

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

ing. Lupescu Iulius

Cercetarea comportării îmbinărilor sudate
din oțeluri carbon și slab aliate la coroziunea
fisurantă sub tensiune, cu aplicații în cons-
trucția recipientelor.

TEZA DE DOCTORAT

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

Conducător științific:
Prof. dr. doc. ing. Popovici Vladimír

INSTITUTUL POLITEHNIC TIMIȘOARA	
BIBLIOTECA	
CENTRALĂ	
Volumul Nr.	472.255
Data	3.4.81 lit. 9

- 1981 -

C U P R I N S
=====

	Pag.
1. INTRODUCERE	1
2. RECIPIENTE SFERICE	3
2.1. Decorarea recipientelor sferice	3
2.2. Probleme ridicate de execuția recipientelor sferice.	10
2.3. Medii tehnologice depozitate în recipiente sferice.	11
2.3.1. Amoniaci	12
2.3.2. Hidrocarburi	13
2.3.3. Hidrogenul sulfurat	13
2.3.4. Hidrogenul	15
2.4. Probleme determinării comportării la coroziune fisurată sub tensiune	16
2.5. Ruperi fragile	18
3. ANALIZA INFLUENȚEI UNOR FACTORI FRAGILIZANȚI ASUPRA RUPERILOR FRAGILE ȘI A FENOMENULUI DE COROZIUNE FISURATA SUB TENSIUNE.	21
3.1. Avarii la recipiente	21
3.1.1. Avarii care au avut la bază ruperi fragile.	21
3.1.2. Avarii care au avut la bază fenomenul de coroziune fisurată sub tensiune.	22
3.1.3. Concluzii asupra avariilor analizate	30
3.2. Mecanismul formării și dezvoltării fisurilor, ca urmare a efectului fragilizant al hidrogenului și al fenomenului de coroziune fisurată sub tensiune	31
3.2.1. Analiza teoriilor care explică fragilitatea determinată hidrogenului	32
3.2.2. Mecanismul electrochimic.	37
3.3. Influența compoziției chimice.	40
3.3.1. Carbonul	41
3.3.2. Manganul	47
3.3.3. Siliciul	49
3.3.4. Fosfor	49

3.3.5. Sulf	50
3.3.6. Titan	50
3.3.7. Alumina	50
3.3.8. Vanadiu	51
3.3.9. Nichel	53
3.3.10. Niobiu	57
3.3.11. Azot	57
3.3.12. Analiza globală a elementelor care formează compoziția chimică a unui oțel.	58
3.3.13. Carbonul echivalent	58
3.4. Influența impurităților	59
3.5. Influența calității îmbinărilor sudate	62
3.6. Influența structurii	64
3.7. Influența tensiunilor	65
3.7.1. Influența tensiunilor remanente în cazul oțelurilor slab aliate și aliate.	66
3.7.2. Influența formei îmbinării sudate	67
3.7.3. Influența concentratorilor de tensiune.	69
3.7.4. Influența operației de polizare	72
3.8. Fragilizarea prin îmbătrânire	73
3.9. Influența scăderii temperaturii.	75
3.10. Factorii fragilizanți caracteristici îmbinărilor în colț	77
3.10.1. Influența defectelor de rădăcină asupra formării fisurilor.	78
3.10.2. Concluzii asupra posibilității formării defectelor de rădăcină.	81
3.10.3. Alte defecte specifice îmbinărilor în colț.	85
3.10.4. Analiza îmbinărilor în colț specifice recipientelor sferice	88
3.10.5. Analiza soluțiilor pentru îmbinarea racordurilor	91
3.11. Temperatura mediului ambiant	91
4. INFLUENȚA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA FENOMENELOR DE FRAGILIZARE ȘI DE COROZIUNE FISURANȚA SUB TENSIUNE	95
4.1. Analiza modificărilor proprietăților mecanice în metalul îmbinării în comparație cu metalul de bază	95
4.1.2. Reziliența la temperaturi negative	96
4.1.3. Rezistența de rupere la tracțiune	99
4.1.4. Îndoirea	102

4.2. Cercetări în vederea alegerii metalului de bază	103
4.2.1. Condiții impuse metalului de bază.	103*
4.2.2. Cercetări asupra oțelurilor utilizate pentru confecționarea recipientelor.	105
4.3. Cercetări în vederea alegerii materialelor de adaos	117
4.3.1. Condiții impuse la alegerea materialelor de adaos.	117
4.3.2. Analiza mărcilor de electrozi propuse pentru a fi utilizate la surarea recipientelor sferice.	119
4.3.3. Cercetări pentru stabilirea calității electrozilor de fabricație indigenă, EB-3	120
4.4. Cercetări pentru stabilirea tratamentului termic optim	126
4.4.1. Influența detensionării asupra coroziunii fisurante sub tensiune	126
4.4.2. Verificarea susceptibilității de fragilizare la detensionare.	126
4.4.3. Necesitatea efectuării tratamentului termic.	128
4.4.4. Situațiile în care recipientele sferice sînt tratate termic.	130
4.4.5. Cercetări pentru stabilirea temperaturii optime de tratament termic	132
4.4.6. Alegerea diagramei de tratament termic	142
4.4.7. Schema de tratament termic aplicată recipientelor sferice, executate de Intr.23 August	142
4.5. Cercetări pentru stabilirea temperaturii de preîncălzire la sudarea oțelurilor cu granulație fină.	145
4.5.1. Cantitatea de căldură introdusă la sudare.	147
4.5.2. Verificarea temperaturii de preîncălzire prin proba C.S.S.	152
4.5.3. Influența temperaturii de preîncălzire asupra valorii rezilienței	156
4.6. Examinarea zonei influențate termic	156

4.7. Influența paracentrilor regimului de sudare	160
4.7.1. Diametrul electrodului	160
4.7.2. Curentul de sudare	162
4.7.3. Numărul de treceri	163
4.7.4. Așezarea straturilor în rost	174
4.7.5. Ordinea de sudare în lungul îmbinării.	175
4.8. Analiza probelor de coroziune fisurată sub tensiune	177
4.8.1. Scopul încercărilor	177
4.8.2. Metode de determinare	177
4.8.3. Verificarea sensibilității la coroziune fisurată sub tensiune după metoda cu aplicarea unei deformări constatate.	184
4.8.4. Verificarea sensibilității la coroziune fisurată sub tensiune după metoda cu aplicarea unei sarcini constante	193
4.9. Măsurii pentru diminuarea fenomenului de coroziune fisurată sub tensiune	195
4.9.1. Metode bazate pe reducerea tensiunilor remanente	196
4.9.2. Metode bazate pe micșorarea intensității coroziunii.	197
4.9.3. Metode bazate pe schimbarea compoziției aliajului	197
5. CONSIDERATII ASUPRA TEHNOLOGIEI DE SUDARE	198
5.1. Analiza principalelor măsuri tehnologice aplicate la sudarea recipientelor aeriice	198
5.2. Realizarea segmentelor în într."23 August"	199
5.3. Ordinea de montaj și sudare	202
5.4. Controlul îmbinărilor sudate.	207
6. ASPECTE ECONOMICE	209
7. CONSIDERATII FINALE SI CONTRIBUTII ORIGINALE.	210
7.1. Concluzii	210
7.2. Contribuții originale	212
7.3. Obiective de perspectivă	213
9. BIBLIOGRAFIE	214
10. ANEXE	214



I N T R O D U C E R E
= = = = =

Industria chimică și petrolieră a cunoscut și cunoaște o dezvoltare importantă în țara noastră.

Dezvoltarea acestor ramuri industriale a impus necesitatea depozitării produselor petroliere, a gazelor naturale, a materiilor prime necesare procesului de producție, precum și a unor produse intermediare rezultate în procesul de producție. Această necesitate a condus la realizarea de recipiente cilindrice și sferice de capacitate din ce în ce mai mari. În ceea ce privește mijloacele de depozitare a gazelor lichefiate, s-a ajuns la concluzia că cea mai potrivită formă a mantalei recipientului este sfera, în primul rând pentru economia de metal care se realizează.

Un alt mijloc de economisire a metalului îl constituie utilizarea de oțeluri cu proprietăți mecanice superioare. Au căpătat răspândire oțelurile cu granulație fină, la care proprietățile mecanice se obțin fără utilizarea unor elemente de aliere deficitare. Lipsa elementelor de aliere face ca aceste oțeluri să se sudeze relativ bine. În R.S.R., cel mai răspândit oțel din această categorie, este oțelul cu rezistența minimă de rupere la tracțiune de 510 N/mm^2 care însumează o serie de proprietăți mecanice superioare, combinată cu o comportare bună la sudare.

Odată cu utilizarea acestor oțeluri, au început să apară mai frecvent avarii datorită ruperilor fragile și a fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune. Pe măsură ce crește rezistența de rupere la tracțiune a oțelului, crește și sensibilitatea lui la fragilizare și la coroziune fisurantă sub tensiune. Aceste fenomene sînt mai puțin frecventate la oțelurile cu rezistență mai mică. Avînd în vedere această sensibilitate, se poate spune că, în anumite condiții, oțelul are numai aparent o comportare bună la sudare. Deși, în procesul de sudare se comportă bine, ulterior, în exploatare, poate ridica destul de multe probleme.

Ruperile fragile, prezintă un pericol foarte mare pentru structurile sudate, în special pentru recipiente, care, de obicei, sînt amplasate în mijlocul unor rafinării sau combinate chimice. Pentru recipientele care lucrează cu medii tehnologice care favorizează coroziune² fisurantă sub tensiune, apare un pericol suplimentar, care poate conduce la avarii grave în exploatare. Un pericol deosebit apare în cazul în care aparatele sînt exploatate la presiuni ridicate, la temperaturi înalte și cînd conțin medii toxice.

Asemenea defecte apar foarte frecvent în conductele pentru transportul țițeiului, în special când acesta are un conținut ridicat de H_2S .

Defectele produse ca efect al coroziunii fisurante sub tensiune, prezintă una din cele mai periculoase forme de deteriorare a aparatelor din industria chimică, petrolieră, metalurgică, etc. Coroziunea fisurantă sub tensiune reprezintă o formă specifică de deteriorare a metalelor, dependentă de caracteristicile mecanice, compoziția chimică, proprietățile mediului tehnologic, existența impurităților în mediul depozitat, parametrii de exploatare, etc.

Deși statisticile sînt incomplete, în țările industriale pagubele produse de avariile datorate coroziunii fisurante sub tensiune sînt uriașe.

În prezenta lucrare se face o analiză a datelor referitoare la problemele de rupere fragilă și coroziune fisurantă sub tensiune acumulată în perioada execuției podului rutier Giurgeni-Vadu Oii și a recipientelor sferice, precum și din cercetările efectuate cu aceste ocazii.

Lucrarea este împărțită în șase capitole.

În capitolul doi se face o prezentare a recipientelor sferice și a mediilor tehnologice depozitate în ele.

Capitolul trei prezintă factorii principali care influențează ruperea fragilă și coroziunea fisurantă sub tensiune. Sînt analizate teoriile cu privire la mecanismul formării și dezvoltării fisurilor ca urmare a efectului fragilizant al hidrogenului și al fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Capitolul patru cuprinde cercetările efectuate pentru stabilirea influenței factorilor tehnologici asupra fenomenelor de fragilizare și de coroziune fisurantă sub tensiune.

În capitolul cinci sînt prezentate rezultatele unor cercetări efectuate în vederea determinării rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune a materialelor analizate.

Problemele legate de eficiența economică sînt prezentate în capitolul șase.

Ultimul capitol cuprinde concluziile finale care rezultă din cercetările efectuate, enumerarea contribuțiilor originale și propuneri pentru continuarea cercetării.

O parte din lucrări au fost executate în colaborare cu I.S.I. M. Timișoara, T.M.U.Ch.B., Intr. 23 August, Intr.Vulcan, T.C.M.R. I.C., etc. cărora autorul le aduce pe această cale mulțumiri.

2. Recipiente sferice.

2.1. Descrierea recipientelor sferice.

Adaptarea fermei sferice în construcția recipientelor pentru industria chimică și petrolieră a rezultat din necesitatea depozitării unor volume de gaze și lichide, din^{ce} în ce mai mari. Sfera este forma geometrică care, în construcția de recipiente, prezintă, față de alte forme, mari avantaje, rezultate din consumul redus de metal, din repartizarea uniformă a eforturilor rezultate în parte din acțiunea presiunilor interioare.

În condiții identice de lucru (presiune și temperatură) și la capacități egale, un recipient sferic are pe unitate de volum o suprafață mai mică și o grosime a peretelui aproape pe jumătate, față de un recipient cilindric.

Faptul că, amplasarea diferitelor accesorii în interiorul recipientelor sferice și că organizarea fluxului agenților de reacție sînt foarte dificile, a făcut ca utilizarea acestor recipiente, să fie recomandată pentru depozitarea lichidelor și gazelor, iar faptul că execuția - în comparație cu a recipientelor cilindrice - este mai complicată și mai costisitoare, a făcut ca recipientele sferice să fie indicate numai pentru capacități mai mari de 500 m.c.

La noi în țară, construcția recipientelor sferice a început din anul 1962, cînd la Reșița s-au executat primele recipiente de 600 m.c. pentru depozitarea gazelor lichefiate.

În anul 1963, la întreprinderea 23 August din București, a început fabricarea recipientelor sferice de 1000 m.c., destinate depozitării amoniacului lichid, iar în prezent sînt în execuție recipiente de 1000 m.c., 1800 m.c. și 3000 m.c., pentru depozitarea gazelor lichefiate.

În figura 1 este prezentat un recipient sferic de 1000 m.c. și în figura 2 un parc de recipiente sferice. Diametrul recipientului de 1000 m.c. este de 12.400 mm, al recipientului de 1800 m.c. de 15.100 mm și al celui de 3000 m.c. de 17.900 mm.

În prima fază recipientele de 1000 m.c. se executau din 168 segmenti dispuși în șase zone. Împărțirea sferei era făcută după plane paralele și meridiene, fig.3. Segmentii erau realizați prin ambutisare la cald, în regim de normalizare, după prelucrarea prin tăiere cu exigență a centurului trasat în prealabil după un șablon.

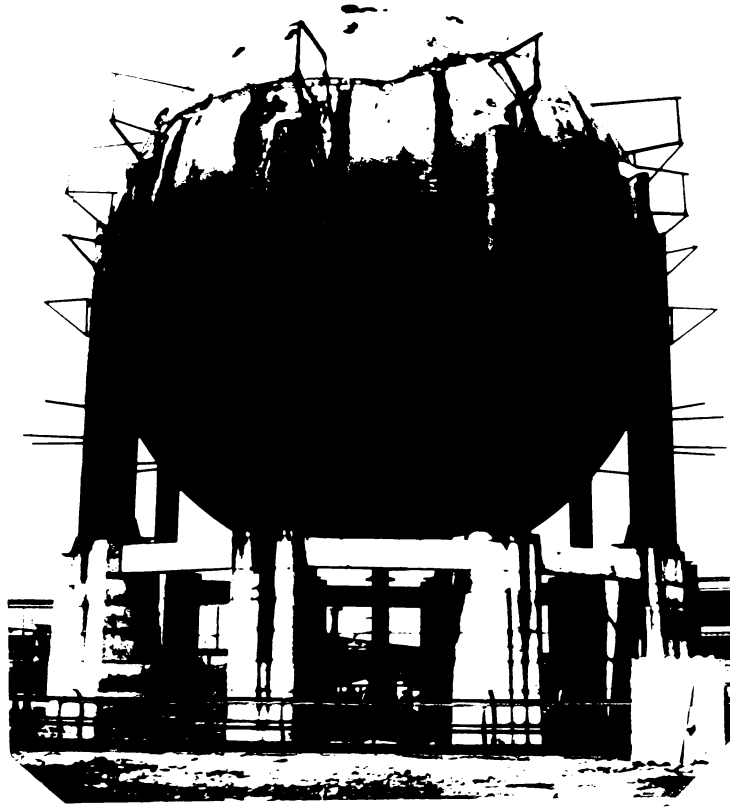


Fig.1. Rezervor sferic de 1000 m.c.

