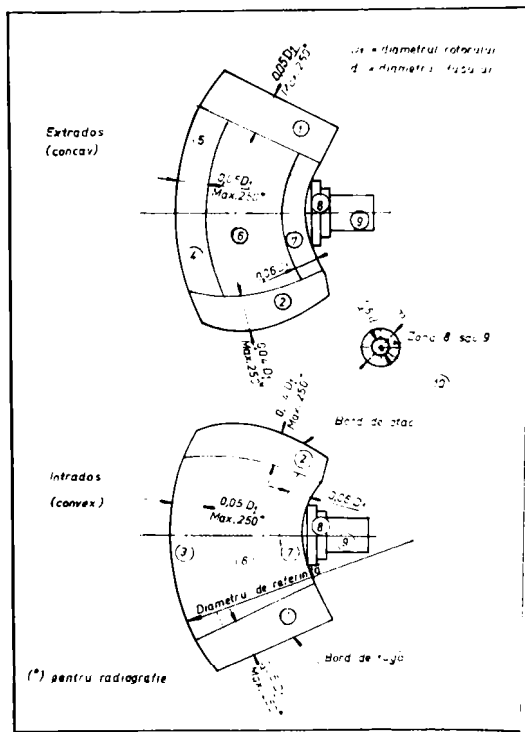


Fig. 7.5. Zone de inspecție pentru palete de rotoare Kaplan [154].

Tabelul 21. Metode de control pentru rotoare Francis.

Zone de inspecție	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Control cu lichide penetrante	Semifinisat	x	x		x					
	Finisat final	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Control cu pulberi magnetice		x	x	x	x	x	x	x	x	x
Control ultrasonice		x	x		x			x	x	x
Control cu radiații penetrante	x	In caz de dublu la testele de mai sus								

Paletele rotoarelor Kaplan sînt supuse, datorită curgerii apei la forțe tangențiale și radiale fiind solicitate la torsiune și încovoiere, precum și la forța centrifugă.

Solicitățile complexe la care sînt supuse rotoarele în funcționare, impun efectuarea unui control nedistructiv minuțios, metodele de control și zonele care se vor controla fiind diferențiate în funcție de tipul rotorului.

Zonele în care se efectuează controalele nedistructive la rotoarele Francis sînt evidențiate în fig.7.3, metodele de control pentru zonele respective fiind indicate în tabelul 7.1.

Pentru cupele rotoarelor Pelton zonele de control nedistructiv sînt indicate în fig.7.4, iar metodele de control în tabelul 7.2. Discul rotoarelor Pelton se controlează ultrasonic.

Tabelul 7.2. Metode de control pentru rotoare Pelton.

Zone de inspecție	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	S	F	S	F	S	F	S	F	S	F
Control cu lichide penetrante	x	x	x	x	x	x	x	x	x	
Control cu pulberi magnetice	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Control ultrasonic						x		x		x
Control cu radiații penetrante	In caz de dubii la controlul ultrasonic									
	S-semifinisat					F-finisat				

Controlul nedistructiv al paletelor din oțel inoxidabil pentru rotoare Kaplan se efectuează după operația de eboșare, fiind diferențiat pe zonele menționate în fig.7.5 și tabelul 7.3.

Tabelul 7.3. Metode de control pentru palete de rotoare Kaplan.

Zona de inspecție	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Control cu lichide penetrante	x	x	x	x	x	x	x	x	x	
Control cu pulberi magnetice	x	x	x	x	x	x	x	x	x	
Control ultrasonic							x	x	x	x
Control cu radiații penetrante	In caz de dubii la controlul ultrasonic									

Pentru rotoarele turnate construite la UCMR-SA, controalele menționate în tabelele 7.1, 7.2, 7.3 se efectuează conform normelor ASTM E-186, E280 pentru controlul cu radiații penetrante; normele ASTM SA609 pentru controlul ultrasonic; normele ASTM E-125.68 pentru controlul cu pulberi magnetice și normele CCH70.1 (ASME, secțiunea III) pentru controlul cu lichide penetrante.

Clasele de calitate (1-6 pentru controlul cu radiații penetrante pe fiecare categorie de defecte: A,B,C; 1-5 pentru controlul ultrasonic; 1-4 pentru controlul cu pulberi magnetice; 1-5

pentru controlul cu lichide penetrante) se impun prin documentația produsului pentru fiecare zonă (fig.7.3, 7.4, 7.5) și fiecare tip de control (tabelele 7.1, 7.2, 7.3). În general se consideră acceptabile defectele care se încadrează în clasele $A_{1...3}$, $B_{2...4}$, $C_{2...4}$ pentru controlul cu radiații penetrante; clasele 2...4 pentru controlul ultrasonic; clasele 1...3 pentru controlul cu pulberi magnetice și clasele 2...3 pentru controlul cu lichide penetrante. Se menționează faptul că la controlul cu lichide penetrante nu se admit indicații liniare și aliniate (fig.7.6).

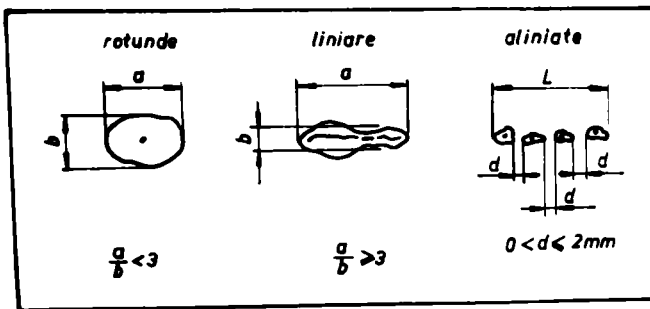


Fig.7.6. Definierea defectelor pentru controlul cu lichide penetrante [154].

Nivelurile de acceptare a defectelor pentru îmbinările sudate ale rotoarelor de turbine hidraulice sînt conform STAS 9398-83, clasa I, II.

Defectele care nu se încadrează în limitele indicate se repară prin sudare în modul indicat la capitolul 6.

7.2. Controlul cu ultrasunete

Controlul cu ultrasunete pune în evidență toate tipurile de defecte interne ale îmbinărilor sudate. Limitele de aplicare [152] sînt determinate numai de structurile grosolane și cu grad înalt de eterogenitate.

Controlul îmbinărilor sudate din oțeluri austenitice este substanțial limitat datorită atenuării intense a undelor ultrasonice în structura austenitică.

Lungimea de undă, λ , a undelor ultrasonore [151] rezultă din relația:

$$\lambda = \frac{v}{f} \quad (7.1)$$

în care:

- v - viteza de propagare a undelor ultrasonore,
- f - frecvența de control.

Viteza de propagare a undelor în oțel [151] este $v=3230$ m/s. În cazul palpatoarelor cu frecvență de 2MHz sau 4MHz, rezultă lungimea de undă:

$\lambda_1 \approx 1,6$ mm, pentru 2MHz,

$\lambda_2 \approx 0,8$ mm, pentru 4MHz.

Din analiza factorilor [152] care determină pierderile de energie la emisia ultrasunetelor în medii solide, rezultă că dispersia undelor în medii neomogene cu granulație relativ mare, la care $\lambda/d_g < 10$, unde d_g este diametrul mediu al granulației, crește exponențial cu frecvența și diametrul mediu al granulației. La oțeluri dispersia este determinată de elementul structural cu dimensiunea maximă și este cu atît mai mare cu cît este mai pronunțată anizotropia. Din punct de vedere al constituenților structurali, atenuarea maximă este în austenită, urmată de ferită, este medie în perlită și minimă în maretensită. Structurile turnate prezintă o atenuare superioară structurilor deformate, chiar la aceiași mărime a granulației. Dispersia undelor ultrasonice devine semnificativă cînd diametrul mediu al granulației ajunge la $d_g \approx 0,2\lambda$, iar la oțeluri cu granulații mai grosolane, $d_g \approx 0,5\lambda$.

Oțelurile austenitice inoxidabile sînt posibil de controlat ultrasonic [152] numai în unele cazuri particulare în funcție de compoziția chimică efectivă, matricea structurală și mărimea granulației. În general transparența lor la ultrasunete este foarte mică, iar pentru a mări puterea de penetrare trebuie mărită lungimea de undă a fasciculului, astfel încît să întrecă substanțial dimensiunea granulelor.

La controlul structurilor austenitice se folosesc palpatoare speciale cu focalizare în adîncime, cu emisie înclinată de unde longitudinale și amortizare puternică a undei de emisie, micșorîndu-se astfel la maximum posibil pierderile de energie datorate structurii grosolane. Rezultate favorabile se pot obține cu palpatoare înclinate cu dublu cristal de emisie-recepție, cu un unghi de incidență de 45° , lucrînd cu frecvențe de 2-6 MHz. Variantele optime de control, în momentul de față, se consideră cele utilizînd palpatorul înclinat de unde longitudinale cu simplu sau dublu cristal.

La interpretarea rezultatului controlului cu palpatoare înclinate de unde longitudinale primează localizarea defectului, considerațiile privind amplitudinea semnalului nu sînt strict valabile în cazul oțelurilor austenitice.

La îmbinările sudate apare o eterogenizare structurală în metalul depus și o mărire a granulației în ZIT. Fenomenul este mai accentuat în cazul sudării în straturi multiple, motiv pentru care și transparența la ultrasunete este minimă în aceste cazuri. Din această cauză, controlul trebuie efectuat cu frecvențe cu atît mai

joase cu cît grosimea este mai mare. Defectoscoapele trebuie să asigure o amplificare de peste 90-100 dB, un nivel de suprimare a zgomotului de fond de cel puțin 12 dB și posibilități de conectare prin transmisie.

Pentru asigurarea unei pătrunderi [152] suficiente a undelor ultrasonice în cusătură, fasciculul trebuie orientat cît mai aproape de direcția pe care se formează structura dendritică. Această condiție implică controlul pe distanța (domeniul de adîncime) corespunzătoare unui semipas de examinare, de pe ambele părți și de pe ambele suprafețe ale îmbinării.

O atenție deosebită [151,152] se va acorda poziției de examinare, corespunzătoare suprapunerii palpatorului peste zona de trecere de la MA la MB, unde datorită fenomenului de refracție, pe suprafața respectivă de separare are loc o scădere bruscă a amplitudinii semnalului și ca urmare o rezoluție insuficientă a controlului.

Avînd în vedere diferențele de propagare a undelor în metalul cusăturii și în metalul de bază, pe suprafața de separație a cusăturii se produce difracția fasciculului energent, iar dacă unghiul de intersecție dintre urma în plan transversal a suprafeței de separație și direcția fasciculului de unde este sub $20-25^{\circ}$, poate avea loc chiar o reflexie totală. În plus, atunci cînd suprafața de separație prezintă neregularități pronunțate (pătrundere neuniformă) se produce o împrăștiere a undelor (fig.7.7). Ca urmare a

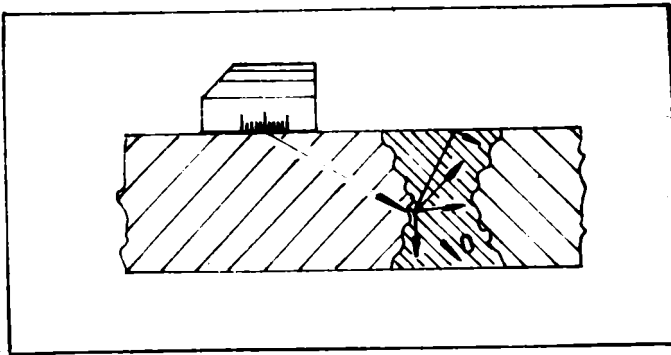


Fig.7.7. Dispersia fasciculului datorate pătrunderii neuniforme [151].

de incidență astfel încît intersecția fasciculului cu urma în plan transversal a limitei cusăturii să aibă loc sub un unghi apropiat de 45° . Pe de altă parte, pe suprafețele de separare dintre metalul de adaos și metalul de bază se produce și o modificare a sonogramei,

f..... r relevante, identificarea defectelor și mai ales localizarea corectă a defectelor este dificilă. Dintre măsurile de prevenire, se vor lua în considerație, pe lîngă evitarea pe cît posibil a îmbinării în U, 2U sau 1/2U, alegerea unui unghi

în sensul lărgirii și aplatizării ei. Ca urmare, se poate ajunge ca unele zone din îmbinare să nu fie parcurse de unde, mascându-se eventuale defecte.

În vederea facilitării unui cuplaj acustic suficient pentru execuția controlului, suprafața sudurii trebuie prelucrată mecanic pînă la nivelul metalului de bază. Viteza de mișcare a palpatorului va fi mai mică decît în cazul controlului efectuat pe oțeluri obișnuite, recomandîndu-se încadrarea sub 2 cm/s, spre a se facilita urmărirea pe ecran a diferenței dintre mărimea semnalului de emisie și mărimea semnalului de defect.

Pentru aprecierea influenței structurii metalului de bază și a îmbinării sudate asupra atenuării undelor ultrasonice, din cele

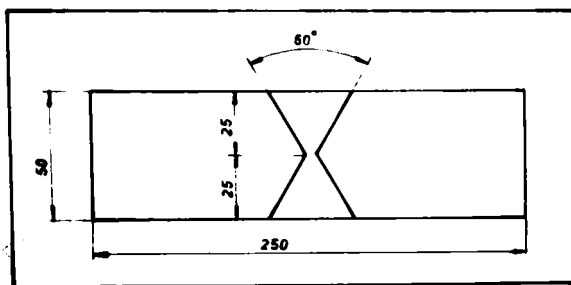


Fig.7.8. Bloc de control pentru controlul ultrasonic al îmbinărilor sudate din oțel T09.

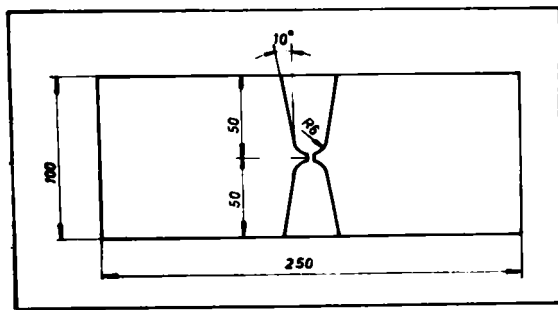


Fig.7.9. Bloc de control pentru controlul ultrasonic al îmbinărilor sudate din oțel T08.

(fig.7.8) prin așezarea palpatorului pe metalul de bază, la o amplificare de 73,6 dB la care primul ecou de fund atinge 80% din înălțimea ecranului, rezultă imaginea ecranului defectoscopului arătată în fig.7.10, obținută prin cuplarea unei imprimante la aparatul USD-10. Imaginea panoramică a ecranului, cu introducerea eco-

două oțelului cercetate (T08 și T09) s-au executat blocuri de control avînd forma indicată în fig.7.8 și 7.9. Îmbinările sudate s-au realizat cu materialele de adaos și parametrii de sudare indicați la cap.6, respectiv oțelul T09, cu structură austenito-martensito-ferritică s-a sudat cu electrod austenitic, iar oțelul T08 cu structură martensitică s-a sudat cu electrod martensitic.

Controlul ultrasonic s-a efectuat cu un aparat Krautkrämer-Branson, tip USD-10, utilizînd un palpator de unde longitudinale MB2S-N, frecvența de control fiind 2 MHz.

Utilizînd blocul de control pentru oțelul T09

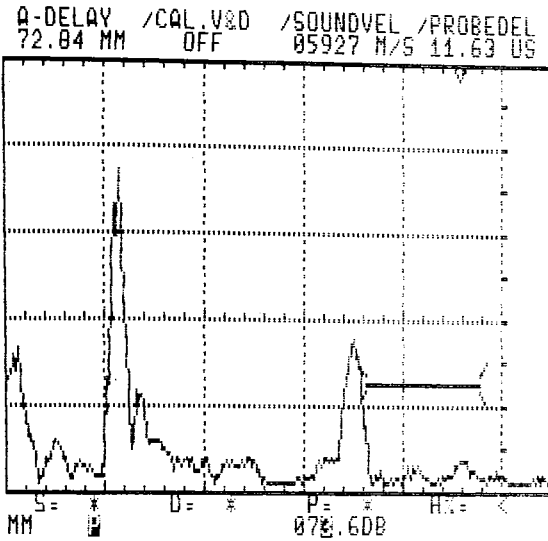


Fig.7.10.Palpare metal de bază -
oțel T09.