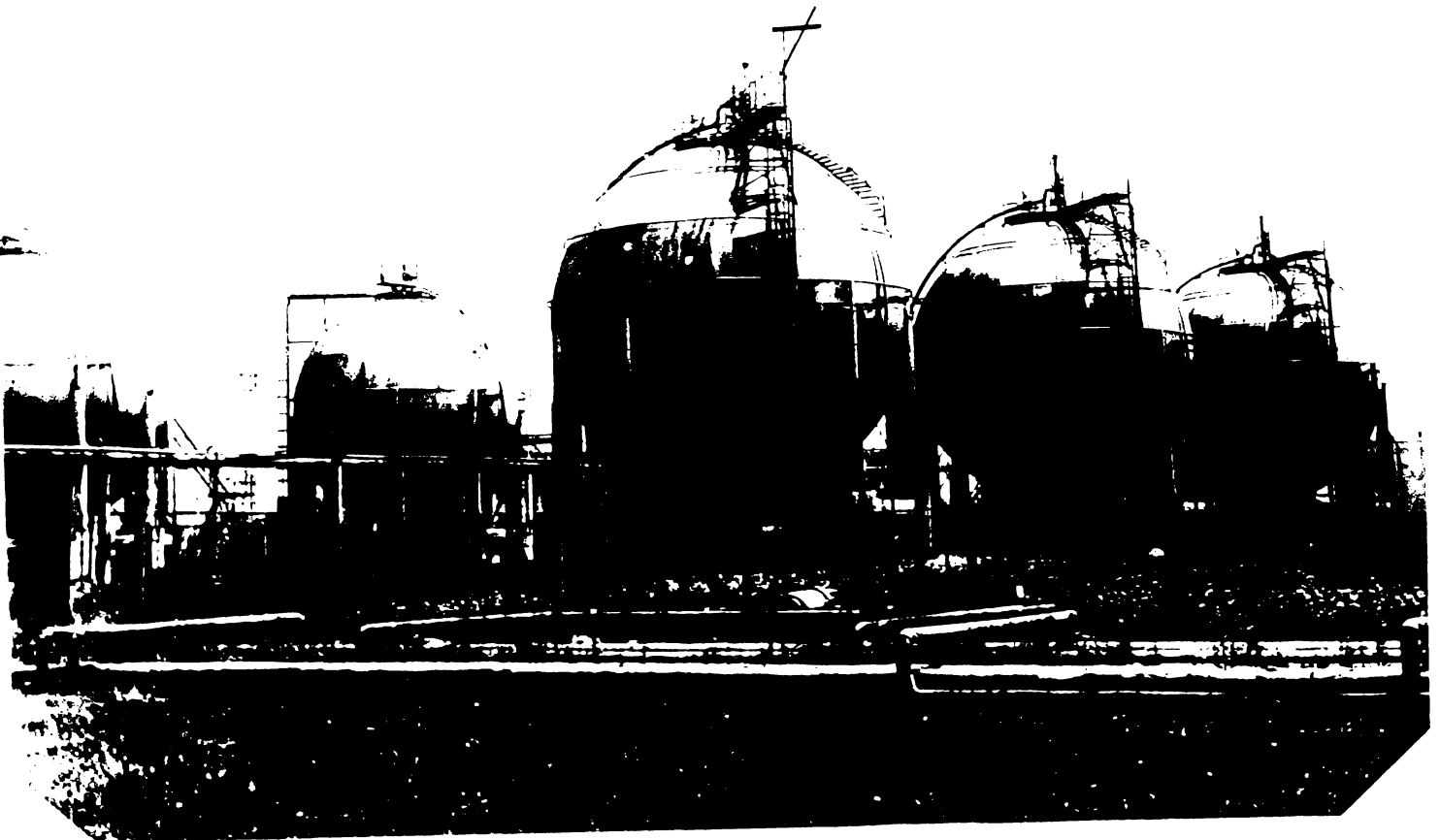


Fig.2. Parc de recipienti sferice.

1987
28.11.1987

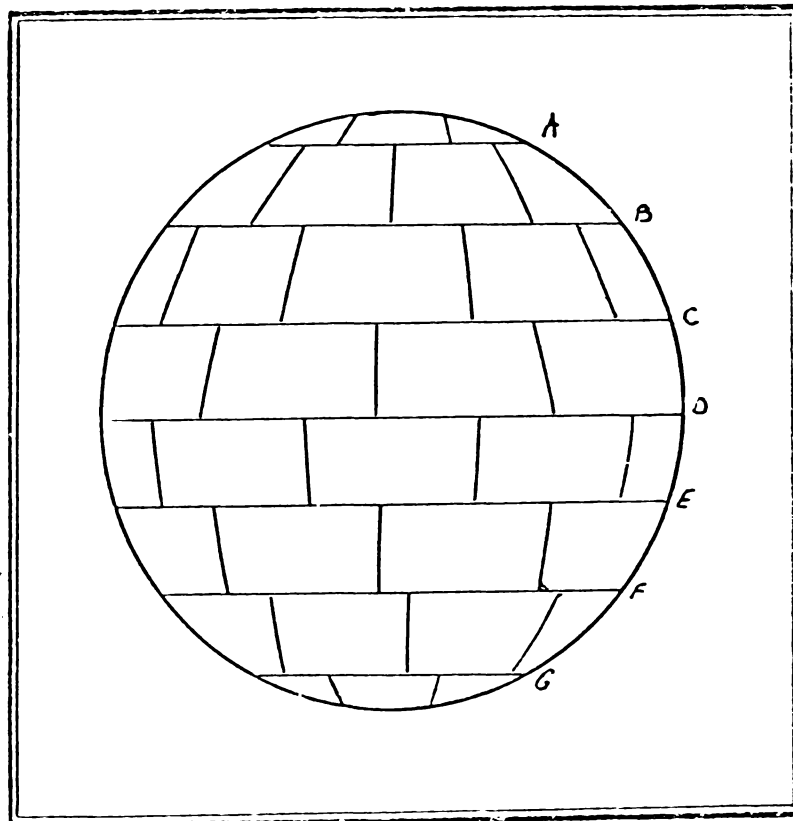


Fig.3. Principiul de împărțire a sferei după plane paralele și meridiane.

Numărul mare de segmente a rezultat din dimensiunile de gabarit, relativ mici, ale segmentelor, dimensiuni care au fost limitate de deschiderea preseii de ambutisare. Ulterior, s-a trecut la realizarea segmentelor prin reluare la rece, pe un valț cu role profilate special. Acest lucru a permis reducerea numărului de segmente la 34 și reducerea lungimii totale a sudurii de la circa 600 m la circa 340 m. Cu această ocazie s-a realizat și o nouă geometrie a segmentelor, numai după plane meridiane, fig.4.

Această împărțire are avantajul reducerii deșeurilor la debitarea segmentelor care compun sfera. În ambele variante, sferele de 1000 m.c. se sprijină pe șase picioare, din țeavă, contravintuite prin tiranți. În prima variantă, sprijinirea era subecuatorială, iar în a doua variantă ecuatorială. Fiecare picior se prinde direct de mantaua sferică, prin sudare.

În funcție de presiunea interioară, grosimea pereților recipientelor sferice este cuprinsă între 20-45 mm.

Pentru anumite medii depositate se pot atinge temperaturi negative, până la minus 50°C (223°K).

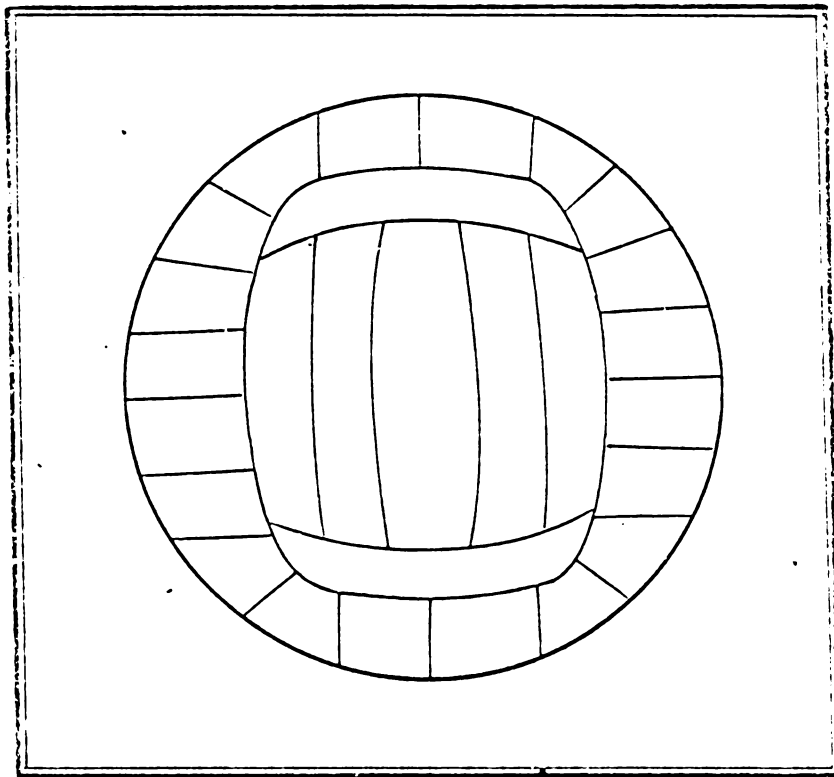


Fig.4. Principiul de împărțire a sferei numai după plane meridiane.

Primele recipiente sferice au fost executate dintr-un oțel pentru construcții, de proveniență sovietică, VSt 3, cu limita minimă de curgere 230 N/mm^2 . Ulterior, punându-se problema ridicării presiunii interioare și din dorința de a menține grosimea peretelui între limitele la care nu se impune aplicarea unui tratament termic, al întregului recipient, s-a ales un oțel cu granulație fină, cu limită minimă de curgere de 350 N/mm^2 . Alegerea unui oțel cu limită de curgere mai ridicată ar fi complicat problemele legate de tehnologia de sudare. Totuși, câteva recipiente s-au executat și dintr-un oțel cu granulație fină, cu limita de curgere mai ridicată, minimum 480 N/mm^2 . Ulterior, datorită greutăților apărute la sudare, s-a renunțat la acest oțel.

În tabelele 1 și 2 sînt trecute în revistă oțelurile care au fost utilizate pentru fabricarea recipientelor sferice, indicîndu-se și compoziția lor chimică și respectiv proprietățile lor mecanice.

Înlocuirea oțelului usual, OL 37, cu un oțel de rezistență superioară, a oferit posibilitatea reducerii greutății proprii a structurii sudate.

Tabelul nr.1

Compoziția chimică a oțelurilor utilizate pentru
executarea recipientelor aeriice.

Denumirea oțelului	C	Mn	S	Si	P	Ni	Al	V	As	Cr	Cu	N
V St 3 U.R.S.B.	0,14-0,20	0,35-0,65	-	0,12-0,30	-	-	-	-	-	-	-	-
VB 60 AK R.F.G.	≤ 0,20	1,00-1,50	≤ 0,04	0,10-0,50	≤ 0,04	-	-	≤ 0,08	-	-	-	0,08- 0,02
Introtub 52 Italia.	≤ 0,21	1,40	≤ 0,03	≤ 0,40	≤ 0,03	-	-	-	-	-	-	-
BH 36 B C.S.G.	≤ 0,16	1,10-1,60	≤ 0,025	≤ 0,40	≤ 0,025	-	-	≤ 0,10	-	-	-	-
BH 36 B R.F.G.	≤ 0,18	0,90-1,60	≤ 0,030	0,1-0,5	≤ 0,030	-	≥ 0,015	≤ 0,08	-	-	-	-
B52-7 a/S.1 C.S.G.	≤ 0,20	1,05-1,65	≤ 0,040	0,15-0,30	≤ 0,040	-	-	≤ 0,15	-	-	-	-
14Mn13A "23 August"	0,10-0,18	0,90-1,60	≤ 0,03	0,20-0,50	≤ 0,030	≤ 0,30	-	≤ 0,06	≤ 0,06	≤ 0,30	≤ 0,30	-
BH 51 B R.F.G.	≤ 0,20	1,20-1,70	≤ 0,03	0,10-0,50	≤ 0,030	0,50- 0,80	-	0,10 0,22	-	-	-	-
RV 52 C.S.G.	≤ 0,18	1,10-1,60	≤ 0,02	0,17-0,45	≤ 0,02	≤ 0,03	≥ 0,02	≤ 0,05	≤ 0,06	0,03	≤ 0,02	≤ 0,012

Proprietățile mecanice a oțelurilor
utilizate pentru executarea recipientelor sferice.

Tabelul 2

Denumirea oțelului.	Resis- tența de ru- pere la tracțiune R_m N/mm ²	Limita de curgere R_e N/mm ²	Alungirea A pentru $L_0=5,65\sqrt{S_0}$ %	Reziliența KVC 300/2	
				Minus 40°C (233°K)	Minus 50°C (223°K)
V St 3	370-460	230-260	-	-	-
FB50AK	490-610	≥ 350	$\frac{1200}{R_m}$	-	KVC 300/3 minus 60°C (213°K) 54
Idrotub 52	490-610	≥ 350	$\frac{1200}{R_m}$	39	34
BH 36 S RFG	490-630	≥ 350	≥ 22	39	34
BH 36 S GSG	490-620	≥ 350	$\frac{1200}{R_m} > 16$	39	-
R52-7a/ S1	510-610	≥ 350	≥ 20	-	34
14Mn13A	490-630	≥ 300	≥ 22	39	-
KV 52	480-620	≥ 350	≥ 22	-	34
BH51B RFG	610-770	≥ 480	≥ 16	34	-

Pentru recipientele sferice s-a ales un oțel slab aliat cu limita de curgere "Re" cât mai ridicată, o reziliență, pe epruvete cu creștătură în V (KV), la valoarea minimă de 34 j/cm², la cea mai scăzută temperatură de exploatare. Asemenea proprietăți se pot realiza prin utilizarea unor oțeluri cu granulație fină.

Recipientele sferice au fost executate atât prin sudare automată sub strat de flux, cât și prin sudare manuală cu electrozi înveliți. În prima fază, atât materialele de bază, cât și cele de adaos erau impertate. În prezent, aceste materiale au fost asimilate în R.S.R., renunțându-se la impert. În tabelele 3 și 4 sînt trecute în revistă materialele de adaos utilizate la sudare, împreună cu compoziția lor chimică și respectiv proprietățile lor mecanice.

Compoziția chimică a metalului depus cu
materiale de adaos utilizate pentru sudarea recipien-
teler sferice.

Tabelul 3

Denumirea materialelor.	Compoziția chimică, %						
	C	Mn	Si	Ni	S	P	Cu
Electrozi SUPERBAZ.	0,05- 0,10	0,50- 1,10	0,25- 0,80	-	max. 0,04	max. 0,04	-
Electrozi TENABAZ	0,10	0,80- 1,10	0,25	0,8	max. 0,03	max. 0,03	-
Electrozi NIBAZ 55	0,05- 0,09	0,80- 1,20	0,20- 0,45	0,50- 0,80	max. 0,03	max. 0,03	-
Electrozi 46 1 SHV 1.	0,06	1,40	0,25	1,00	-	-	-
Sîrmă T2eN1(S2N1)	0,13	1,05	0,18	0,93	0,018	0,017	0,20
Metal depus cu sîrmă T2eN1 și flux OP40TF.	0,11	0,91	0,23	0,89	0,014	0,019	-
Electrozi EB3.	max. 0,1	1,0 1,3	max. 0,4	1,00 1,40	max. 0,025	max. 0,025	-
Electrozi ULTRAHERME 60.	0,06	1,8	0,25	0,60	-	-	-

Proprietățile mecanice ale metalului
depus cu materiale de adaos utilizate pentru sudarea
recipientelor sferice.

Tabelul 4

Marca electrodului sau combinația sîrmă-flux	Proprietăți mecanice.					
	Rezistența la rupere la tracțiune R_m N/mm ² (kgf/mm ²)	Limita de curgere $R_{0,2}$ N/mm ² (kgf/mm ²)	Alungirea A pentru $L_0=5,65\sqrt{S_0}$ %	Resiliența KCV 300/2 1/cm ² (kgf/cm ²) +20°C (-293°K) -40°C (-233°K) -60°C (-213°K)		
0.	1.	2.	3.	4.	5.	6.
Electrozi Superbas	510-550 (52-56)	450-470 (44-48)	26	140 (18)	40 (5)	-

0.	1.	2.	3.	4.	5.	6.
Electrozi Tenabas	min. 500 (51)	min. 420 (43)	24		28 (3,5)	-
Electrozi Nibas 55	510-570 (52-58)	430-510 (44-52)	22	140 (18)	60 (7,5)	-
Electrozi 4618HV1	579-647 (59-66)	500-569 (51-58)	23-28	141-172 (18-22)	-	-70°0(203°K) 80 (10)
Electrozi EB 3	530-590 (54-60)	470-530 (48-54)	25	-	min. 100 (13)	min. 60. (7,5)
Electrozi Ultra- therme 6e	550-608 (58-62)	470-530 (48-54)	24-28	125-235 (15-30)	65-95 (8-12)	47-80 (6-10)
Sirmă T20N1 Flux OP40TT	570-590 (58-60)	470-510 (48-52)	28-34	155 (20)	50 (6,5)	-

Pentru a ușura operația de asamblare pe șantier, în întreprinderea 23 August se efectua un prementaj. Prementajul se execută pe zone. Ulterior prin îmbunătățirea preciziei de execuție a segmentilor, s-a putut renunța la această operație cu volum mare de muncă.

Tehnologia de asamblare și sudare pe șantier a avut în vedere asamblarea senelor într-o asemenea ordine, încât să se permită o contracție liberă a sferei în timpul operației de sudare, ceea ce are ca rezultat introducerea unui volum minim de tensiuni.