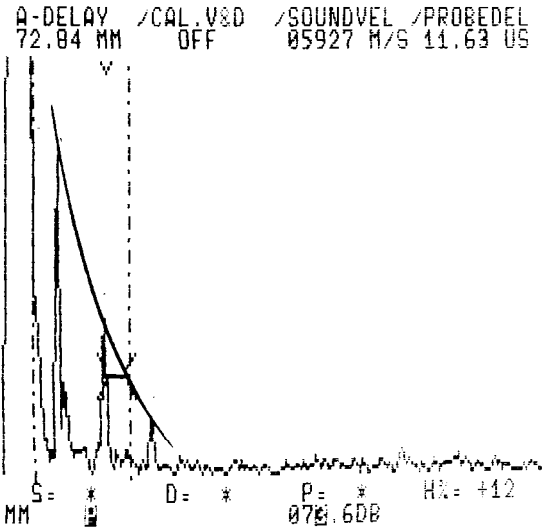


Fig.7.11.Curba de atenuare pentru
oțelul T09.

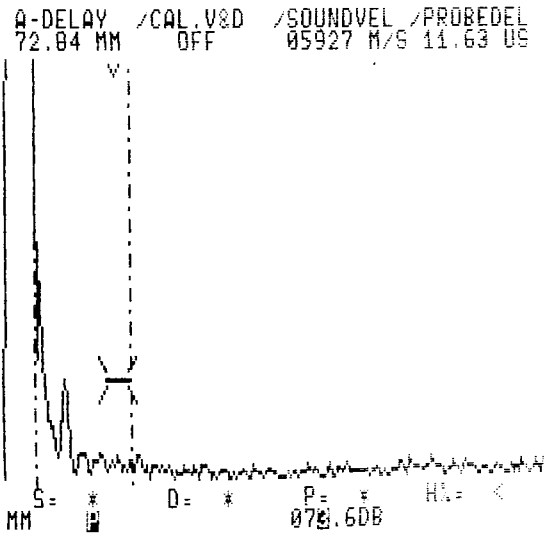
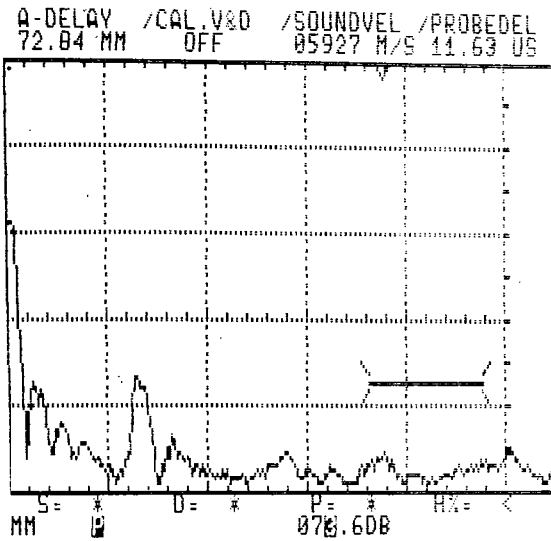


Fig.7.12.Palpare îmbinare sudată la
amplificarea de 73,6 dB.

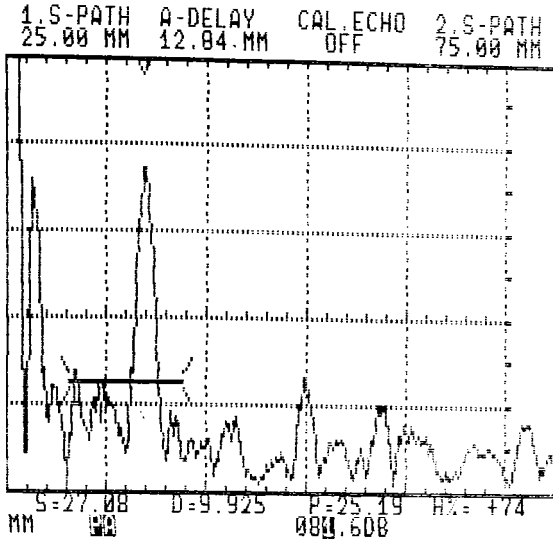


Fig.7.13.Palpare îmbinare sudată la
amplificarea de 81,6 dB.

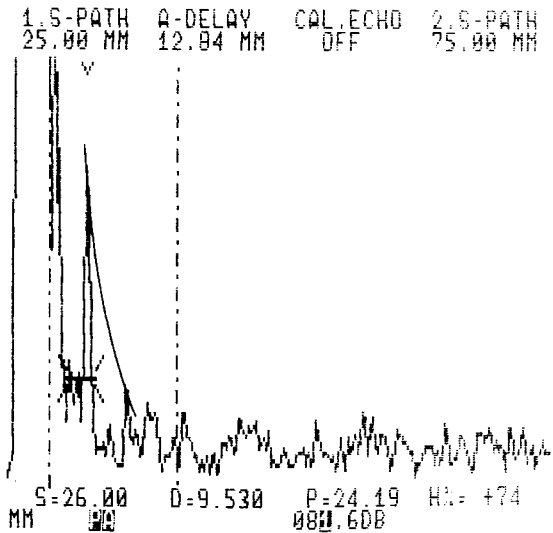


Fig.7.14.Curba de atenuare pentru
îmbinarea sudată (oțel T09).

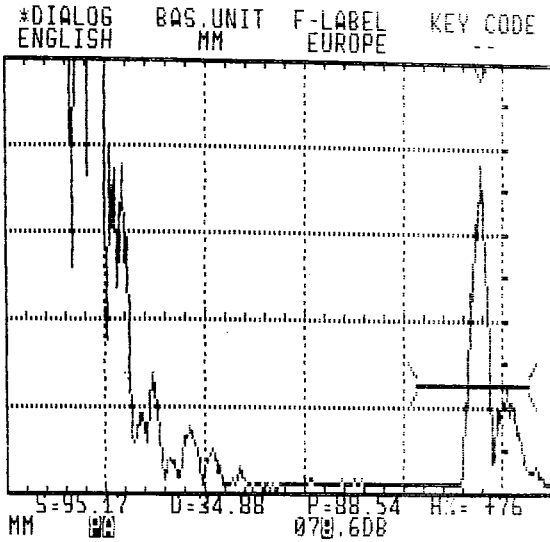


Fig.7.15.Palpare metal de bază -
oțel T08.

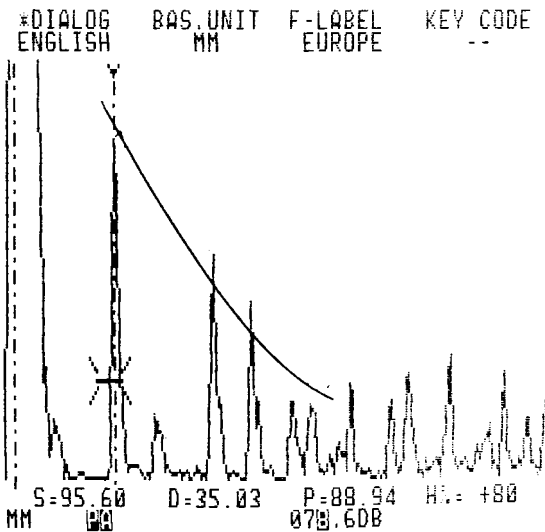


Fig.7.16.Curba de atenuare pentru
oțelul T08.