2.2. Probleme ridicate de execuția recipientelor sferice.

Dimensiunile mari ale recipientelor sferice ridică o serie de probleme legate atât de execuție cât și de montaj, cum ar fi:

1. Alegerea judicioasă a materialelor și dimensionarea rațională a grosimii peretelui.

2. Alegerea calității materialului, în așa fel încât să nu se depășească grosimea de 30 mm, grosime peste care se impune, conform instrucțiunilor ISCIR, efectuarea unui tratament termic de recădere pentru detensionare.

3. Având în vedere că în exploatare mediul depositat poate ajunge la temperaturi scăzute, până la minus 50°C, se impune alegerea unui metal de basă și a unor materiale de adaos, care să nu devină fragile la aceste temperaturi.

4. Alegerea unei tehnologii de sudare care să nu favorizeze apariția factorilor fragilizanți.

5. Pentru a putea răspunde punctelor 2-4 se impune utilizarea unor materiale de bază și de adăos, cu limită de curgere ridicată și cu pragul de fragilizare la temperaturi scăzute.

6. Probleme legate de efectuarea tratamentului termic al întregului recipient, atunci când grosimea peretelui este mai mare de 30 mm, sau când există pericolul de coroziune fisurantă sub tensiune.

7. Problema tăierii segmentelor cu o asemenea precizie, încât să se poată elimina prementajul, care este o operație foarte greoaie.

8. Depozitarea anumitor gaze lichefiate favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

În consecință se impune ca tehnologia de execuție să fie astfel concepută, încât să evite posibilitatea apariției acestui fenomen.

2.3. Medii tehnologice depositate în recipientele sferice.

În recipientele sferice executate de Intreprinderea 23 August, se depozitează diferite medii tehnologice sub formă de gaze lichefiate, cum ar fi: butanul, propanul, butilena, metanul, amoniacul, etc.

Compoziția chimică a mediului tehnologic prezintă un grad mare de nesiguranță, deoarece nu totdeauna componentele principale, care de regulă sînt cunoscute, constituie cauza principală a fenomenelor de coroziune, sub toate formele lor, ci componentele secundare și impuritățile, care sînt parțial necunoscute sau a căror concentrație oscilează între anumite valori. În același timp, în procesul tehnologic, pot apărea variații însemnate de concentrație, de presiune și temperatură. În interiorul unui recipient mediul tehnologic se găsește în două stări: lichidă și gaseasă. Volumul ocupat de mediul lichid și cel gaseos variază în funcție de volumul depositat, de temperatură și de presiune.

Un lichid ce umple parțial un recipient închis este în echilibru cu vaporii săi. Acele molecule ale lichidului care sînt animate de viteze mai mari decît viteza medie părăsesc suprafața lichidului și trec în stare de vaporii. Invers, moleculele din faza de vaporii, ce vin în cursul mișcării lor în contact cu suprafața lichidului, revin la starea lichidă. La echilibru, numărul moleculelor ce se vaporizează este egal cu al moleculelor ce se lichefiază. La o temperatură constantă, presiunea de vaporii rămîne constantă.

În concluzie, în același recipient produsul depozitat se găsește în două stări: lichidă și gazoasă.

Fână în prezent, cele mai cunoscute medii care favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune în oțelurile carbon sînt mediile care conțin NO_3^- , OH^- , CO_3^- , HCO_3^- , NH_3 și H_2S umed.

În principal, sînt cunoscute coroziunea în medii alcaline și coroziunea în medii acide.

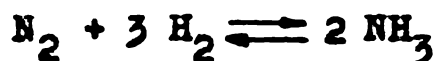
Coroziunea se dezvoltă atunci, cînd apare posibilitatea pătrunderii hidrogenului din mediul tehnologic depozitat, în metalul recipientului.

2.3.1. Amoniacul (NH_3)

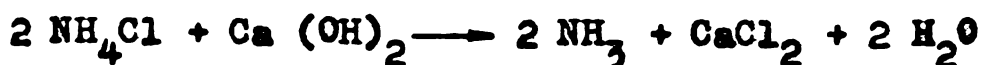
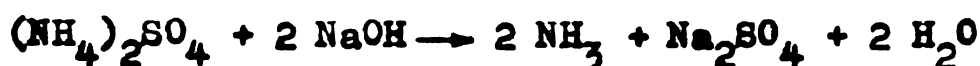
Amoniacul este un gaz incolor, cu miros puternic înecăcios. Masa sa moleculară este 17. Este deci mai ușor decît aerul (masa moleculară medie a gazelor din aer fiind 28,9).

Amoniacul se lichefiază prin comprimare și se conservă în această stare. Este foarte solubil în apă. Un litru de apă dizolvă circa 1100 litri amoniac, la temperatura de $+20^\circ\text{C}$ (293°K).

Se obține direct prin combinarea cu hidrogenul, după următoarea reacție:



sau din săruri de amoniac tratate cu baze:



Acidul cel mai tare care poate exista în amoniacul lichid este ioniul de amoniac NH_4^+ . Acesta reacționează cu metalele, degajînd hidrogen (H_2).

Principala utilizare a amoniacului, este la fabricarea de îngrășăminte agricole. Majoritatea acestora conțin, drept componentă activă, azotatul de amoniu, obținut din amoniac și acid azotic.

Principalele constante fizice sînt indicate în tabelul 5.

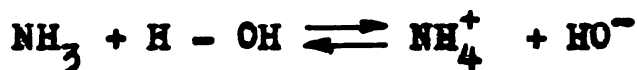
Tabelul 5

Principalele constante fizice ale amoniacului

- Punctul de fierbere	$-33,35^\circ\text{C}$ ($239,65^\circ\text{K}$)
- Punctul de topire	$-77,7^\circ\text{C}$ ($195,3^\circ\text{K}$)
- Densitatea (gas la $25^\circ\text{C} = 298^\circ\text{K}$)	0,771 g/l

- Densitatea (lichid la punctul de fierbere)	0,681 g/cm ³
- Temperatura critică	132,7° C (405,7°K)
- Presiunea vaporilor (la 20° C = 293°K)	8,5 barri

Amoniacul reacționează cu apa pînă la stabilirea unui echilibru:



2.3.2. Hidrocarburile.

Hidrocarburile din gazele naturale și din petrol joacă un rol de prim rang în economia mondială actuală. Ele constituie o importantă materie primă pentru cele mai variate industrii chimice.

Petrolul este un amestec complex de numeroase hidrocarburi. Prin prelucrarea termică (piroliză) și catalitică a diferitelor fracțiuni de petrol, se obțin materiile prime de basă ale industriei chimice. Printre acestea cele mai importante sînt propena, butenele, butadiena (materii prime pentru fabricarea cauciucului sintetic), benzenul și alte hidrocarburi, din care se obțin produși extrem de numeroși ai industriei chimice organice (mase plastice, fibre sintetice, medicamente, antidăunători pentru agricultură, solvenți, etc.).

Gazele naturale și unele gaze de rafinărie conțin hidrogen sulfurat (H₂S).

2.3.3. Hidrogenul sulfurat (H₂S)

Hidrogenul sulfurat nu reprezintă un mediu tehnologic. De obicei, el însoțește, într-o proporție mai mare sau mai mică, produsele petroliere depozitate în recipientele sferice.

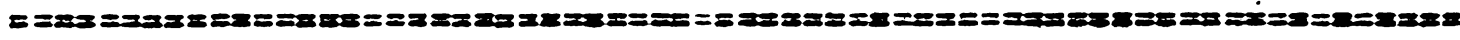
Hidrogenul sulfurat este un gaz cu miros neplăcut, de ouă neclite, perceptibil chiar la concentrații foarte mici. Este toxic. Principalele constante fizice sînt redată în tabelul 6.

Tabelul 6

Principalele constante fizice ale hidrogenului sulfurat

- Punctul de topire	-83° C (190°K)
- Punctul de fierbere	-60,2° C (212,8°K)
- Densitatea (lichid -60° C = 213° K)	0,69 g/cm ³

- Densitatea (gaz-760 torr) 1,54 g/l
- Presiunea vaporilor la 0°C (273°K). 10,3 barr
- Temperatura critică 100,4°C
- Presiunea critică 89,0 barr



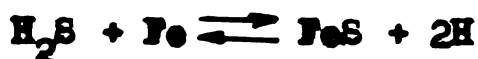
Hidrogenul sulfurat este solubil în apă (soluția saturată conține la 20°C (293°K) 3,85 g sau 2,67 litri H₂S la litru).

Hidrogenul sulfurat, în amestecuri gazoase sau în soluții apoase, este unul dintre agenții cei mai activi ai absorbției hidrogenului de către oțelurile care vin în contact cu asemenea medii. Defectele observate la aparatura chimică se lucrează în medii active conținând hidrogen sulfurat sînt deosebit de grave și evoluează foarte rapid, chiar la temperatura camerei. La cele mai diferite presiuni de lucru, la suprafața oțelului apar fisuri, deseori foarte adînci. Fermearea acestor defecte este totdeauna însoțită de difuzia foarte intensă a hidrogenului în straturile afectate.

Se presupune că hidrogenul sulfurat ar avea o acțiune anticatalitică, adică ar împiedica combinarea atomilor de hidrogen în molecule. Cînd hidrogenul sulfurat e dizolvat în apă, nu are a face numai cu hidrogenul provenit din ionizarea relativ slabă conform celor două stadii:



ci și cu procesul electrochimic:



care la anod se desfășoară după reacția:



iar la catod:



Prin urmare, atât procesul anodic cît și cel catodic sînt promovate și coroziunea se poate intensifica considerabil.

Se consideră că în stare uscată hidrogenul sulfurat nu provoacă fisurarea oțelurilor.

Fisurarea începe chiar la concentrații foarte mici de H₂S și depinde de proprietățile de rezistență ale metalului.

In general, cu cât este mai mare rezistența la rupere a oțelului cu atât fisurarea începe la concentrații mai mici ai H_2S și la valori mai reduse a tensiunii.

Factorii care modifică concentrația H_2S în soluție, temperatura și presiunea, influențează tendința metalului spre fisurare, în afara efectului direct și prin intermediul efectului de concentrație.

În urma cercetărilor efectuate s-a stabilit că rezistența minimă la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune se înregistrează în intervalul de $30 \div 40^\circ C$ ($303 \div 313^\circ K$). În funcție de compoziția chimică a oțelului temperatura critică este diferită, iar pentru oțelurile carbon și slab aliate ea este apropiată de $20^\circ C$ ($293^\circ K$).

De obicei, petrolul utilizat pentru fabricarea hidrocarburilor conține, într-o proporție mai mare sau mai mică și H_2S . Dacă hidrocarburile rezultate și apoi depozitate în recipientele sferice, conțin H_2S apare pericolul ivirii fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

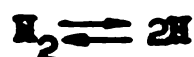
2.3.4. Hidrogenul

Hidrogenul, la fel ca și hidrogenul sulfurat, nu reprezintă un mediu tehnologic. Totuși, se impune o analiză a acestui element având în vedere că însoțește, într-o formă sau alta, majoritatea mediilor tehnologice depozitate, precum și pentru influența pe care o are asupra comportării în exploatare a structurilor sudate.

Hidrogenul are cea mai mică masă atomică. Este un gaz fără culoare și miros.

O proprietate caracteristică a hidrogenului constă în aceea că, într-un fel sau altul, interacționează, fără excepție, cu toate elementele sistemului periodic.

În condiții normale, hidrogenul se găsește sub formă moleculară. În anumite condiții, molecula de hidrogen disociază în cei doi atomi componenți. Astfel, se obține hidrogenul atomic, conform reacției:



Intensitatea cu care această reacție decurge într-un sens sau altul este o funcție de presiune și de temperatură. La presiune constantă, raportul dintre cantitatea de hidrogen molecular și hidrogen atomic are o valoare bine determinată, exprimată prin constanta de echilibru (constantă de disociere):

$$K_p = \frac{p_H^2}{p_{H_2}}$$

unde: - p_H este presiunea parțială a hidrogenului atomic;

- p_{H_2} este presiunea parțială a hidrogenului molecular, aflat în amestec la temperatura T .

Prin grad de disociere se înțelege partea de gaz disociat față de volumul total al gazului.

Hidrogenul în stare atomică este instabil. La presiunea de câțiva milimetri coloană de mercur, el se recombina în molecule. Pentru desfășurarea unei recombinații trebuie să fie prezent un al treilea corp capabil să absoarbă o parte a căldurii de recombinație. Se observă o creștere deosebit de pronunțată a vitezei de recombinație a atomilor de hidrogen în molecule atunci când reacția are loc la suprafața anumitor substanțe solide.

Despre hidrogen se știe că e singurul element, adică singura substanță superficial activă, care e în stare să difuzeze la temperatura camerei prin oțel și să acționeze ca atare și în interiorul acestuia.

Viteza de difuzie a hidrogenului (atât la amestec cu alte gaze cât și la traversarea unor orificii fine sau a unor pereți poroși) este mai mare decât a tuturor gazelor. Causa acestui fenomen este că viteza medie a moleculelor H_2 , în mișcările lor termice, este la aceeași temperatură mult mai mare decât a moleculelor celorlalte gaze.

Unele constante fizice ale hidrogenului sînt date în tabelul 7.

Tabelul 7

Proprietățile fizice ale hidrogenului

- Punctul de topire	-257,3°C (15,7°K)
- Punctul de fierbere	-252,8°C (20,2°K)
- Densitate (gas, 0°C, 760 torr)	0,0899 g/l

2.4. Problema determinării comportării la coroziune fisurantă sub tensiune.

Legat de materialele depozitate și de capacitatea lor de a provoca fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune a apărut necesitatea determinării comportării metalului de bază, a metalului depus și a îmbinării sudate la acest fenomen.

Problema determinării comportării la coroziune fisurantă sub tensiune a căpătat o importanță deosebită ca urmare a dezvoltării intense a industriilor chimice, energetice, petrochimice și petroliere. Tendința tot mai accentuată de utilizare a oțelurilor cu proprietăți mecanice superioare în construcția instalațiilor, agregatelor și aparaturii din aceste domenii industriale, a determinat o frecvență mai mare a avariilor datorită coroziunii fisurante sub tensiune.

Determinarea comportării la coroziunea fisurantă sub tensiune trebuie efectuată atât asupra oțelurilor cât și asupra îmbinărilor sudate.

Utilizarea unor oțeluri sau a unor structuri sudate, fără o caracterizare prealabilă a comportării la coroziunea fisurantă sub tensiune este, într-o serie de cazuri, riscantă, deoarece acest fenomen poate determina avarii grave sau, în cazul în care intervin și alți factori fragilizanți, chiar ruperi fragile catastrofale.

Comportarea la coroziunea fisurantă sub tensiune a fost analizată cu ocazia executării unor recipiente sferice pentru stocarea amoniacului lichid și a unor gaze petroliere lichefiate.

Analiza a fost orientată în următoarele direcții:

- influența compoziției chimice;
- influența impurităților din structura oțelului;
- influența calității îmbinărilor sudate;
- influența structurii și a mărimii grăunțelului;
- influența tensiunilor remanente;
- influența formeii îmbinărilor sudate;
- influența concentrărilor de tensiune;
- influența stării suprafeței;
- influența tratamentului termic;
- influența îmbătrânirii.

Așa cum s-a mai arătat, în principal, fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune apare în două medii: alcalin și acid.

Pentru recipientele sferice reprezintă un interes mai mare fenomenul de coroziune fisurantă în medii acide, deoarece în situația menționată fenomenul este legat de posibilitatea pătrunderii hidrogenului din mediul tehnologic în metalul recipientului.

Coroziunea este un proces de distrugere a materialelor solide sub acțiunea unor agenți chimici externi, ca urmare a unor reacții chimice sau electrochimice.

Pentru cazul îmbinărilor sudate, coroziune² intercristalină și coroziunea fisurantă sub tensiune sînt cele două forme caracteristice de coroziune, care totodată, prezintă un pericol foarte mare pentru siguranța aparaturii industriei chimice și petrochimice.

În cazul coroziunii fisurante sub tensiune, fenomenul distrugerii metalului este provocat prin asocierea factorilor chimici sau electrochimici cu cei mecanici. Acțiunea combinată a tensiunii și a mediului corosiv este mult mai mare decît suma celor două efecte separat. Coroziunea sub tensiune nu apare numai datorită sarcinilor exterioare ci și sub acțiunea unor tensiuni remanente create în procesul de prelucrare (ferjare, matrițare, sudare, etc.) sau mai ales, sub acțiunea combinată a tensiunilor interne și externe.

Se consideră că coroziunea fisurantă sub tensiune este cauzată în special de hidrogenul care ia naștere în procesele parțiale catodice ale unei reacții de coroziune.

În concluzie, se poate spune că, pentru apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune sînt necesare trei condiții:

- susceptibilitatea materialului metalic la acest fenomen (materialul de bază și de adaos);
- tensiunea mecanică aplicată pe suprafața de lucru a piesei metalice;
- atacul prin agent corosiv.

După părerea autorului, la aceste trei condiții ar trebui adăugată și a patra: tendința la sensibilizare a metalului ca urmare a unui proces tehnologic care poate influența structura metalografică. Unele oțeluri care în starea de livrare nu prezintă sensibilitate la coroziunea fisurantă sub tensiune, pot căpăta această sensibilitate în procesul de prelucrare.

Deci, coroziunea fisurantă sub tensiune poate fi definită ca distrugerea prin fisurare, care se produce sub influența comună a mediului corosiv și a tensiunilor (aplicate sau reziduale).

2.5. Ruperi fragile.

Condițiile de exploatare ale recipientelor sferice favorizează și apariția fenomenului de rupere fragilă.

În orice structură, sudată sau nesudată, fisura este defectul cel mai grav, fiindcă ea se poate dezvolta într-o rupere sub acțiunea unor forțe care apar în exploatare. La fabricarea structurilor sudate, se utilizează materiale, care, în condiții normale de exploatare, trebuie să aibe o rezistență mare față de generarea fisurilor.

În același timp trebuie să aibe capacitatea de a eprî propaga-
garea fisurilor în cazul în care ele s-au format. Generarea unei
fisuri este posibilă numai dacă există tensiuni, apărute în procesul
de sudare și în exploatare, suficient de mari pentru a învinge
rezistența locală a metalului. În zonele adiacente îmbinărilor, în
care se concentrează tensiunile, pot apare fisuri, dacă metalul nu
are o plasticitate suficientă ca prin deformări locale să limiteze
virfurile de tensiune create.

Pierderea locală a plasticității, constituie fenomenul care
face posibilă generarea unei fisuri sub acțiunea concentratorilor
de tensiune.

Fragilitatea este susceptibilitatea unui metal de a se rupe
fără deformare plastică semnificativă.

Ruperea fragilă intervine atunci când viteza de propagare a
unei microfisuri depășește viteza de deformare plastică.

Ruperile fragile pot fi intra sau intercristaline. La alia-
jele cu structură cubică cu volum centrat ruperea poate fi atât
intracristalină și intercristalină. La aliajele cu structură hexagonală
ruperea poate fi numai intracristalină, iar la aliajele cu structură
cubică cu fețe centrate numai intercristalină.

Elementele de aliere care fermează soluții solide de inter-
stiție (pătrundere), în structură cubică cu volum centrat, influen-
țează sensibil caracterul ruperii. În funcție de gradul de aliere,
ruperea poate trece de la un caracter intercristalin la un caracter
intracristalin. La rupere, fisura alege drumul cu rezistența
minimă.

Oțelurile feritice și ferito-perlitice, cu structură cubică
cu volum centrat, au o susceptibilitate de fragilizare mai mare
decît oțelurile austenitice cu structură cubică cu fețe centrate.
Acest lucru poate fi explicat prin lipsa de suprafețe de alunecare
bine dezvoltate ale structurii cubice cu fețe centrate.

Acțiunea factorilor fragilizanți, poate fi reversibilă și
ireversibilă.

Pierderea reversibilă a plasticității se numește fragilitate.
Acțiunea factorilor fragilizanți este reversibilă, dacă metalul
descărcat din situația dată revine la starea inițială. Asemenea
factori sînt:

- descreșterea temperaturii la care se află metalul solicitat
mecanic;
- creșterea vitezei de solicitare;
- creșterea triaxialității tensiunilor aplicate;

Pierderea ireversibilă a plasticității de către un metal se numește fragilizare. Asemenea factori sînt:

- compoziția chimică;
- prezența unor defecte de natură metalografică sau de natură geometrică, impurități sau incluziuni metalice;
- îmbătrînirea;
- tratamentul termic.

Fragilizarea datorită hidrogenului pătruns în oțel după sudare, în timpul exploatării, trebuie tratată într-un mod mai deosebit. La temperaturi apropiate de cea de cameră și la anumite presiuni, hidrogenul pătrunde în metal din mediile tehnologice lichide sau gazease, putînd provoca apariția fenomenului de fisurare sub tensiune datorită hidrogenului. Dacă o anumită perioadă metalul nu vine în contact cu mediile tehnologice, se produce o degajare a hidrogenului din metal. De asemenea, reducerea plasticității și a rezistenței oțelurilor datorită hidrogenului este atenuată pe măsura scăderii temperaturii de încercare, pentru ca la anumite temperaturi critice să fie complet anulată. Din acest punct de vedere fragilitatea ar putea fi considerată reversibilă.

Fenomenul de fisurare datorită hidrogenului este un proces de fisurare în timp, denumit uzual fisurare încetinită. Fisurările inițiate datorită hidrogenului pot deveni periculoase atunci cînd apar alți factori fragilizanți cum ar fi: creșterea vitezei de sollicitare și descreșterea temperaturii la care se află materialul sollicitat mecanic, chiar dacă în aceste condițiuni efectul fragilizant al hidrogenului este atenuat.

Resiliența sudurilor este influențată de hidrogen numai în cazul cînd și-a exercitat acțiunea fragilizantă sub forma unei fisuri, vizibile sau submicroscopice. Din acest punct de vedere, fragilitatea datorită hidrogenului poate fi considerată ireversibilă.

Estimarea factorilor fragilizanți, adică a factorilor care provoacă pierderea plasticității, este de o extremă importanță. Efectul oricărui factor fragilizant trebuie să nu depășească anumite valori critice, valori ce asigură siguranța structurii. Cazurile cele mai grave au loc atunci cînd mai mulți factori fragilizanți acționează simultan. La prezența simultană a mai multor factori fragilizanți defectarea are loc și în cazul în care nu toți factorii depășesc valorile critice.

3. ANALIZA INFLUENȚEI UNOR FACTORI FRAGILIZANȚI ASUPRA RUPERILOR FRAGILE ȘI A FENOMENULUI DE COROZIUNE FISURANTA SUB TENSIUNE.

3.1. Avarii la recipiente.

3.1.1. Avarii care au avut la bază ruperi fragile.

În anul 1943 un recipient sferic, pentru depozitarea hidrogenului, cu diametrul de 11700 mm și cu grosimea peretelui de 16,5 mm s-a rupt în 20 de fragmente, fig.5.

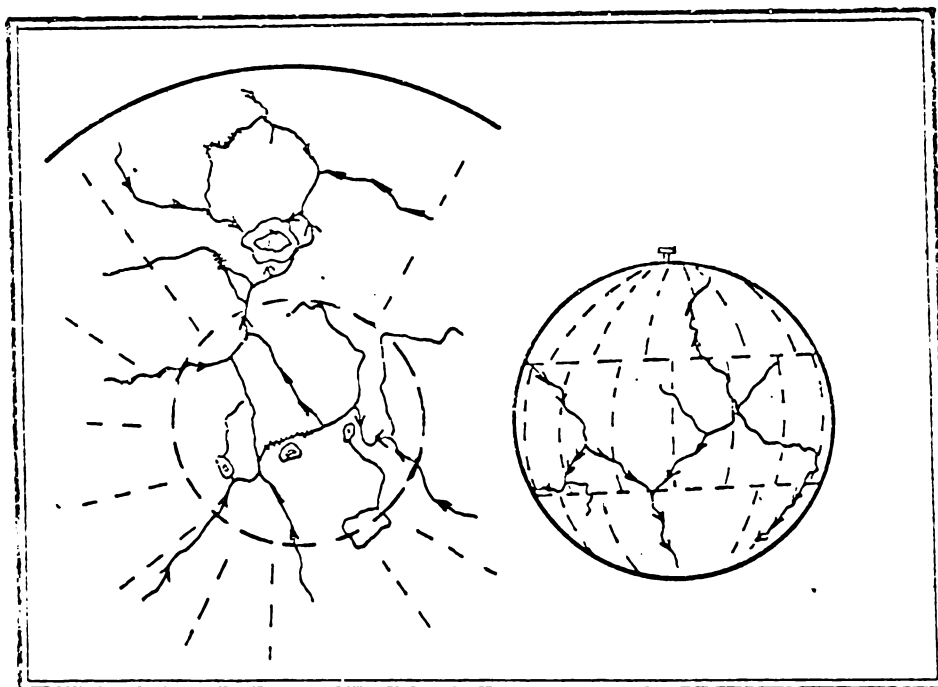


Fig.5. Schema fisurilor apărute în urma unei ruperi fragile la un recipient sferic.

Recipientul a fost calculat pentru o presiune de lucru de 50 barr. Presiunea interioară în momentul ruperii era de 3,5 barr. În perioada producerii accidentului, o parte a suprafeței recipientului era expusă razelor solare. Partea opusă se afla în umbră. Înainte de avarie, temperatura a scăzut brusc la minus 20°C (253°K). Ruperea a fost fragilă și însoțită de un zgomot foarte puternic.

Se consideră cauză principală a ruperii, existența unei zone slăbite în mantaua recipientului, la trecerea de la partea sferică la peretele vertical al gurii de salvare. Această trecere constituie

un puternic concentrator de tensiune. Se presupune că ruperea a început în această zonă, ca urmare a concentrării de tensiune, combinată cu reducerea plasticității în urma scăderii temperaturii aerului. Ruperea a fost favorizată și de existența în zona îmbinărilor a unor tensiuni remanente mari și de posibila oscilație a presiunii interioare produsă de scăderea bruscă a temperaturii aerului.

În Franța a fost semnalată ruperea unei cisterne care transporta amoniac. Accidentul a provocat pierderea de vieți omenești și importante pagube materiale. Ruperea fragilă a fost inițiată de existența unor fisuri provocate de fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

3.1.2. Avarii care au avut loc la bază fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

Într-o serie de publicații au fost semnalate mai multe accidente provocate de fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

Firma A/S Amenia a semnalat apariția unor fisuri cu caracter progresiv la o serie de recipiente sferice pentru depozitarea amoniacului. Această firmă a depozitat amoniacul sub presiune la temperatura de $+20^{\circ}\text{C}$ (293°K) și fără presiune la temperatura de -33°C (240°K). Fisurile au apărut numai în recipientele în care amoniacul a fost depozitat sub presiune și nu au apărut niciodată în recipientele în care amoniacul a fost depozitat la temperatura de -33°C , deci fără presiune.

O serie de publicații sovietice [49, 54] semnalează apariția fenomenului la conductele pentru transportul gazelor naturale și a petrolului cu conținut de hidrogen sulfurat și apă ridicate.

La un recipient sferic, din oțel slab aliat, Idrotub 52, în care a fost depozitat amoniac, s-a constatat după un an de exploatare apariția unor fisuri. La controlul efectuat s-au depistat câteva sute de fisuri dispuse longitudinal și transversal pe cordonul de sudură, precum și fisuri de racordare - fig.6.

O parte din fisurile transversale se prelungeau și în zona influențată termic. Marea majoritate a fisurilor erau concentrate în cusăturile sudate automat sub strat de flux și aveau adâncimea sub 2 mm, dar s-au constatat și câteva fisuri cu adâncimea cuprinsă între 5-10 mm. În regiunea fazei lichide, emisfera inferioară a recipientului, s-a constatat un număr mare de fisuri în comparație cu regiunea fazei gazoase, emisfera superioară, tabelul 8, și fig.7a, b.

TABEL CENTRALIZATOR

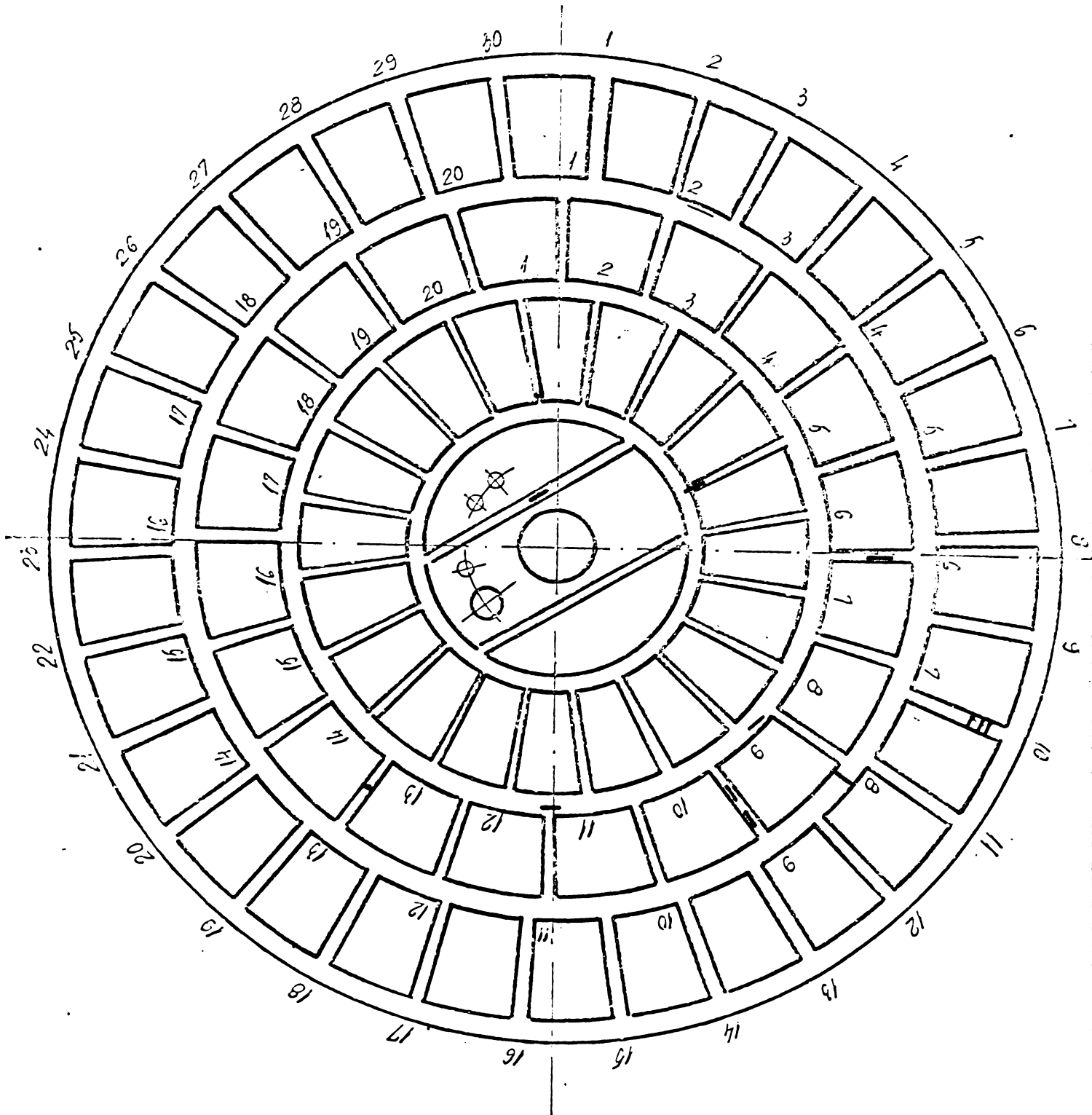
cuprinzind situatia controlului cu pulberi magnetice la un recipient sferic pentru depozitarea amoniacului

LOCALIZAREA SUDURII PE REZERVOR		FISURI DEPISTATE LA VERIFICAREA CU PULBERI MAGNETICE					CAVITATI IN SUDU- RA DUPA POLIZARE
		FISURI TRANSVERSALE		FISURI LONGITUDINALE			
Zona	Nr. cusaturii	Nr. de fisuri	Lungimea in mm	Nr. de fisuri	Lungimea in mm	Dimensiuni	
0	2	3	4	5	6	7	
Emisfera inferioara	Zona Circular B-C	7B → 8B			1	20	80×8×8
		1B → 2B			1	30	45×8×1,5
		5B → 6B			3	15 25 15	150×8×4
		9B → 10B			1	20	40×15×6
		12 B → 13 B			1	7	8×14×5
		13B → 14 B					
		16B → 17 B	3	10	2	20 10	90×20×6
		18B → 19B			1	120	140×10×6
		19B → 20B	1	10	1	60	100×15×10
		Zona 5C	7	5 10	2	20 25	60×9×3
		6C			2	20 10	80×8×2,5
		8C	6 ⁵ 1	5-9 ⁵⁻⁷ 7			
		13C			1	30	45×14×5
	14C	1 ⁴ 6	8 ⁵⁻¹⁰ 5-10				
	21C			2	15 18	55×2×4 80×2×4	
	29C			2	5 3	50×10×35	