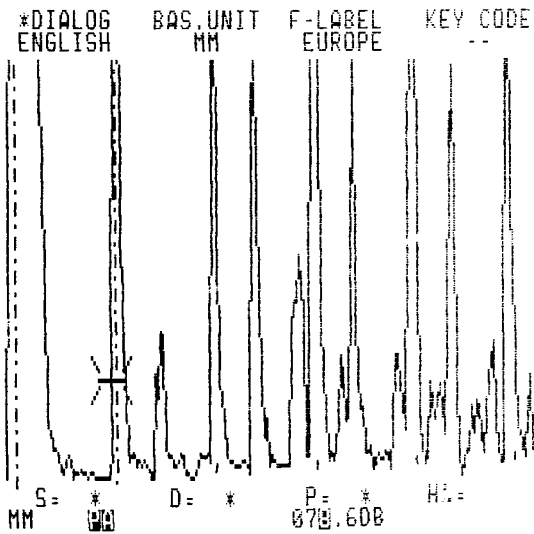
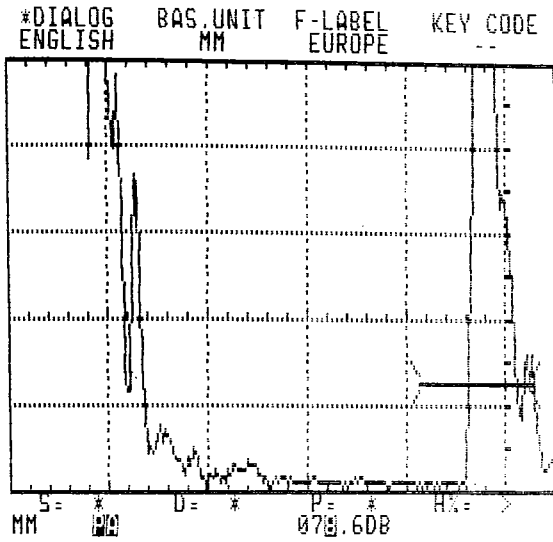


Fig.7.17. Palpare îmbinare sudată la
amplificarea de 78,6 dB.

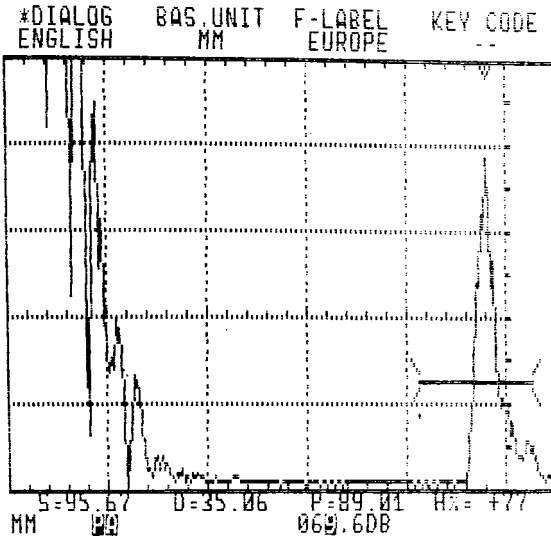


Fig.7.18.Palpare îmbinare sudată la
amplificarea de 69,6 dB.

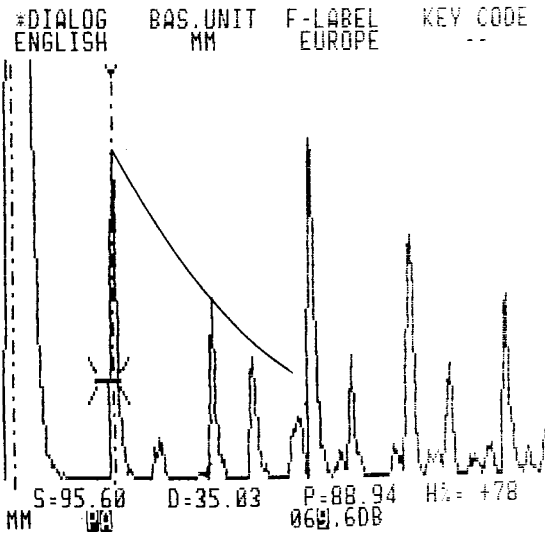


Fig.7.19.Curba de atenuare pentru
îmbinarea sudată (oțel T08).

urilor de fund repetate, este arătată în fig.7.11. Prin unirea vîr-furilor ecourilor repetate, rezultă curba de atenuare pentru oțelul T09 (fig.7.11).

La aceeași amplificare (73,6 dB), la palparea prin îmbinarea sudată, rezultă imaginile arătate în fig.7.12. Pentru ca primul ecou să atingă 80% din înălțimea ecranului s-a mărit amplificarea la 81,6 dB (fig.7.13), rezultînd o diferență de amplificare între îmbinarea sudată și metalul de bază de 8 dB. Curba de atenuare pentru îmbinarea sudată este arătată în fig.7.14.

Utilizînd blocul de control pentru oțelul T08 (fig.7.9) și procedînd în același mod se obțin imaginile arătate în fig.7.15 și 7.16 pentru metalul de bază și fig.7.17 pentru îmbinarea sudată, la aceeași amplificare de 78,6 dB. Pentru ca primul ecou să atingă 80% din înălțimea ecranului defectoscopului, la palparea prin îmbinarea sudată a fost necesară micșorarea amplificării la 69,6 dB (fig.7.18), rezultînd o diferență de amplificare între metalul de bază și îmbinarea sudată de 9 dB. Curba de atenuare pentru îmbinarea sudată este arătată în fig.7.19.

Pentru determinarea sensibilității de lucru și aprecierea amplitudinii ecourilor, la controlul îmbinărilor sudate se execută blocuri de calibrare și referință din oțeluri și materiale de adaos identice cu cele supuse controlului, cu reflectori tip gaură cilindrică $\varnothing 3$ mm, practicate în ZIT la diverse adîncimi. Pentru oțelurile la T08 și T09, calibrarea defectoscopului pe blocuri de calibrare cu reflectori cilindrici s-a efectuat cu frecvența de 2 MHz cu palpatoare înclinate de unde longitudinale de tip MWB45-N2 și WRY45. Utilizînd metoda indicată în [152,155], pentru oțelurile menționate s-au calculat coeficienții de atenuare α , la palparea reflectorilor cilindrici prin îmbinarea sudată:

$$\alpha_{T09} \approx 0,18 \text{ dB/mm}$$

$$\alpha_{T08} \approx 0,01 \text{ dB/mm}$$

Analiza comparativă a rezultatelor obținute la controlul ultrasonic al celor două oțeluri, confirmă faptul că oțelul T09 este dificil de controlat. La controlul îmbinărilor sudate din oțel T09, executate cu materiale de adaos austenitice, este foarte importantă realizarea unei pătrunderi uniforme pe suprafața rostului de sudare. Pătrunderea neuniformă care dă naștere unei suprafețe de separație cu neregularități pronunțate, produce împrăștierea undelor sau chiar opacizarea cusăturii.

Controlul ultrasonic al oțelului T08 nu pune probleme deosebi-

te, transparența la ultrasunete fiind similară unui oțel slab aliat, atît prin metalul de bază cît și prin îmbinările sudate, datorită omogenității din punct de vedere al constituenților structurali.

7.3. Controlul cu radiații penetrante

Controlul cu radiații penetrante [152] pune în evidență aproape toate tipurile de defecte.

Controlul se efectuează cu raze X sau cu radiații gama. Apar limitări în primul rînd la grosimile controlabile, datorită dependenței adîncimii penetrate de tensiunea maximă sau de activitatea sursei. Gradul de detectabilitate este scăzut în general în cazul fisurilor orientate în plan perpendicular pe direcția fascicului. De asemenea extinderea în profunzime a defectelor nu poate fi determinată.

În radiografia [155] industrială, sursele de radiații X cele mai utilizate sînt tuburile bazate pe principiul tubului Coolidge, la care în mod obișnuit, generatoarele de tensiune pentru accelerarea particulelor nu depășesc 450 KV. Pentru radiografierea pieselor cu grosimi mari se utilizează 153,155 generatoare Röntgen de mare energie cum sînt: acceleratorii electrostatici, cu tensiune de accelerare de 0,5...10 MeV, acceleratori de rezonanță, cu care se pot obține radiații X cu energii pînă la 10 GeV și beta-troanele cu care se pot obține radiații X cu energii de 2...31 MeV.

Izotopii radioactivi cu cea mai largă [155] răspîndire în gamografie sînt: Co60, Ir192, Cs137 și Tm170.

La interacțiunea radiațiilor penetrante cu materia, cele mai importante procese sînt cele de absorbție și de împrăștiere, prin pierderea fotonilor din fascicul ca urmare a scăderii vitezei de mișcare a acestora prin ciocnire și respectiv a ciocnirilor dintre fotoni și particulele elementare ale stratului străbătut din materie. Ambele procese determină atenuarea radiației la trecerea prin materie, după o lege a atenuării radiațiilor exprimată prin relația:

$$I = I_0 e^{-\mu_e \Delta x} \quad (7.2)$$

în care I_0 este intensitatea radiației primare, μ_e este coeficientul de atenuare liniară al materialului, iar Δx este grosimea stratului de material străbătut.

Pentru controlul [155] metalelor turnate, inclusiv rotoare de turbine hidraulice, se pot utiliza surse de radiații X sau surse radioactive, cu următoarele recomandări:

- pentru grosimi sub 50 mm se pot folosi radiații X cu tensiunea de alimentare de 250-400 KV sau surse de radiații gama Irl92. Pentru controlul suprafețelor mari, care necesită mărirea distanței focale, se recomandă surse de radiații X de 1...2 MeV sau Co60;
- pentru grosimi între 50...100 mm, se recomandă surse de radiații X cu energie de 1 MeV sau surse de Irl92. Pentru suprafețe mari, surse de radiații X de minim 2 MeV și surse de Co60;
- pentru grosimi între 110...300 mm, se recomandă surse de radiații X cu energii de 2...4 MeV sau surse de radiații gama Co60. Pentru iradierea suprafețelor mari, se utilizează surse de radiații X de 4...30 MeV.

Dirrecția de iradiere este, în general, perpendiculară pe suprafață. Radiația împrăștiată care ia naștere, contribuie mult la diminuarea calității controlului radiografic și de aceea se utilizează ecrane în spatele filmelor.

Filmele folosite sînt în general cu contrast și granulație mijlocie sau mare. Pentru grosimi pînă la 50 mm, se recomandă filme cu densități de înnegrire de 1,5...3,3, iar pentru grosimi de 50...300 mm, filme cu densitatea de înnegrire de 2...2,5. Filmele se introduc în casete cu ecrane intensificatoare din Pb cu grosimea de 0,075 mm pentru ecranul anterior și de 0,75 mm, pentru ecranul posterior.

Stabilirea calității imaginii se face cu indicatori de calitate ai imaginii. În cazul variațiilor de grosime, se vor utiliza două indicatoare de calitate a imaginii, unul în zona de grosime minimă și unul în zona de grosime maximă.

Radiografierea îmbinărilor sudate ale rotoarelor de turbine hidraulice se efectuează după prescripțiile cuprinse în STAS 6606/2-86.

Controlul cu radiații penetrante, fiind mai costisitor decît controlul ultrasonic, se aplică în cazul rotoarelor de turbine hidraulice numai dacă nu este posibilă aplicarea controlului ultrasonic, sau rezultatele obținute la acest control sînt incerte.

Pentru exemplificare, controlul îmbinării sudate eterogene, cu grosimea de 235 mm, dintre discul forjat din oțel slab aliat R52, îmbinat prin sudare cu electrozi ECrl8Ni8Mn6X cu coroana rotorului din oțel T09 pentru repararea rotorului Francis prezentat în fig. 2.14, s-a controlat radiografic folosind betatronul ca și sursă de radiații penetrante.

7.4. Controlul cu lichide penetrante și cu pulberi magnetice

Controlul cu lichide penetrante [108] pune în evidență orice defect de suprafață. Se poate aplica practic la orice material, formă și dimensiuni de piesă, la temperaturi de peste 10...15°C.

Controlul cu lichide penetrante pune în evidență în exclusivitate defecte deschise de suprafață, cum sînt: pori, fisuri, supra-puneri deschise la suprafață, lipsa de pătrundere deschisă la suprafață, creștături marginale, exfolieri din metalul de bază, cratere.

Controlul cu pulberi magnetice [108] pune în evidență următoarele categorii de defecte: fisuri, incluziuni și pori, lipsă de to-pire, lipsă de pătrundere foarte îngustă, precum și modificările structurale și de duritate în ZIT.

Sensibilitatea de detectare a defectelor plane prin metoda cu pulberi magnetice este 0,1...0,5 mm, iar adîncimea maximă detectabilă a defectelor este de 4...8 mm.

Pentru controlul rotoarelor de turbine hidraulice construite din oțel T08 se aplică ambele metode atît pentru metalul de bază cît și pentru îmbinările sudate. La rotoarele construite din oțel T09 controlul cu pulberi magnetice al metalului de bază este ne-concludent, datorită structurii austenito-ferito-martensitice. Imbinările sudate și zonele reparate prin sudare utilizînd materia-le de adaos ce depun un metal austenitic nu se pot controla decît cu lichide penetrante.

8. CONTRIBUTII ORIGINALE SI CONSIDERATII FINALE

Aspectele tratate în teza de doctorat rezolvă problemele științifice și tehnologice legate de sudarea și tratamentele termice anterioare și ulterioare sudării oțelurilor inoxidabile T08CuMoMnNiCr 125Ti și T09CuMoMnNiCr 185Ti, concepute și elaborate la Uzina Constructoare de Mașini s.a. Reșița, pentru construcția rotoarelor de turbine hidraulice.

Printre contribuțiile teoretice și practice ale lucrării cât și considerații finale asupra cercetărilor efectuate se pot aminti următoarele:

8.1. Contribuții originale

8.1.1. Interpretarea statistică a rezultatelor încercărilor la coroziune intercristalină a oțelului T09 prin efectuarea unor calcule statistice de regresie.

8.1.2. Prelucrarea statistică a valorilor concentrației elementelor de aliere rezultate în urma analizelor chimice a multor șarje din oțelurile T08 și T09.

8.1.3. Elaborarea unui program de calcul automat a temperaturii de preîncălzire pornind de la conceptul timpului $t_{8/5}$, cu datele specifice oțelurilor T08 și T09 și întocmirea nomogramelor pentru estimarea temperaturii de preîncălzire a acestor oțeluri. Estimarea analitică a temperaturii de preîncălzire prezintă importanță practică pentru proiectantul structurii sudate la optimizarea formei îmbinării sudate, iar pentru tehnolog la stabilirea regimului termic de sudare.

8.1.4. Stabilirea temperaturii optime de preîncălzire la sudare a oțelului T08 pe baza cercetărilor experimentale care au cuprins determinări sclerometrice, încercări de încovoiere prin șoc, examinări microfractografice ale suprafețelor de rupere și investigații micrografice.

8.1.5. Stabilirea prin experiment a oportunității tratamentului termic post sudare și optimizarea parametrilor de tratament termic pentru oțelurile T08 și T09, prin examinări sclerometrice, investigații micrografice, încercări de tracțiune și încovoiere prin șoc, analize microfractografice ale suprafețelor de rupere.

8.1.6. Determinarea rezistenței la cavitație a zonelor îmbinărilor sudate ale celor două mărci de oțeluri inoxidabile.

8.1.7. Stabilirea condițiilor de sudare, parametrii tehnologici de sudare și tratament termic ulterior sudării a oțelurilor disimilare (T09-R52), cu aplicații practice la construcția și repararea prin sudare a rotoarelor de turbine hidraulice.

8.1.8. Elaborarea unor soluții și tehnologii de sudare cu caracter de noutate privind repararea prin sudare a rotoarelor de turbine hidraulice.

8.1.9. Studiarea particularităților privind controlul ultrasonic al oțelurilor T08 și T09, a îmbinărilor sudate ale acestora și stabilirea parametrilor de control.

8.2. Considerații finale

8.2.1. Oțelurile T08 și T09 utilizate la Uzina Constructoare de Mașini s.a. Reșița pentru construcția rotoarelor de turbine hidraulice sînt oțeluri inoxidabile cu transformare controlată, avînd o compoziție chimică diferită de alte mărci de oțeluri inoxidabile destinate acestui scop. Oțelurile T08 și T09 au o structură austenito-martensito-feritică la care proporția constituenților se poate modifica în funcție de condițiile de tratament termic, oțelul T08 avînd o structură predominant martensitică.

8.2.2. Oțelul T08 prezintă o rezistență mai mare la coroziunea intercrystalină decît oțelul T09, datorită unei structuri mai omogene și apropiată de cea monofazică (martensitică).