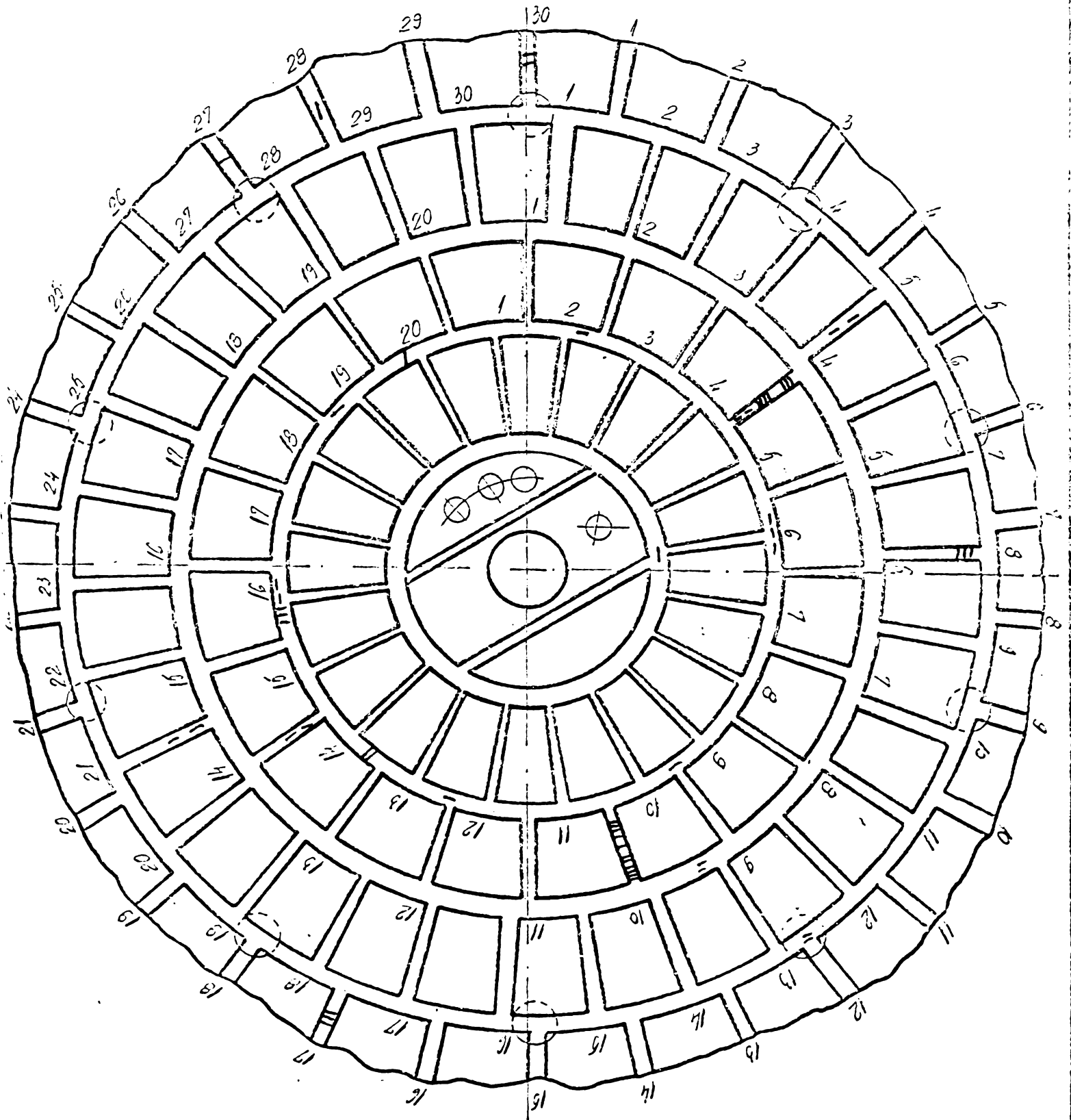
Emisfera inferioara	Circular C-D	7C → 8C			1	1	45×8×2,5	
		10C → 11C			1	1	50×10×4	
		13C → 14 C			2	12 14	40×8×3 40×6×3	
	Zona D	1D	2	20 15				
		5D			2	25 250	30×10×10 280×10×10	
		6D			1	15	30×10×3	
		7D	3	8				
		11D			3	20; 2×40	30×15×6 2(60×10×11)	
		18D	2 1	8 5				
		24D	2 1	15 8				
		23D	1	10				
		28D	1	8				
		29D			1	5	45×8×2	
		Circular D-E	12D → 13 D			2	10 35	35×8×4 70×8×6
	Emisfera superioara	Zona E	10E	3	8			
Circular E-F		11E → 12E	1	7				
Zona F		9F			1	30	75×9×3	
		13F			2	30 40	120×11×25	
		19F	1	10				
		Circular F G	12F → 13F			1	10	65×15×2
		16F → 17F			1	30	60×12×2	
Zona G		2G			1	30	60×12×2	
	5G			1	60	70×10×3		
Zona H	1H			1	10	50×11×3		

Observatii:

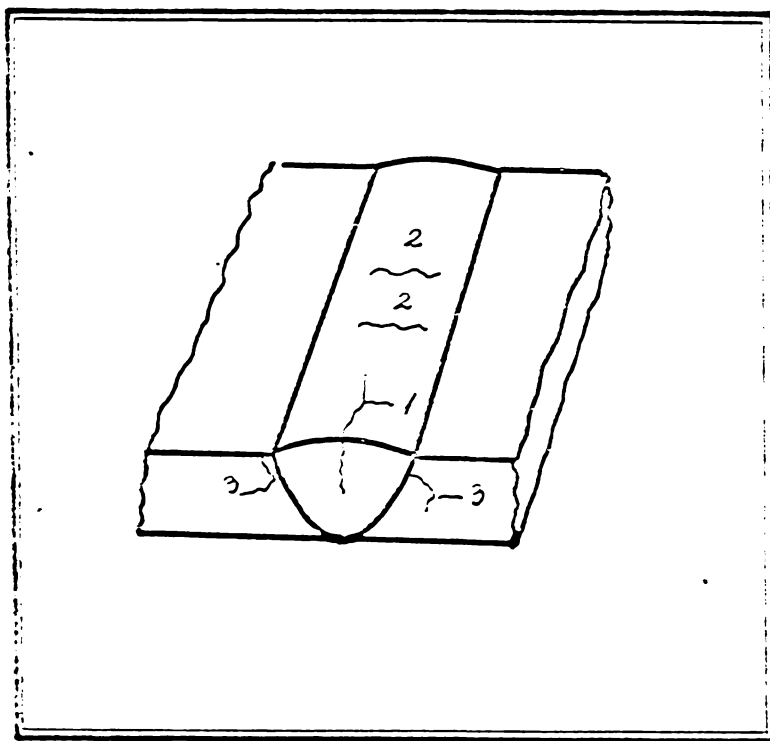
Notatiile s-au făcut de la stînga la dreapta (în sensul direct), începînd de la zona A, respectiv de jos în sus, segmentii fiind priviți în interiorul rezervorului sferic.



**Fig.7a. Fisuri datorită coroziunii fisurante
sub tensiune la un recipient sferic
pentru depozitarea amoniacului
- zonă superioară -**



**Fig.7b. Fișuri datorită coreștinii fierante
sub tensiune la un recipient aforic
pentru depozitarea amoniacului
- seamă inferioară -**



**Fig.6. Diferite forme de fisuri depistate
in urma controlului la un recipient
sferic pentru depozitarea amoniacului:**
1. - fisuri longitudinale;
2. - fisuri transversale;
3. - fisuri de racordare.

Fisurile s-au indepartat prin polizare, cavitățile rezultate fiind încărcate prin sudare după o tehnologie specială. După efectuarea unui control riguros, recipientul a fost supus unui tratament termic de detensionare. Faptul că în cusăturile sudate automat sub strat de flux au apărut un număr mai mare de fisuri, s-ar putea explica în următorul mod:

- la îmbinările sudate sub strat de flux reziliența la temperaturi negative se realizează mai greu decât la îmbinările sudate manual cu electresi înveliți. Pentru obținerea unor valori corespunzătoare a rezilienței, metalul depus trebuie aliat într-o măsură mai mare cu elemente care favorizează creșterea acestei proprietăți. Alierea suplimentară conduce și la creșterea limitei de curgere și a rezistenței la rupere la tracțiune, obținându-se în final o diferență mai mare a acestor valori față de metalul de bază, comparativ cu ceea ce se obține în cazul sudurii manuale.

Creșterea acestor proprietăți favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune;

- la sudarea sub strat de flux, senza influențată termic este mai mare decât la sudarea manuală, senza în care structura metalografică formată, favorizează apariția coroziunii fisurante sub tensiune;

- la sudarea sub strat de flux, straturile sînt mai groase decât la sudarea manuală. Din această cauză, fiecare rînd de sudură nou depus nu are capacitatea de a trata termic metalul depus cu rîndul anterior, pe întreaga lui grosime;

- cusăturile sudate automat sub strat de flux au o lățime mai mare decât cea obținută la sudarea manuală. Din această cauză, este foarte greu să se respecte regula sudării din minimum trei rînduri, dintre care ultimul rînd să nu vină în contact cu metalele de bază care compun îmbinarea. În plus, suprafața ultimului rînd, care rămîne netratat termic, este mai mare decât în cazul sudării manuale.

- de obicei, îngroșarea sudurii este mai mare în cazul sudării automate sub strat de flux, ceea ce conduce la formarea unor concentratori de tensiune mai pronunțați.

Toți factorii enumerați favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Un alt recipient sferic, pentru depozitarea amoniacului lichid, executat în condițiuni similare cu cel descris anterior, dar detensionat termic în întregime, după terminarea operațiilor de asamblare și sudare, nu a mai prezentat nici o fisură la controlul efectuat după un an de exploatare.

Controlul a fost extins și la alte două recipiente, în care a fost depozitat amoniac, executate din oțel pentru construcții V St 3, importat din URSS. Deși recipientul era în exploatare de circa patru ani, numărul de fisuri era mic, circa 20 pe recipient. Fisurile aveau adîncimea pînă la 2 mm, o singură fisură atîngînd adîncimea de 5 mm. La aceste recipiente s-a remediat prin sudare numai fisura cu adîncimea de 5 mm, restul fisurilor fiind îndepărtate prin polizare.

Numărul redus al fisurilor la aceste recipiente, se poate explica prin faptul că oțelul carbon V St 3 are rezistența de rupere la tracțiune și limita de curgere mai scăzute decât oțelurile slab aliate utilizate pentru confecționarea recipientelor analizate anterior.

La două recipiente sferice de 1000 m.c. confecționate dintr-un oțel carbon cu max. 0,2 % C și cu rezistența minimă de rupere la

tracțiune de 410 N/mm^2 , în care s-a depozitat timp de circa 4 ani amoniac, s-a depistat un număr foarte mare de fisuri. Modul în care sînt dispuse fisurile se indică în fig.8.

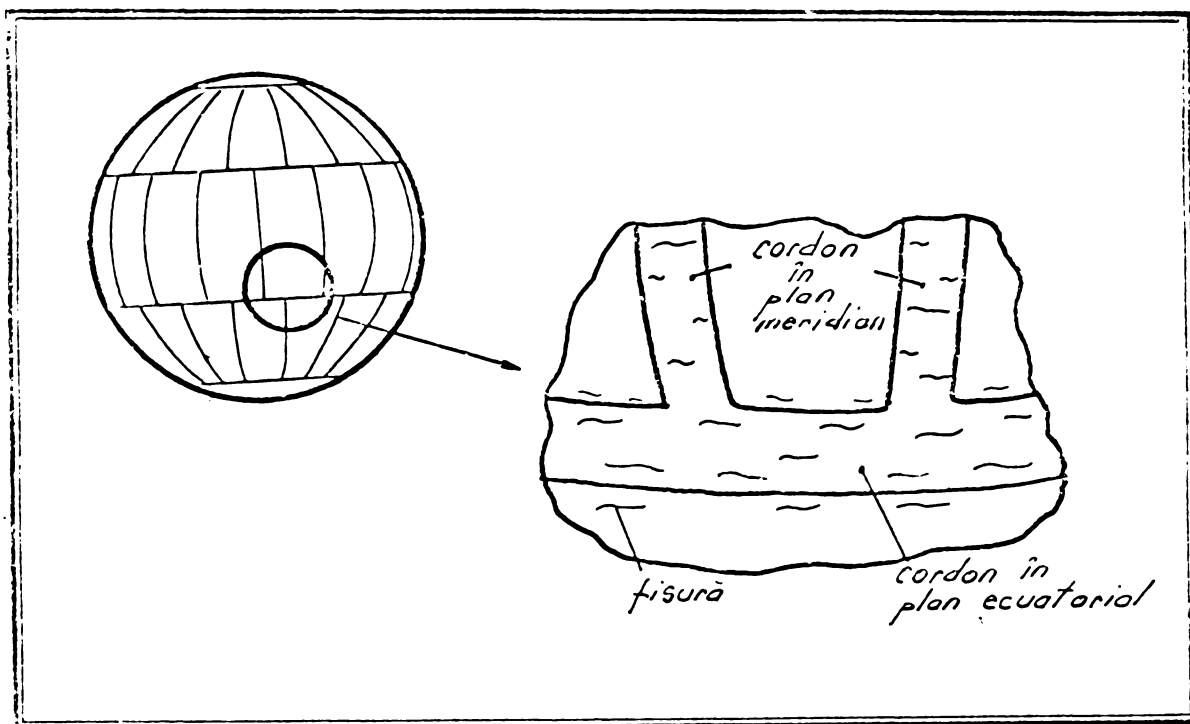


Fig.8. Modul în care sînt dispuse fisurile la un recipient pentru depozitarea amoniacului.

Adîncimea fisurilor varia între 5-6 mm. Fisurile erau concentrate numai în zona în care era depozitat amoniac lichid. În zona amoniacului gazos nu au fost depistate fisuri. Analizîndu-se tehnologia de sudare s-a constatat că pentru primele straturi de sudură s-au utilizat electrozi cu un conținut de 0,5 - 0,6 % Mo, iar pentru straturile de suprafață electrozi aliați cu 1,0 - 1,2% Mo, 0,2 - 0,3 % V și urme de crom. Rezistența de rupere la tracțiune a metalului depus cu primii electrozi este de 430 N/mm^2 , iar pentru electrozii utilizați la straturile superioare de 600 N/mm^2 . Probabil că pentru straturile de suprafață au fost utilizați electrozi cu un conținut mai ridicat de elemente de aliere, avîndu-se în vedere că literatura de specialitate indică că aceste elemente reduc pericolul de apariție a coroziunii fisurante sub tensiune. Această indicație este valabilă pentru table, care de obicei se supun unui tratament termic după operația de laminare. În cazul structurilor

sudate, proprietățile obținute după operația de tratament termic sînt deteriorate în sena influențată termic. În această senă și în cusătură, aceste elemente de aliere favorizează formarea unor structuri fragile care la rîndul lor favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune. În plus, electrodul utilizat a depus un metal cu rezistența de rupere la tracțiune și cu limita de curgere mult mai ridicate decît cele a metalului de bază. Este cunoscut că pericolul de apariție a fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune este mai mare la oțelurile cu proprietăți mecanice mai ridicate. Avînd în vedere acest lucru, se presupune că alegerea electrodului indicat nu a fost cea mai bună soluție.

Detectarea fisurilor s-a făcut în toate cazurile cu ajutorul controlului fere-magnetic. La controlul cu lichid penetrant, fisurile nu au putut fi detectate. Acest lucru se explică, probabil, prin faptul că fisurile sînt umplute cu mediul depozitat, ceea ce face ca lichidul penetrant să nu poată pătrunde în defect.

3.1.3. Concluzii asupra avariilor analizate.

Observațiile culese în urma controalelor periodice au confirmat rezultatele comunicate de diferiți cercetători și anume:

1. Mărirea rezistenței oțelurilor utilizate pentru construirea unor utilaje, în care hidrogenul pătrunde în metal din mediile tehnologice lichide sau gazoase, mărește sensibilitatea lor la fisurare sub tensiune datorită hidrogenului.

2. Tratamentul termic de detensionare este un mijloc eficace de a înlătura fisurabilitatea, în condițiile arătate la punctul 1.

Analiza unor observații publicate în literatura de specialitate, cît și observațiile efectuate asupra unor recipiente aflate în exploatare, arată că numai într-un singur caz fisurile apărute ca urmare a fenomenului de coroziune sub tensiune s-au dezvoltat rapid, provocînd o rupere fragilă. Cazul a fost semnalat la o cisternă utilizată pentru transportul amoniacului lichid pe calea ferată. În respectivul caz, în funcție de modul în care era realizată legătura dintre șasiu și recipientul propriuzis, acesta din urmă putea fi supus la sarcini ciclice alternante. Aceste condiții impuse de exploatare, puteau favoriza dezvoltarea fisurilor generate de fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune într-o rupere fragilă.

În cazul recipientelor sferice, care sînt supuse la sarcini statice, fisurile progesează lent. Pentru asemenea situații,

fabricanții prescriu, de regulă, controale periodice anuale, secun-
dind că în această perioadă de timp adâncimea fisurilor nu poate
atinge valori periculoase. După efectuarea controlului, fisurile
se remediază, ciclul repetându-se. Pentru ștelurile utilizate la
fabricarea recipientelor sferice valoarea reducerii proprietăților
mecanice (rezistența la rupere la tracțiune, limita de curgere și
alungirea) ale metalului, ca urmare a acțiunii fragilizante a hidro-
genului, poate fi stabilită prin probe. În funcție de această
scădere, se poate stabili un coeficient de siguranță de care proiec-
tantul trebuie să țină cont la proiectarea produsului.

În aceste recipiente, fisurile se pot dezvolta într-o rupere
fragilă, dacă intervin și alte elemente fragilizante. În acest
caz, ca elemente fragilizante, importante, pot fi considerate:
reducerea accidentală a temperaturii și creșterea, de asemenea
accidentală, a vitezei de ridicare a presiunii (de aplicare a
sarcinii). În ambele cazuri, efectul fragilizant al hidrogenului
este anihilat, structura sudată găsindu-se numai sub acțiunea ele-
mentului care acționează în respectivul moment.

Dacă acțiunea hidrogenului a produs apariția unor fisuri,
efectul fragilizant al hidrogenului rămâne și împreună cu nou/ele-
ment introdus în mod accidental poate provoca o rupere fragilă.

Având în vedere că aceste elemente intervin în situația în
care fisurile s-au format, considerăm că proba optimă este aceea
prin care se poate verifica susceptibilitatea metalului față de
propagarea unei fisuri. O asemenea probă se poate efectua pe epru-
vete cu o fisură generată (rezistența KV) încercată la temperatura
minimă pe care o poate atinge recipientul în exploatare.

3.2. Mecanismul formării și dezvoltării fisurilor, ca urmare a efectului fragilizant al hidrogenului și al fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Fisurile care apar ca urmare a fenomenului de coroziune fisu-
rantă sub tensiune au un caracter progresiv, extinderea lor în
secțiunea cusăturii făcându-se relativ lent, în condițiile unei
sarcini statice.

Aceste fisuri devin deosebit de periculoase în condițiile în
care apare posibilitatea unei ruperi fragile, deoarece se pot
dezvolta într-o rupere catastrofală. În acest context, însăși
efectul ~~xxx~~ fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, adică
fisurile rezultate, poate fi considerat ca un factor fragilizant,

deși în condițiile specifice ruperilor fragile, acțiunea dăunătoare a hidrogenului este anulată.

Având în vedere motivele arătate, analiza influenței anumitor factori asupra ruperilor fragile și asupra fenomenului de ceziune fisurantă sub tensiune se va face în comun.

3.2.1. Analiza teoriilor care explică fragilitatea datorită hidrogenului.

În cazul recipientelor sferice analizăm influența hidrogenului care pătrunde în metal după sudare, în exploatare, din mediile tehnologice deosebite. În această situație, se consideră că prin tehnologia adecvată se reduce la maximum posibilitatea de pătrundere a hidrogenului în îmbinare în urma procesului de sudare.

Fenomenele interacțiunii dintre gaze și solide se împart în următoarele procese: adsorbție fizică, adsorbție chimică, difuzia, dizolvarea și combinația chimică. În funcție de specificul sistemului concret și de condițiile externe, de temperatură și presiune, fiecare din aceste procese poate avea o intensitate mai mare sau mai mică, sau chiar să se excludă reciproc.

Suprafața unei piese metalice, aflată într-un mediu gazos, constituie o suprafață de separație între două medii. Fenomenul de variație a concentrației gazului pe această suprafață de separație se numește adsorbție. Pe suprafața corpurilor solide are loc totdeauna o adsorbție pozitivă a gazelor, adică moleculele acestora se concentrează pe suprafața solidă. Atunci când în urma acestei interacțiuni particulele mobile pătrund în interiorul fazei solide se vorbește despre absorbție.

Pe lângă procesul propriu-zis al adsorbției, deci în afară de depunerea moleculelor de gaz pe suprafața corpului solid, are loc permanent și procesul contrar, de desorbție. Echilibrul se stabilește când vitezele celor două procese devin egale între ele.

Toate fenomenele de interacțiune a hidrogenului cu oțelul sînt posibile numai dacă au fost precedate de fenomenul de adsorbție.

Adsorbția - cea pur fizică, apoi cea chimică - constituie stadiul inițial al interacțiunii hidrogenului cu celelalte elemente ale sistemului periodic. Adsorbția chimică se poate manifesta în două feluri: disocierea moleculelor de hidrogen la suprafața oțelurilor creează condiții ca atomii de hidrogen să pătrundă în rețeaua cristalină, pe de altă parte se reduce energia superficială a piesei metalice aflate în mediu de hidrogen.

Fenomenul concentrării hidrogenului la suprafața unui corp solid - absorbția - duce la apariția unui gradient de concentrație a gazului, nu numai în sensurile îndreptate spre faza gazoasă, ci și în cele îndreptate spre faza solidă. Practic, la o anumită temperatură, hidrogenul poate pătrunde în masa metalului. Acest proces, în cursul căruia o anumită cantitate de hidrogen pătrunde și se propagă într-un flux continuu spre interiorul unei mase metalice, datorită unui gradient de concentrație, este un proces de difuzie, adică un proces în care o substanță trece dintr-o parte a sistemului în alta, ca efect al interacțiunii dintre atomii celor două faze. Proprietatea metalelor de a transmite particulele de hidrogen în spațiu și timp este caracterizată de coeficientul de difuzie, considerat ca o caracteristică a metalului respectiv.

Viteza de difuzie este influențată în mod esențial de presiune și temperatură. De asemenea, este acceptată constatarea că tensiunile de întindere grăbesc difuzia hidrogenului în oțeluri. Acest lucru este explicat prin transportul hidrogenului de către dislocațiile puse în mișcare sub acțiunea tensiunilor.

Solubilitatea hidrogenului în metale arată că, la gradul de disociere a hidrogenului molecular corespunzător temperaturii "T", o anumită parte a hidrogenului atomic intră în rețeaua cristalină. Hidrogenul molecular poate ajunge în oțeluri la cantități foarte ridicate, deoarece se adună în defectele interioare ale oțelurilor, unde atinge presiuni foarte ridicate. Întrucât aceste defecte sînt practic greu de evitat în oțeluri, vom avea totdeauna și hidrogen molecular.

Fragilitatea datorită hidrogenului constă în reducerea proprietăților plastice și a rezistenței de rupere la tracțiune. Acțiunea fragilizantă a hidrogenului se manifestă cel mai pronunțat asupra indicilor de plasticitate și anume stricțiunea sau contracția transversală (ψ) și alungirea relativă la rupere (λ).

Se constată că, la viteze mari de încercare și la temperaturi scăzute, efectele hidrogenului se manifestă mai atenuat. Acest lucru se explică prin faptul că, la temperaturi scăzute, mobilitatea hidrogenului dizolvat în rețea, scade, iar la viteze mari de deformare, difuzia hidrogenului nu are timpul necesar să se desăvîrșească.

Principalele criterii de apreciere a fragilității, datorită hidrogenului, sînt cele furnizate de proba de rupere la tracțiune. Se stabilește așa numitul indice de fragilizare (K_f), exprimat de raportul dintre indicii de plasticitate sau de rezistența măsurată pe epruveta care conține hidrogen și epruveta care nu conține hidrogen:

$$K_{\psi} = \frac{\psi_H}{\psi}; \quad K_{\lambda} = \frac{\lambda_H}{\lambda}; \quad K_{R} = \frac{R_H}{R}$$

- ψ = stricțiunea sau contractia transversală;
- λ = alungirea relativă la rupere;
- R = rezistența reală (obținută prin raportarea forței de rupere la secțiunea reală în momentul ruperii).
- H = indicele H arată că se referă la valorile măsurate pe epruvete care conțin hidrogen.

Fragilitatea datorită hidrogenului se manifestă în mod deosebit de intens, dacă sollicitarea mecanică are loc în timpul încărcării cu hidrogen.

Pentru explicarea fragilității oțelului datorită hidrogenului au fost propuse mai multe teorii.

În general hidrogenul se dizolvă în oțeluri sub formă atomică O altă stare în care hidrogenul se află inclus (nu dizolvat în masa oțelului din rețeaua cristalină) este cea moleculară. Hidrogenul atomic dizolvat în rețea difuzează spre defectele interioare din masa metalelor, unde se acumulează sub formă moleculară și dezvoltă presiuni mari care pot depăși limita de elasticitate a metalului, iar deformațiile plastice locale pot duce la formarea unor fisuri interne [68, 120]. Un defect sau o discontinuitate în masa metalului, devine "colector" de hidrogen molecular, numai atunci când dimensiunile sale sînt suficient de mari, adică depășesc o anumită dimensiune critică. Această teorie recunoaște și rolul fragilizant al hidrogenului atomic dizolvat în rețea ca inhibitor al capacității de alunecare a cristalelor metalului în timpul deformării, dar rolul hotărîtor în mecanismul fragilizării este atribuit presiunii din "colectorii" care, pe de o parte, provoacă deformări locale în microvolum și, pe de altă parte, reduce capacitatea de deformare în aceleași microvolum, prin formarea unor tensiuni triaxiale. Prin atingerea unor anumite presiuni critice în "colectorii" se pot forma fisuri locale, mai ales dacă mai intervin și sarcini exterioare. [43, 68] Orice defect din metal, suficient de mare ca dimensiune, este în același timp atît un "colector" pentru hidrogenul molecular cît și un loc de concentrare a tensiunilor, ca urmare a efectului de crestare. Trebuie reținută remarca că hidrogenul dizolvat în rețea are tendința de a se concentra în zonele tensionate ale metalului. Se remarcă, de asemenea, că hidrogenul dizolvat în rețea provoacă el însuși reducerea capacității de deformare a oțelului. [68, 114]

Altă teorie presupune că o condiție de bază a propagării fisurilor este că sub sarcină constantă trebuie să se micșoreze energia sistemului. Or, cum presiunea gazului acumulat într-un microdefect face parte din energia totală a sistemului, lucru mecanic efectuat prin expandarea sa în timpul propagării defectului duce totuși la reducerea acestei energii. Astfel, lucrul mecanic exterior necesar propagării fisurilor, este în mod corespunzător mai mic, ceea ce se manifestă în ultima analiză prin fragilitatea datorită hidrogenului, căci în tot timpul încercării la tracțiune a unei epruvete încărcate cu hidrogen, acesta difuzează spre fisurile deja formate. Astfel se explică în mod simplu reducerea rezistenței coesive a epruvetelor care conțin hidrogen. [45]

O a treia teorie presupune că, la încărcarea oțelului cu hidrogen, o parte din el este absorbit la suprafața piesei, reducând prin aceasta rezistența sa de rupere la tracțiune. După ce procesul de rupere s-a amorsat, fisura se propagă spre interiorul metalului cu viteză mare, și astfel, fețele fisurii noi formate sînt libere de hidrogen. Însă, datorită vitezei relativ mari de difuzie a hidrogenului dizolvat în metal, chiar la temperatura camerei, aceasta pătrunde în fisură, se absoarbe pe fețele ei și reduce astfel rezistența la rupere a metalului, chiar în vârful fisurii. Astfel, pentru ca hidrogenul să-și poată exercita influența sa fragilizantă, trebuie să treacă o anumită perioadă de timp, necesară pentru difuzia sa spre fisura ce se propagă. [77]

Această teorie explică influența puternică a hidrogenului asupra fenomenului de rupere încetinită, fenomen care nu-și găsește explicația dacă se presupune că hidrogenul dizolvat în metal fragilizează simultan întreaga masă a acestuia. Această teorie se potrivește cel mai bine cu observațiile efectuate asupra modului cum progresează fisurile în recipientele sferice.

Formarea fisurilor, în condițiile cînd în metal sînt dizolvate chiar și cantități mici de hidrogen, se desfășoară în continuare printr-un proces ce se amplifică progresiv, deoarece, fiecare fisură nou formată are o suprafață interioară, pe care hidrogenul difuzat și molizat se absoarbe și activează noi și noi surse de generare a fisurilor, care la rîndul lor produc alte fisuri după același mecanism.

Toate teoriile au o trăsătură comună. Fragilitatea datorită hidrogenului este tratată în majoritatea cazurilor ca un fenomen particular, deosebit de fenomenul general al ruperilor fragile. Fenomenul de tranziție a oțelurilor, de la starea tenace la starea

fragilă, se caracterizează prin așa numita "temperatură de tranziție" sau prin "viteza critică de deformare". Sub temperatura critică și peste viteza critică, oțelurile se rup fragil. Fragilitatea, datorită hidrogenului, se manifestă tocmai invers: ea scade și dispare chiar prin scăderea temperaturii sau prin mărirea vitezei de solicitare.

Conform literaturii, hidrogenul influențează și ruperea întârziată a oțelurilor.

Ruperea metalelor poate avea loc și la temperatura camerei sub sarcini mult inferioare rezistenței de rupere și fără a depăși limita deformațiilor elastice. Acest gen de rupere este cunoscut sub denumirea de rupere întârziată, rupere încetinită sau fragilizare întârziată. Toate aceste denumiri sînt cuprinse în termenul generic de oboseală statică. Fenomenul este periculos și are loc după un timp mai lung sau mai scurt de la terminarea operației de sudare. Ruperea întârziată constă într-un proces de propagare progresivă a unor fisuri în epruveta supusă la sarcini statice, în mod analag cu propagarea fisurilor la încercările clasice de oboseală dinamică sub sarcini ciclice, pînă în momentul cînd sarcina aplicată depășește rezistența coezivă a secțiunii nefisurate.

A fost stabilit faptul că, hidrogenul favorizează apariția fenomenului de rupere întârziată. Dar, oțelurile care nu manifestă această tendință în lipsa hidrogenului (în condițiile unei probe de tracțiune), nu manifestă această tendință nici după încărcarea cu hidrogen. [67] În consecință se poate aprecia că ruperea întârziată nu trebuie tratată ca un efect distinct al hidrogenului asupra oțelurilor, ci ca un fenomen caracteristic oțelurilor, dar asupra căruia, hidrogenul are un efect favorizant prin mecanismul fragilizării datorită hidrogenului.

Fragilizarea întârziată și fisurile care rezultă se datoresc cumulării acțiunii următorilor factori:

- prezența unor tensiuni generate de procesele de sudare, agravate de rigiditatea ansamblului și de grosime;

- fragilizarea datorită hidrogenului provenit din mediul tehnologic;

- acumularea de hidrogen în zona influențată termic, datorită întârzierii transformării $\gamma \rightarrow \alpha$ la răcire.

Avînd în vedere măsurile tehnologice adoptate în procesul de sudare, considerăm că acest ultim factor poate fi neglijat.

În concluzie, se poate spune, că, în cazul structurilor sudate solicitate static, hidrogenul influențează ruperea fragilă prin reducerea proprietăților mecanice și în special a celor care

caracterizează plasticitatea metalului, precum și prin fisurile pe care le generează.

O serie de cercetări asociază mecanismul de fisurare datorită hidrogenului cu mecanismul electrochimic. În general, procesul de fisurare datorită fenomenului de coroziune se împarte în două perioade: perioada de generare a fisurii și perioada de propagare a fisurii. Mecanismul electrochimic este folosit pentru a explica fenomenul de generare a fisurii.

3.2.2. Mecanismul electrochimic.

Reacțiile electrochimice au loc în stratul superficial, la limita de separare între metal și soluție.

Dacă un metal vine în contact cu o soluție, datorită diferenței dintre potențialele chimice ale particulelor în cele două faze, pot avea loc reacții și anume: metalul poate ceda ionii săi în soluție și se încarcă negativ, în timp ce soluția capătă sarcină pozitivă și se încarcă pozitiv (fig.9.).

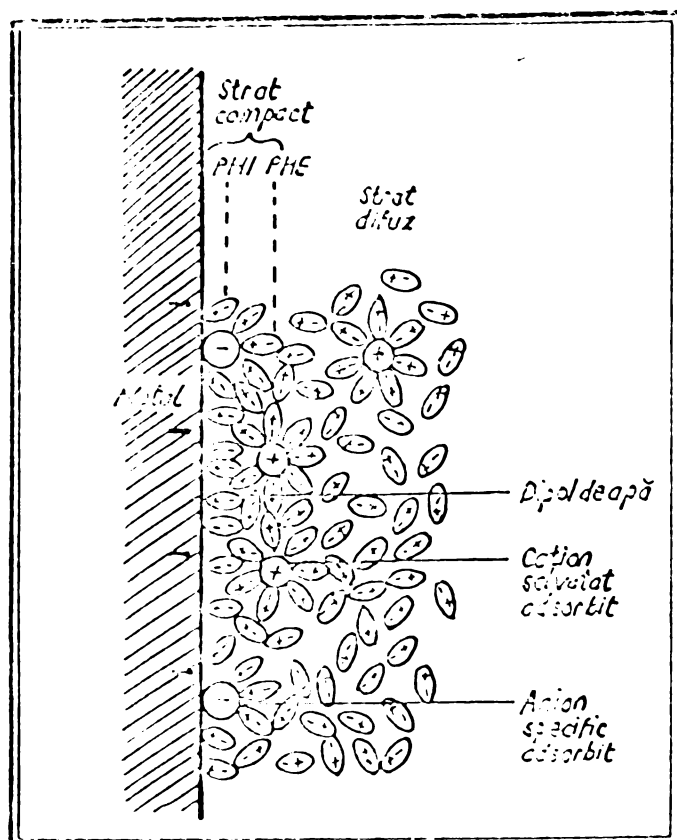


Fig.9. Formarea stratului dublu electric.