8.2.3. Oțelurile T08 și T09 se sudează în stare de tratament termic final. Temperatura de preîncălzire la sudare este de 150°C pentru oțelul T08. Pentru oțelul T09 temperatura de preîncălzire pentru sudare este de 100°C, dacă grosimea componentelor depășește 15 mm. Pentru sudarea oțelului T09 se utilizează materiale de adaos austenitice de tip 18Cr8Ni6Mn, iar pentru oțelul T08 materiale de adaos care depun un metal martensitic de tip 13Cr4Ni.

8.2.4. Oțelul T09 prezintă o sensibilitate ridicată la variațiile de compoziție chimică rezultate la elaborarea fiecărei șarje. Din aceste motive, condițiile de sudare și tratament termic trebuie stabilite pentru fiecare caz în parte.

8.2.5. După sudarea oțelului T09 se va efectua un tratament termic de revenire la temperatura de 400-450°C. Prescrierea unei limite a temperaturii de revenire post sudare se face în funcție de compoziția chimică efectivă a fiecărei șarje.

8.2.6. După sudarea oțelului T08 se pot aplica două variante

de tratament termic:

- călire la $1040 \pm 10^\circ\text{C}/\text{aer}$, urmată de revenire la $600^\circ\text{C}/\text{aer}$;
- revenire la $600^\circ\text{C}/\text{aer}$.

În cazul aplicării tratamentului termic de călire la $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ urmată de revenire la 600°C se obține o omogenizare structurală și valori identice ale durtății în toate zonele îmbinării sudate.

8.2.7. Cercetările de rezistență la cavitație au pus în evidență o rezistență deosebit de mare a îmbinărilor sudate la eroziune cavitațională. Pentru oțelul T08 se constată diferențe nesemnificative ale pierderilor masice între MD și ZIT și puțin mai mari în MB, iar la oțelul T09 pierderi masice echivalente în MD și MB.

8.2.8. La construcția sau repararea prin sudare a zonei centrale din coroana rotoarelor pentru turbine Francis se poate opta și pe varianta înlocuirii oțelului inoxidabil cu un oțel slab aliat. Îmbinările sudate eterogene între oțelul T09 și R52 (utilizat la execuția unor rotoare) corespund condițiilor de solicitare din zona respectivă.

8.2.9. Avându-se în vedere natura și proporția constituenților structurali, controlul ultrasonic al metalului de bază și al îmbinărilor sudate realizate cu material de adaos austenitic este dificil de realizat la oțelul T09. În schimb controlul ultrasonic al metalului de bază și îmbinărilor sudate din oțel T08 (predominant martensitic) nu pune probleme deosebite.

8.2.10. Cercetările efectuate asupra oțelurilor T08 și T09, demonstrează că procesele transformărilor fazice și structurale sînt mai ușor de stăpînit la marca T08. De asemenea, la acest oțel se asigură mai ușor caracteristicile mecanice, o mai mare stabilitate structurală la variațiile de compoziție chimică și o mai bună comportare la sudare și tratament termic. Posibilitățile de control ultrasonic a metalului de bază și a îmbinărilor sudate sînt de asemenea mai largi.

Rezultatele cercetărilor conduc la concluzia necesității generalizării utilizării oțelului T08 pentru toate rotoarele de turbine hidraulice construite la Uzina Constructoare de Mașini s.a. Reșița.

BIBLIOGRAFIE

1. ANTON, I. Turbine hidraulice. Editura Facla, Timișoara, 1979.
2. ANTON, I. Cavitația, vol. I. Editura Academiei RSR, 1984.
3. ANTON, I. Cavitația, vol. II. Editura Academiei RSR, 1985.
4. POPOVICIU, M. O. Tehnologia fabricației și montajul mașinilor hidraulice. I. P. Timișoara, 1981.
5. EISENBERG, P. ș. a. On the mechanisms of cavitation damage and methods of protection. Meeting of Soc. Nav. Arch. and Marine Eng. London, 1965.
6. SHIMA, A. ș. a. An experimental study on effects of a solid wall on the motion of bubbles and shock waves in bubble collapse. Acustica, vol. 48, 1981.
7. TOMITA, V. SHIMA, A. On the behavior of a spherical bubble and the impulse pressure in a viscous compressible liquid. Bul. ASME, vol. 20, 1977.
8. RAYLEIGH, L. On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity. Phil. Mag. vol. 34, London, 1917.
9. HICKLING, R. PLASSET, M. S. Collapse and rebound of a spherical bubble in water. The physics of solids, vol. 7, nr. 1, 1964.
10. KNOPP, R. T. ș. a. Cavitation, Mc. Graw Hill, New York, 1970.
11. ROBINSON, M. I. ș. a. Detailed damage characteristics in a cavitating venturi. Trans. ASME, Journal of Basic Engineering, 1967.
12. BOGACEV, I. N. Izmenenie struktura i fazovogo sostava nekotorykh austenitnykh stalei na natsionalnykh stadiakh Kavitationnogo razrušeniia. Fizika metallov i metallovedenie. Akademia nauk SSSR, tom. 11, ian. 1971.
13. BOGACEV, I. N. MINT, R. I. Kavitationnoe razrušenie jelezouglerodistykh splavov. Mașghiz, 1979.
14. LOGAN, H. The stress corrosion of metals. John Wiley, New York 1986.
15. FREUD, J. E. Mathematical Statistics, Englewood Cliffs, New Jersey Prentice - Hall, Inc. 1992.
16. NELSON, G. A. Werkstoffe und Korrosion, vol. 14, 1973.
17. TRUSCULESCU, M. Studiul metalelor. EDP, București, 1971.

18. OROWAN, E. Symp. on fatigue fracture of metals. J.Wiley, New York, 1972.
19. LEROY, A. The corrosion. Soudage et Techniques Connexes, vol.1 nr.9/10, 1983.
20. UHLING, H.H. Corrosion and Corrosion Control, vol.13. 1977.
21. PINNOW, K.E. Corrosion, Welding Journal, vol.49, nr.6, 1970.
22. GASPAR, M. Contribuții la optimizarea tehnologiilor de sudare oțelurilor aliate din structura echipamentelor hidroenergetice. Teză de doctorat, IPTV Timișoara, 1988.
23. CALBOREANU, GH. Realizarea unei înalte precizii dimensionale și calitative la piesele mari turnate din oțel. Metalurgia 33(1981) nr.1.
24. CALBOREANU, GH. Elaborarea și tratamentul termic al oțelului martensito-austenito-feritic pentru rotoarele monobloc al turbinelor Francis. Metalurgia 33(1981), nr.2.
25. x x x Prescripții de turnare a rotoarelor Pelton pentru CHE Lotru. UCMR-SA, 1983.
26. ANTON, I.ș.a. Asupra unui model al surpării bulelor cavitaționale. Conf. mașini hidraulice și hidrodinamică, vol.3, Timișoara, 1990.
27. BORDEIASU, I.ș.a. Comportarea cavitațională a oțelului inoxidabil utilizat la elice navale. Conf. mașini hidraulice și hidrodinamică, Timișoara, vol.3, 1990.
28. POPOVICIU, M.ș.a. Comportarea cavitațională a oțelurilor protejate prin vopsire cu rășini epoxidice. Conf. mașini hidraulice și hidrodinamică, vol.3, Timișoara, 1990.
29. x x x Buletin de examinare nr.C 9057/1. ISIM Timișoara, 1989. Contract UCMR nr. 393422/89.
30. x x x Prescripții de turnare a rotorului Francis pentru CHE Turnu Ruieni. UCMR-SA, 1983.
31. TIOC, I.ș.a. Rotor FUM 57,5 Brădișor. Certificat de inovator nr.119/1979.
32. TIOC, I.ș.a. Procedeu de realizare a rotoarelor de turbine Francis. Brevet de invenție, nr. 144408.
33. TIOC, I. Reparația prin sudare a rotoarelor turnate de turbine hidraulice. Lucrările celei de a VII-a conferințe de sudură și încercări de materiale, ISIM Timișoara, 1989.
34. BOFORS, NOHAB. Furnas power station Brazil. Nohab nr.762, Palmeblads, Göteborg.
35. Boving and Company Limited. El Chocon and Planicie Banderita