Cele două procese pot fi exprimate prin următoarea reacție:

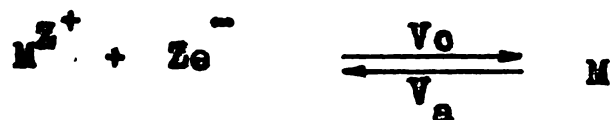


Sarcinile de pe suprafața metalului atrag din soluție ioni de semn contrar și resping ioni încărcăți cu sarcină de același semn, în acest fel ia naștere un strat dublu electric.

Între metalul încărcat cu sarcini de un anumit semn și soluția ce conține ioni de semn contrar, ia naștere o diferență de potențial.

Procesele care pot duce la formarea unui strat dublu sînt:

- ionizarea metalului cu eliberarea de electroni;
- trecerea ionilor de pe suprafața metalului în soluție și invers;
- descărcarea ionilor din soluție pe suprafața metalului, conform reacției;



V_a = viteza procesului de ionizare (anodic).

V_o = viteza procesului de descărcare (catic).

Ca rezultat al acestor procese are loc o dizolvare locală electrochimică. Sub influența tensiunilor de întindere și a mediului corosiv, ca rezultat al dizolvării locale a metalului și în zonele anodice, la suprafața metalului se nasc fisuri.

Această teorie caută să explice viteza mare de dizolvare a metalului în vârful fisurii.

Pe măsură ce fisura avansează, aceasta se deschide tot mai mult sub acțiunea solicitărilor mecanice așa încît fisura conține în realitate un volum de soluție cu mult mai mare decît volumul metalului dizolvat - fig.10 - iar concentrația medie a produselor de coroziune este mai mică decît concentrația aceluiași produse lângă o suprafață care s-ar dizolva uniform. S-a dovedit că agitația într-o fisură deschisă produce curenți care aduc soluție proaspătă din afara fisurii, la partea inferioară a acesteia, creînd în felul acesta condiții favorabile de intensificare a atacului. Concentrarea atacului în vârful fisurii depinde și de proprietățile metalului în această zonă. Metalul din vârful fisurii, puternic tensionat și deformat, se dizolvă într-o măsură mult mai mare decît pe pereții laterali, netensionați, ca urmare a scăderii polarității anodice de activare și a distrugerii filmului pasiv.

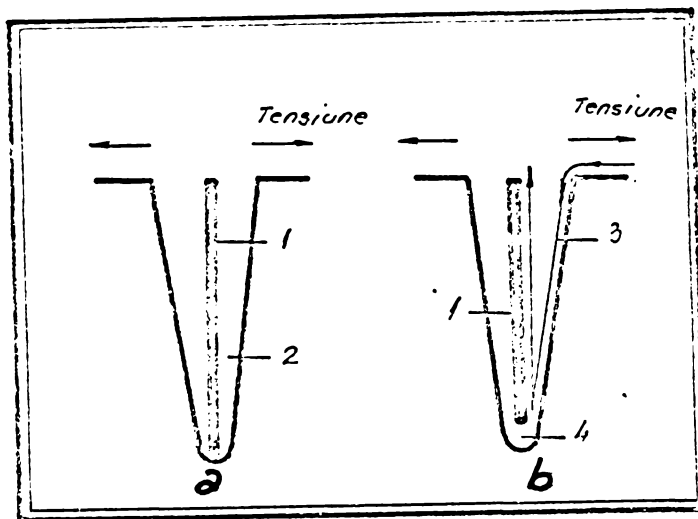


Fig.10. Mediul în care avansează o fisură în contact cu electrolitul:

- a) fără mișcarea electrolitului în fisură;
- b) cu mișcarea electrolitului în fisură;
- 1) metal dizolvat pentru formarea fisurii;
- 2) soluția pătrunsă în fisură;
- 3) circulația soluției în fisură;
- 4) soluția proaspătă.

Scăderea polarizației anodice de activare în zona deformată (vârful fisurii) conduce la creșterea vitezei de dizolvare a metalului în această zonă, viteză ce depășește cu mult pe aceea de pe pereții fisurii.

În condițiile create, există și posibilitatea descărcării hidrogenului din soluția apoasă formată de mediul tehnologic pe catedul format de metal.

Susceptibilitatea la fisurare este determinată de proprietățile metalului de bază:

- natura mediului agresiv;
- concentrația acestuia;
- pH-ul mediului;
- temperatura mediului.

3.3. Influența compoziției chimice.

Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice și de rezistență la coroziune se manifestă prin:

- modificarea structurii;
- modificarea granulației;
- precipitarea unor faze noi;
- modificarea purității (incluziunile nemetalice), transformarea lor într-o formă mai convenabilă și repartizarea lor;
- modificarea proprietăților electrochimice ale suprafeței oțelului în mediile de lucru.

Influența compoziției chimice asupra metalelor care nu mai suferă prelucrări tehnologice la cald și asupra metalelor care suferă asemenea prelucrări, trebuie privită în mod diferit. Influența elementelor de aliere trebuie privită diferit în funcție de structura metalografică care rezultă în urma tratamentului termic sau a prelucrărilor tehnologice care au la bază introducerea de căldură. În mod normal, pentru un oțel livrat cu un anumit tratament termic, creșterea conținutului de C și Cr, pînă la anumite valori, are un efect favorabil asupra rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune. Dacă oțelul urmează a fi sudat, creșterea conținutului acestor elemente are un efect defavorabil asupra rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune. Creșterea conținutului de Cr și C favorizează, în urma procesului de sudare, formarea unor structuri fragile, care la rîndul lor favorizează creșterea sensibilității la coroziunea fisurantă sub tensiune. De exemplu, la unele recipiente sferice, pentru depozitarea amoniacului, fabricate și montate în R.S.R. de către o întreprindere din R.S.C., s-au observat, la primul control feroflux, un număr foarte mare de fisuri, cu mult superior celor detectate la recipientele executate la întreprinderea "23 August". S-a constatat că sudura a fost executată cu electrozi cu conținut relativ ridicat de elemente de aliere. Conform indicațiilor din literatură, acest lucru ar fi trebuit să conducă la creșterea rezistenței față de coroziunea fisurantă sub tensiune. În cazul nostru concret, este foarte probabil ca în procesul de sudare aceste elemente să fi favorizat formarea unor structuri fragile, care la rîndul lor a favorizat creșterea sensibilității la coroziunea fisurantă sub tensiune.

În continuare se analizează influența elementelor de aliere asupra sensibilității la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune și asupra fragilizării. // ,

3.3.1. Carbonul.

Carbonul are o influență negativă asupra fragilității. Creșterea conținutului de carbon conduce la o scădere a rezilienței, atât la temperaturi pozitive (fig.11) cât și la temperaturi negative. Acest lucru se explică prin creșterea procentului de perlită în structura oțelului. Cementita încolțită în perlită împiedică curgerea plastică a metalului și constituie un concentrator de tensiuni și loc de amersare a fisurilor. Intre conținutul de perlită în structura oțelului și temperatura de fragilizare există o relație exprimată prin diagrama din fig.12.

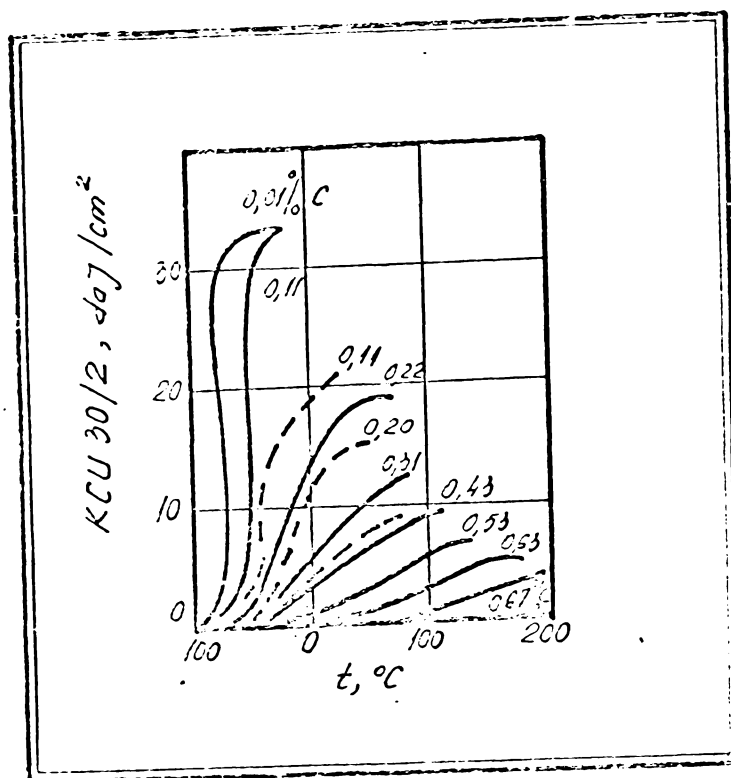


Fig.11. Influența conținutului de carbon asupra dependenței valorilor rezilienței de temperatură. [108]

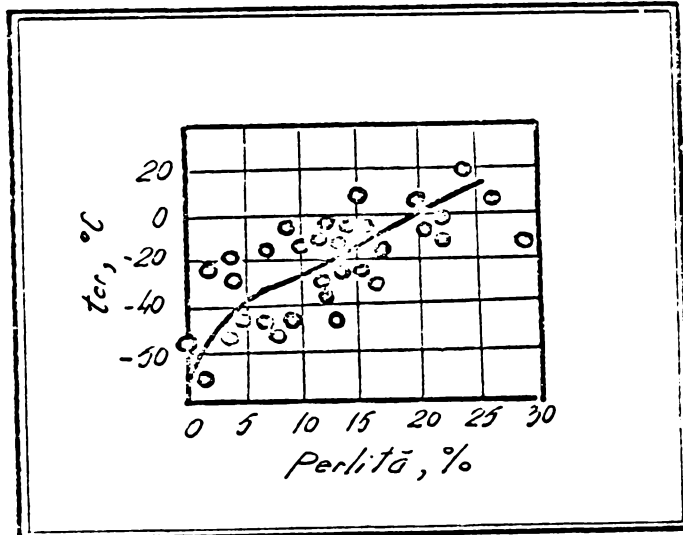


Fig.12. Dependența temperaturii critice de fragilizare, a unor oțeluri carbon normalizate, de conținutul de perlită din structură. [40]

Influența carbonului este legată și de tratamentul termic aplicat oțelului. Receacerea înaltă mărește efectul negativ al carbonului datorită creșterii granulației. Normalizarea sau călirea, urmată de revenire, împing pragul de fragilitate în direcția temperaturilor scăzute.

Din punct de vedere al rezistenței față de coroziunea fisurantă sub tensiune, un conținut optim de carbon poate fi considerat 0,11 - 0,20 %. În condițiile unor deformări plastice, odată cu creșterea conținutului de carbon peste 0,15 %, în general, rezistența oțelului față de coroziunea fisurantă sub tensiune scade. Oțelurile cu un conținut mai mare de carbon sînt foarte sensibile față de durificarea care apare datorită călirii care însoțește operația de sudare. Această durificare este foarte periculoasă din punctul de vedere al rezistenței oțelului față de coroziunea fisurantă sub tensiune.

O tendință mare de fisurare e prezentă și oțelurile cu conținut de carbon sub 0,02 % (care corespunde solubilității maxime în Fe- α la 723° C (996° K), determinată de cementita care precipită la granița cristalelor în procesul de răcire. Comparativ cu oțelurile cu structură perlite-feritică, potențialul de electrod al coroziunii oțelurilor cu e asemenea structură este foarte apropiată de domeniul critic, iar limitele grăunților posedă un potențial anodic mai ridicat.

La temperatura camerei creșterea conținutului de carbon conduce la scăderea coeficientului de difuzie. [98]

În literatură [70] se analizează influența conținutului de carbon în metalul de bază asupra tendinței oțelului spre fragilizare, datorită hidrogenului. Au fost analizate e serie de oțeluri cu conținuturi diferite de carbon, verificându-se modificarea proprietăților mecanice în funcție de creșterea conținutului de carbon și de timpul de încărcare a epruvetei cu hidrogen. Încercările au fost efectuate pe epruvete cu dimensiunile indicate în fig.13, care au fost supuse la proba de rupere la tracțiune. S-a efectuat și verificarea influenței carbonului echivalent, dar rezultatele sînt considerate ca neconcludente.

Rezultatele obținute sînt indicate în tabelul 9 și în fig. 14 și 15.

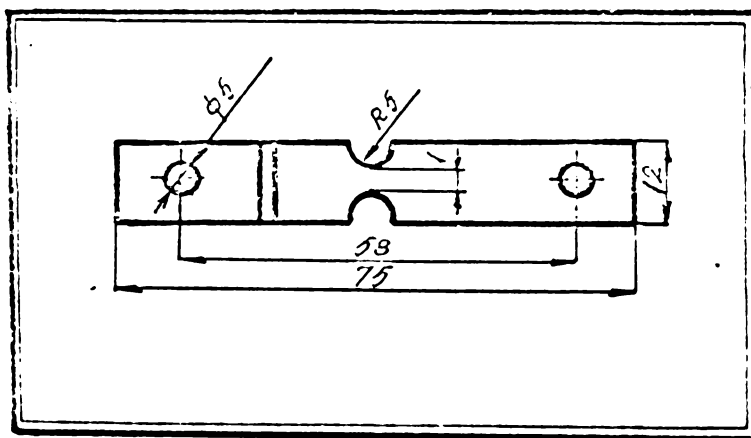


Fig.13. Epruvetă pentru verificarea tendinței de fragilizare.

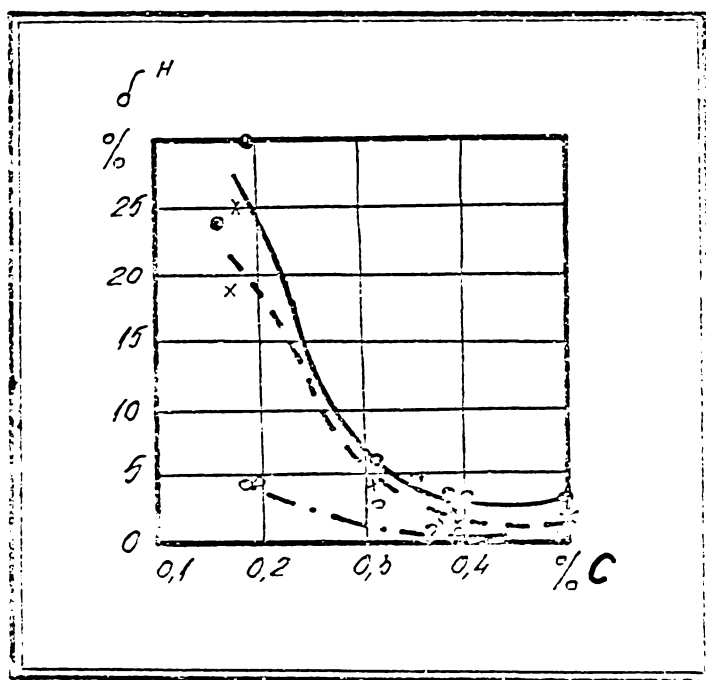


Fig.14. Dependența plasticității de conținutul de carbon, pentru oțeluri cu grade diferite de încărcare cu hidrogen. [67]

- - fără hidrogen;
- x - durata de încărcare cu hidrogen - 10 min.;
- o - durata de încărcare cu hidrogen - 30 min.

Epruvetele au fost supuse ciclului termic de sudare pe un simulator.

Rezultatele acestor încercări demonstrează că fragilizarea datorită hidrogenului crește odată cu creșterea perioadei de încărcare cu hidrogen și odată cu creșterea conținutului de carbon.

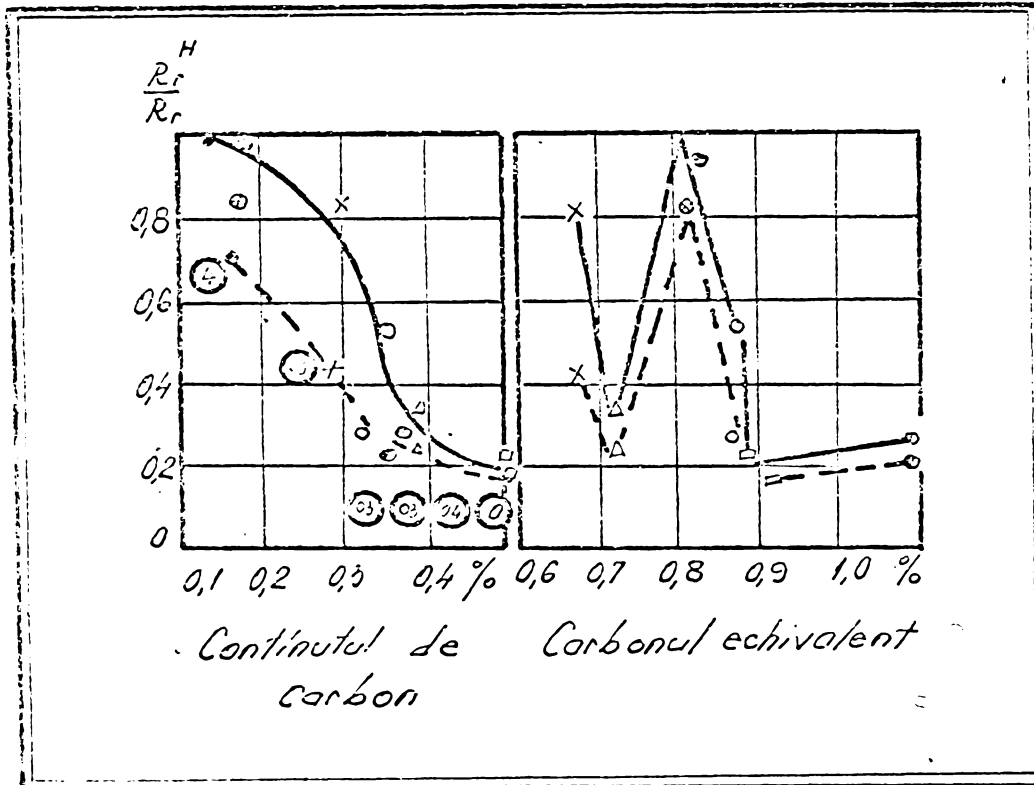


Fig.15. Influența duratei de încărcare cu hidrogen asupra rezistenței de rupere la tracțiune în funcție de conținutul de carbon (a) și de valoarea carbonului echivalent (b) [67]

————— încărcare cu hidrogen timp de 10 min.
 - - - - - încărcare cu hidrogen timp de 30 min.