36. NOHAB. Fabricated Francis turbine runner.
37. DUMITRASCU, A.ș.a. Elaborarea, turnarea și tratamentul termic a unei mărci de oțel martensitic de tipul 13Cr, 4Ni, cu caracteristici mecanice ridicate și înaltă rezistență la cavitație destinat turnării paletelor pentru rotorii turbinelor Kaplan. UCMR, 1989.
38. SALAGEAN, T. MITELEA, I.ș.a. Metalurgia și sudarea oțelurilor inoxidabile. Institutul Politehnic "Traian Vuia" Timișoara, OIDICM, SID 104, 1990.
39. MICLOSI, V.ș.a. Sudarea prin topire a oțelurilor aliate. Editura Tehnică, București, 1970.
40. x x x Bofors Stainless Steels. AB Bofors, Sweden, 1964.
41. x x x Bofors Steels Stainless Cast Steel. AB Bofors, Sweden, 1961.
42. x x x Steels for Castings Technical Data. AB Bofors, Sweden.
43. x x x High strength stainless steel castings for water turbines. Creusot-Loire, S.E.I.C. Le Creusot, 6.71.
44. x x x Procedure de reparation par soudage manual de piece. Creusot-Loire, F01-S0-205, 1975.
45. x x x Cast Steel. Z5CN12-04-M-Level A. Neyerpic, Material Data Sheet 014-324, 1989.
46. x x x Weld. Classification and inspection. Neyerpic, Standard 028-300, 1986.
47. x x x Conditions d'execution. Neyerpic, PI-DP, 1987.
48. x x x Turbine Francis de mare putere produse de Uzina Metalurgică din Leningrad. Energomașinostroenie, URSS, Nr.7, 1968.
49. x x x Caiet de sarcini privind rotorii turnați pentru turbinele hidraulice din CHE Mărișelu. COSITEH Reșița.
50. x x x Proces verbal d'examen magnetique nr.5-278, Roue Francis Mărișelu nr.2. Creusot-Loire, 1975.
51. TRUSCULESCU, M.ș.a. Oțeluri inoxidabile și refractare. Ed. Facla, Timișoara, 1983.
52. MORARIU, ST. Transformări în îmbinările sudate ale oțelurilor. Ed. Facla, Timișoara, 1984.
53. FLESER, TR. Comportarea la solicitări mecanice și termice a îmbinărilor sudate eterogene. OIDICM, SID96, 1989.
54. POPOVITS, D.ș.a. Bimetale. Ed. Facla, Timișoara, 1982.
55. BEBEA, N. Metode pentru rezolvarea problemelor de optimizare. Ed. didactică și pedagogică, București, 1978.
56. CARTIS, I.GH. Tratamente termice. Ed. Facla, Timișoara, 1982.
57. SAFTA, V. Controlul îmbinărilor și produselor sudate vol.I. Ed. Facla, Timișoara, 1984.

58. ARGHILIADE, I.ș.a. Ferita delta în îmbinările sudate. OIDICM, FER, 1985.
59. MORARIU, ST. Influența elementelor chimice asupra proprietăților oțelurilor și ale îmbinărilor sudate. OIDICM, SID, 52, 1985.
60. PASCU, R. Considerații privind sudabilitatea materialelor metalice. ISIM Timișoara, 1982.
61. MORARIU, ST.ș.a. Investigations concerning the influence of weld and post-weld thermal cycles on the copper alloyed steels. Technical raport Nr.1225-82, IIS-IIW.IX.
62. SAFTA, V. Influența defectelor asupra rezistenței îmbinărilor sudate. Sinteză de informare documentară. OIDICM, SID 39, 1984.
63. GNIRSS, G. Rezolvarea problemelor de tehnica sudării cu ajutorul simulării ciclurilor termice de sudare. Essen, TU, Band 17, nr.3, 1976.
64. PASCU, R.ș.a. Eficiența stabilirii tehnologiei de sudare la oțelul 1,3MoDV prin metoda simulării ciclurilor termice. ISIM Timișoara.
65. x x x Cercetări în vederea elaborării unui electrod de tipul 16Cr6Ni destinat reparațiilor prin sudare la rotoarele turbinelor Pelton și Francis, cu caracteristici similare electrodului OK68.37. ISIM Timișoara, contract nr.1094/1983-1984.
66. HRELESCU, M.ș.a. Investigations on the susceptibility to stress relief cracking of the 22NiMoCr37 steel. Technical raport Nr.1092-78, IIS-IIW IX.
67. MORARIU, ST.ș.a. Simularea ciclurilor termice de sudare pe un oțel inoxidabil cu 2,2% cupru. Rev. Metalurgia, nr.1, 1981.
68. MORARIU, ST.ș.a. Cercetări privind susceptibilitatea la fragilizare prin reîncălzire a unui oțel inoxidabil aliat cu 2,2% cupru. Rev. Metalurgia, nr.2, 1981.
69. TRUSCULESCU, M.ș.a. Ferita în oțelurile inoxidabile austenitice. Rev. Metalurgia, nr.12, 1981.
70. PIRVU, GH. Realizarea benzilor din oțel cu structură bifazică ferito-martensitică avînd capacitate înaltă de deformare. Rev. Metalurgia, nr.12, 1981.
71. GADEA, S.ș.a. Metalurgie fizică și studiul metalelor, vol.III. Ed. didactică și pedagogică, București, 1983.
72. x x x Studiul bibliografic al efectelor conținutului de cupru asupra caracteristicilor mecanice ale metalului topit. Informare documentară. Sudare. OIDICM, nr.179-183, 1989.

73. x x x O variantă de optimizare a tehnologiei de sudare. Informare documentară. Sudare. OIDICM, nr.66-69, 1990.
74. BEJAN, I.ș.a. Fenomene apărute în funcționarea unor subansamble ale turbinelor hidraulice datorită suspensiilor din apă. Construcția de mașini, București, nr.4, 1986.
75. SALAGEAN, T. Tehnologia sudării metalelor cu arc electric. Ed. Tehnică, București, 1986.
76. x x x Caiet de sarcini privind rotorii turnați pentru turbinele hidraulice din CHE Mărișelu. ICPEH Reșița.
77. x x x Barajul și centrala hidroelectrică Kilickaya. Caiet de sarcini. Republica Turcia, Ministerul Energiei și Resurselor Naturale, Ankara, 1984.
78. KUCERA, J.ș.a. Zvaranie, col.16, 1967, nr.7-8.
79. x x x Oțel austenito-martensito-feritic și martensito-austenito-feritic, NI Nr.202-77, UCMR, 1977.
80. x x x Oțel anticoroziv TNi40Cr130 (T08CuMoMnNiCr125-T). LO3.130-0, CCSITEN Reșița, 1988.
81. x x x Optimizarea tehnologiei de tratament termic și a rezistenței la coroziune a oțelurilor inoxidabile pentru rotorii de la turbine hidraulice. Institutul Politehnic "Traian Vuia" Timișoara, Fac. de Mecanică, contract de cercetare științifică nr.212/1987.
82. PELESE, K.P. Contribution à l'étude de la soudabilité d'acier moulé au cuivre. Metaux, corrosion industrie, 1982.
83. BLAKE, P.D. Effects of cooper in welding mild and alloy steels. Metal constructions, Vol.2, nr.11, 1988.
84. DEBRAY, W. Reheat cracking in alloy steels. Metal Construction, nr.2 vol.2, 1986.
85. x x x STAS 7114-80.
86. x x x ASTM A 262-81.
87. x x x Elaborarea tehnologiei de sudare a rotorului turbinei Francis pentru Rîul Mare-Retezat utilizând oțelul T09 Cu MoMnNiCr-Ti. Contract nr.613/1979-1980, ICM Reșița- ISIM Timișoara, vol.I.
88. x x x Elaborarea tehnologiei de sudare a rotorului turbinei Francis pentru Rîul Mare-Retezat utilizând oțelul T09 Cu MoMnNiCr-Ti. Contract nr.613/1979-1980, ICM Reșița- ISIM Timișoara, vol. II.
89. x x x Comportarea la sudare a materialelor metalice. SID 116, OIDICM, 1992.
90. SALAGEAN, T. Tehnologia procedeelor de sudare cu arc electric.

- Editura Tehnică, București, 1985.
91. GERHARD,FR. Berechnung von Varwärmtemperaturen beim Schweißen. Schweißen und Schneiden, nr.4/1988.
 92. SALAGEAN,T. Oțeluri pentru structuri sudate. Ed. Facla, Timișoara 1974.
 93. x x x STAS 7194-79.
 94. MICLOSI,V.ș.a. Bazele proceselor de sudare. Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1982.
 95. PASCU,D.R. Considerații privind sudabilitatea materialelor metalice. Institutul de Sudură și Incercări de Materiale Timișoara, 1982.
 96. UWER,D. DEGENKOLBE,J. Thermal cycles. Doc. IIS/IIW-IX-987/1976.
 97. x x x Lassimulator, Prospect Smitweld, 1980.
 98. RIKALIN,N.N.ș.a. Fiziceskie i himiceskie problemi soedinenia raznorodnih materialov. Izvestia AN-SSSR, Negraniceskie materialy, vol.I, nr.1, 1965.
 99. ADAMS,C.M.Jr. Cooling rates and peak temperatures infusion welding. Welding journal, vol.37, nr.5, 1958.
 100. VINCKIER,A. Progress report of working group "Reheat Cracking". Doc.IIS/IIW, X 638-1971.
 101. x x x ASTM 6-696-1975, vol.IV, New York.
 102. KAMAZAWA,T.ș.a. A study on the brittle fracture initiation in the constrained structural member. Doc.IIS/IIW-619-1971.
 103. PASCU,D.R. Influența factorilor structurali asupra caracteristicilor tehnologice și proprietăților mecanice ale oțelurilor slab aliate pentru construcții sudate supuse tratamentului termic post-sudare. Teză de doctorat, București, 1983.
 104. GERU,N. Metalurgie fizică. Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981.
 105. SIMS,T.C. The Superalloys. A. Wiley, London, 1983.
 106. FARBAS,N. Metode moderne pentru examinări structurale. OIDICM, București, 1989.
 107. CIOCLOV,D. Mecanica ruperii materialelor. Editura Academiei, București, 1977.
 108. SAFTA,V. Controlul îmbinărilor și produselor sudate, vol.II, Editura Facla, Timișoara, 1986.
 109. SUZUKI,M. Cold cracking and its prevention in steel welding. Trans of the Japan Welding Society, nr.2, 1987.
 110. SALAGEAN,T. Statistica în sudură. MIT-E.ST.3.73.
 111. DRAGULESCU,D.ș.a. Statistica în sudură (culegere de probleme). MIT-E.BIT.3.1973.

112. SALAGEAN, T. Sudarea cu arcul electric. Editura Facla, 1977.
113. CIOARA, P. TIOC, I.ș.a. Studiu privind comportarea la sudare a oțelului T08CuMoMnNiCr 125-Ti. Contract nr.36/1990, UCMR-ISIM Timișoara.
114. x x x STAS 12181-84. Incercarea de duritate sub sudură.
115. x x x STAS 10882-84. Incercarea la fisurare la rece a îmbinărilor sudate din oțel sudate cu arcul electric.
116. x x x Catalog de materiale pentru sudare. ISIM-OIDICM, București, 1991.
117. x x x STAS 1400-75. Incercările metalelor. Incercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură în U.
118. x x x STAS 7511-81. Incercările metalelor. Incercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură în V.
119. CASTRO, R.ș.a. Métallurgie du soudage de aciers inoxydables et résistant au chaud. Dunod, Paris, 1968.
120. UWER, D., U.J. DEGENKOLBE. Kennzeichnung von Schweisstemperaturzykleinblick auf ihre Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen. Stahl v. Eisen 97 (1977), H.24, S120/07.
121. MITELEA, I. MILOS, L. TIOC, I.ș.a. Tratamente termice concomitente și ulterioare sudării oțelului T08 și T09. Contract de cercetare științifică nr.53/1991, UCMR-SA-Universitatea Tehnică Timișoara, Facultatea de Mecanică.
122. MITELEA, I. MILOS, L. TIOC, I.ș.a. La résistance à l'érosion cavitationnelle des joints soudés en aciers inoxydables martensitiques. Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom 37(51), Mecanica, 1992.
123. MITELEA, I. MILOS, L. TIOC, I.ș.a. On preheating opportunity in case of welding stainless steels with soft martensitic structure. Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom 37(51), Mecanica, 1992.
124. SURGEAN, I. Electrozi, fluxuri și sârme pentru sudare. Editura Facla, Timișoara, 1976.
125. SORSOROV, M.H.ș.a. Goriacil trescinî pri svarke jaroprocinîh splavov. Mașinostroenie, Moskva, 1973.
126. x x x Nichtrostende Zusatzwerkstoffe für das Verbindungsschweißen. Sandvik Stahl, 1989.
127. x x x STAS 1125/1-81. Electrozi înveliți pentru sudarea oțelurilor. Condiții tehnice generale de calitate.
128. x x x STAS 1125/5-87. Electrozi înveliți pentru sudarea oțelurilor inoxidabile. Tipuri și condiții tehnice de calitate.

129. x x x STAS 6662-87. Formele și dimensiunile rosturilor la sudarea manuală cu arc electric și cu gaze.
130. x x x STAS 492/1-85. Incercările metalelor. Incercarea de duritate Vickers HV5 pînă la HV100.
131. x x x STAS 5540/2-82. Incercări mecanice ale îmbinărilor sudate cap la cap. Incercarea la tracțiune.
132. MITELEA, I.ș.a. Materiale și tratamente termice pentru structuri sudate. Editura de vest, Timișoara, 1992.
133. x x x Oțeluri destinate tablelor de cazane și recipiente sub presiune pentru temperatură scăzută și ambiantă. STAS 2883/2-80.
134. x x x Piese din oțel forjate pentru cazane și recipiente sub presiune. STAS 1097/2-91.
135. x x x Determinarea incluziunilor nemetalice din oțeluri. Metode microscopice. STAS 5949-80.
136. POPOVICI, VL.ș.a. Utilajele sudării electrice. EDP, București, 1968.
137. POPOVICI, VL.ș.a. Sudarea oțelurilor aliate. Cursuri de perfecționare în domeniul sudării, vol.3, CNIT, MICM, București, 1970.
138. POPOVICI, VL.ș.a. Gaze în cusături sudate. Cursuri de perfecționare în domeniul sudării, vol.6, CNIT, MICM, București, 1970-1971.
139. POPOVICI, VL.ș.a. Tensiuni și deformații în îmbinări și construcții sudate. Cursuri de perfecționare în domeniul sudării, vol.8, CNIT, MICM, București, 1972.
140. ECHIM, I.ș.a. Tehnologii pentru sudarea prin topire a oțelurilor. Editura Tehnică, București, 1974.
141. ZGURA, G.ș.a. Tehnologia sudării prin topire. EDP, București, 1983.
142. POPOVICI, VL.ș.a. Ghidul lucrărilor de sudare, tăiere, lipire. Scrisul românesc, Craiova, 1984.
143. MILOS, L. Studiul straturilor intermediare folosite la sudarea și încărcarea oțelurilor aliate. Teză de doctorat, IPTV Timișoara, 1987.
144. RADOI, M.ș.a. Recondiționarea pieselor. Editura Tehnică, București, 1986.
145. BERINDE, V.ș.a. Remanierarea pieselor cu defecte de turnare. Editura Tehnică, București, 1979.
146. BEJAN, I. TIOC, I.ș.a. Procedeu de realizare a rotoarelor de turbine hidraulice Francis de mari dimensiuni. Dosar de inovație nr.1/1993, UCMR-SA.

147. x x x Schweisszusatzwerkstoffe für nichtrostende Stähle GRINOX/GRILLOY. MESSER-LINCOLN, 1991.
148. x x x Welding guide, Böhler welding technology, 1989.
149. x x x Filler materials for manual and automatic welding. ESAB Welding Handbook, 1991.
150. x x x Stab-Electroden. Oerlikon Schweisstechnik GmbH, 1/89.
151. x x x Ultraschallprüfungen an austenitischen Schweissverbindungen SD 227. KRAUTKRAMER GMBH, Köln.
152. SAFTA, V. Controlul îmbinărilor și produselor sudate, vol.I. Editura Pacla, Timișoara, 1994.
153. DOHIGA, V. Tehnici radiografice speciale. Editura Tehnică, București, 1989.