Fragilizarea este favorizată de faptul că, structura martenitică devine mai grosolană pe măsură ce crește conținutul de carbon.

OBSERVAȚIE: - Carbonul echivalent s-a calculat cu formula:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} + \frac{P}{2}, \%$$

A și A^H - alungirea relativă a epruvetelor încărcate cu hidrogen și fără hidrogen în %.

. // ,

In fig.16 se indică modificarea coeficientului de difuzie a hidrogenului la temperatura de cameră, pe măsura creșterii conținutului de carbon în oțel. În funcție de mediul coroziv, conținutul de carbon are o influență diferită asupra comportării oțelului la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

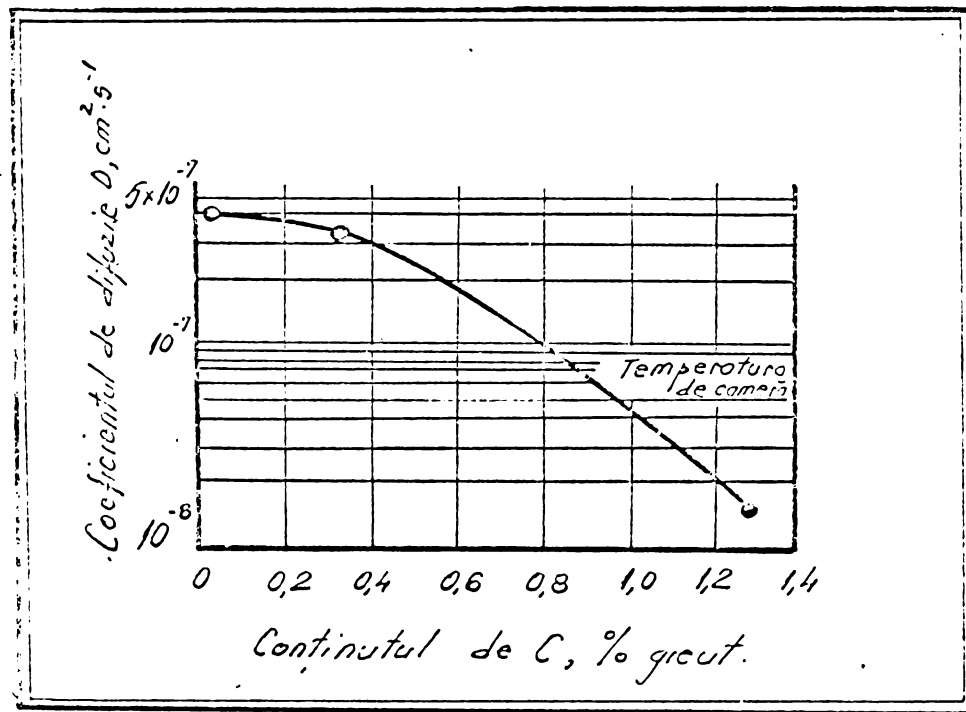


Fig.16. Coeficientul de difuzie a hidrogenului în oțel nealiat în funcție de conținutul de carbon și de temperatură. [98]

Tabelul 9

Modificarea proprietăților mecanice ca urmare a creșterii conținutului de carbon și a timpului de încărcare cu hidrogen.

Marca oțelului	C %	C _{ech.} %	A ₅ %	A ₇ %	$\frac{R_m^H}{R_m}$	A ₅ %	$\frac{R_m^H}{R_m}$
					Timpul de încărcare cu hidrogen 10 min.		Timpul de încărcare cu hidrogen 30 min.
	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.
15X2HM 9A (15H2NMF A)	0,16	0,81	24	18	1,0	4	0,71

. // ,

0.	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.
18X2H4B A (18H2H4V A)	0,18	0,82	30	25	0,98	4	0,81
30 X Γ C (30HGS)	0,30	0,69	6	4,5	0,81	2,5	0,42
38XH3M/A (38HN3MF A)	0,38	1,10	4	0,8	0,26	0,3	0,22
36XHLMP (36HN1MF)	0,35	0,88	5	3,0	0,53	0,3	0,26
40 X (40 H)	0,40	0,72	4	1,2	0,31	0,4	0,23
5XHB (5HNV)	0,50	0,89	3	0,6	0,20	0	0,18

3.3.2. Manganul.

Manganul ca și nichelul deplasează transformarea perlitică către temperaturi joase și datorită acestui lucru, contribuie la finisarea granulației. Acțiunea pozitivă a manganului și a nichelului poate fi mărită prin introducerea unor adaosuri de elemente care favorizează formarea carburilor. [1] Într-un anumit domeniu de concentrații, manganul favorizează creșterea rezistenței de rupere la tracțiune și a limitei de curgere. Influența manganului nu poate fi analizată independent de conținutul de carbon, deoarece, carburile de mangan, Mn_3C , mărand rezistența oțelului, scad plasticitatea lui.

Pentru oțelurile carbon, creșterea conținutului de mangan peste 2 %, împinge pragul de fragilitate în direcția temperaturilor pozitive. [32, 80].

Un mijloc de creștere a rezistenței față de fragilitatea la temperaturi scăzute, în cazul oțelurilor carbon și slab aliate, este creșterea raportului dintre conținutul de Mn și C. [80] Odată cu creșterea acestui raport, temperatura critică de fragilizare, scade într-o măsură destul de mare, fig.17. La temperatura de cameră, creșterea conținutului de mangan conduce la scăderea coeficientului de difuzie a hidrogenului, fig. 18. [98]

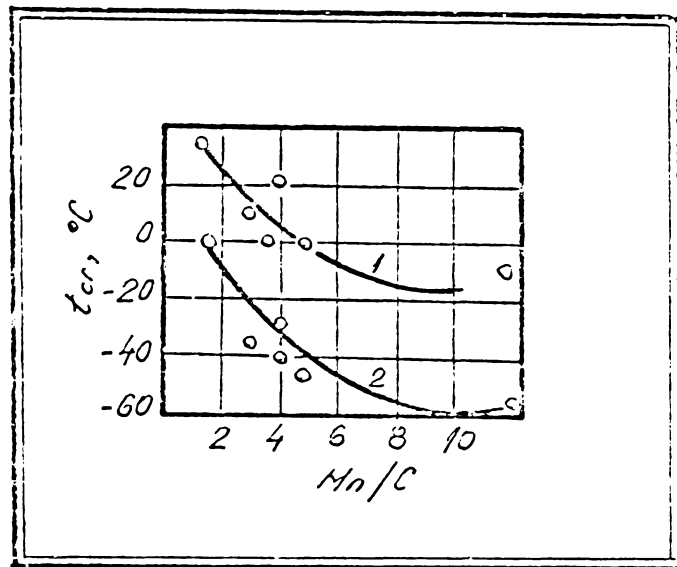


Fig.17. Dependența temperaturii critice de fragilizare (la KCU 30/2 = 2,7 daJ/cm²) a oțelurilor carbon, de valoarea raportului $\frac{Mn}{C}$; [80]
 1 - stare recoaptă
 2 - stare normalizată

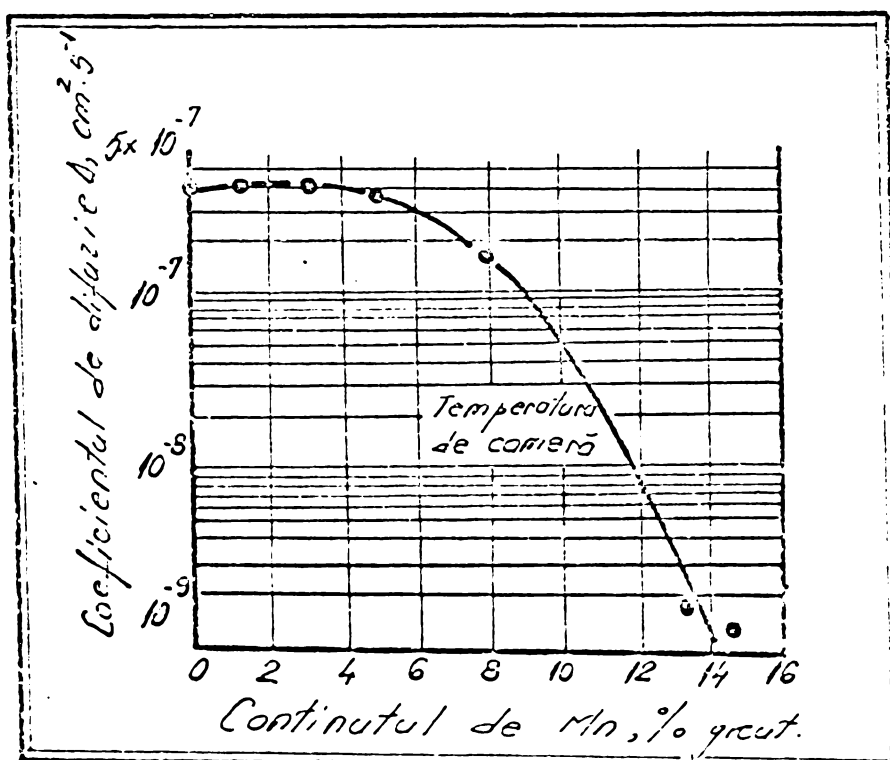


Fig.18. Coeficientul de difuzie a hidrogenului în aliajele Fe-Mn, funcție de conținutul de mangan și de temperatură [98]

3.3.3. Siliciu

La aceeași compoziție chimică, oțelurile calmate au pragul de fragilitate la temperaturi mai scăzute decât oțelurile necalmate. Se consideră că acest lucru se datorește acțiunii de dezoxidare exercitată de siliciu.

În fig.19 se indică modificarea coeficientului de difuzie a hidrogenului, la temperatura de cameră, pe măsura creșterii conținutului de siliciu în oțel.

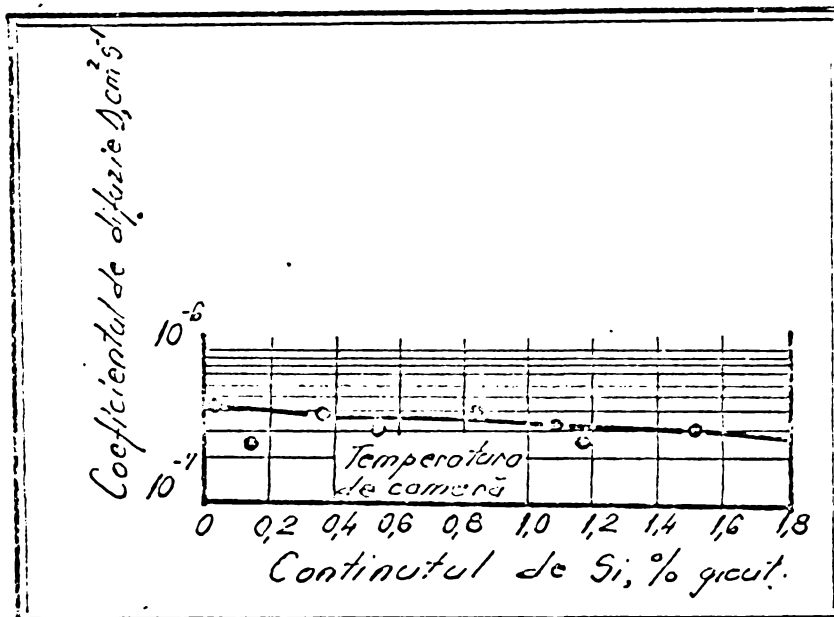


Fig.19. Coeficientul de difuzie a hidrogenului în aliajele Fe-Si în funcție de conținutul de siliciu și de temperatură. [98]

3.3.4. - Fosfor

Fosforul are un efect negativ asupra comportării oțelului la temperaturi negative. El produce o segregare puternică în soluție solidă, ceea ce determină neomogenitatea structurii și a proprietăților. Fosforul, care formează soluție solidă de substituție, prezintă un diametru atomic mare, determinând o creștere a durității și o scădere corespunzătoare a plasticității. Carbonul

și manganul măresc influența negativă a fosforului asupra fragilizării oțelului, scoțându-l din soluția solidă în regiunile de limită a grăunților, ceea ce conduce la slăbirea legăturii inter-cristaline. Creșterea conținutului de fosfor, în oțelurile slab aliate, cu 0,01 %, împinge temperatura critică de fragilizare cu circa 20°C în direcția temperaturilor pozitive.

3.3.5. Sulf

Sulful este practic insolubil în fier și există în metal sub formă de incluziuni, în special sub formă de sulfură de mangan. Creșterea conținutului de sulf cu 0,01 %, în dispașonul de concentrații 0,02 - 0,05 %, împinge temperatura critică de fragilizare cu 15° - 17° C în direcția temperaturilor pozitive.

3.3.6. Titan

Titanul este un modificador care asigură finisarea granulației și reducerea tendinței de supraîncălzire. El are o influență negativă asupra pragului de fragilitate, împingându-l în direcția temperaturilor pozitive.

3.3.7. Aluminiu

Aluminiul este un puternic dezoxidant și în același timp are un efect de modificador asupra oțelului. Rolul de modificador se explică prin marea afinitate a aluminiului față de azot, cu care formează nitruri. Gradul de afinitate față de azot este apropiat de cel al vanadiului. [29] Precipitarea submicroscopioasă a nitrurii de aluminiu împiedică creșterea cristalelor și conduce la formarea unei structuri fine. Legând azotul liber, aluminiul reduce în mod substanțial tendința oțelului spre îmbătrânire. Aluminiul, spre deosebire de alți modificali, cum ar fi: Ti, V, Nb, nu formează carburi. Dezoxidarea cu aluminiu este deosebit de efectivă, în special, atunci când se utilizează împreună cu siliciul.

Nitrurile de aluminiu, fin dispersate, determină scăderea temperaturii critice de fragilizare, creșterea limitei de curgere și rezistența la rupere. Temperatura critică de fragilizare scade pe măsură ce crește conținutul de azot legat de aluminiu - fig.20.

Din practică, la elaborarea oțelurilor pentru structuri sudate, care urmează a fi exploatate la temperaturi scăzute, se introduce caa. 0,02 % Al.

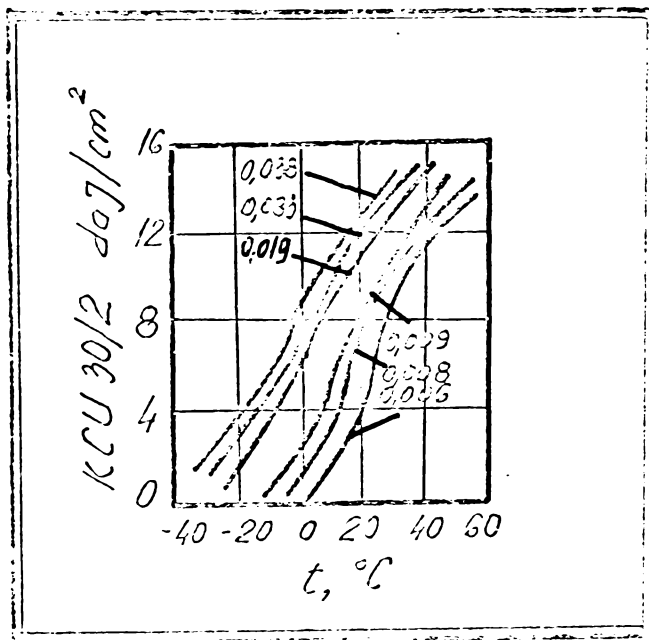


Fig.20. Influența conținutului de aluminiu asupra rezilienței la diferite temperaturi. (Oțeluri carbon. Cifrele din dreptul curbelor reprezintă conținutul de aluminiu în %). [40]

3.3.8. Vanadiu

Se găsește în oțel sub formă dizolvată și în combinații cu oxigenul, azotul sau carbonul. Vanadiul se repartizează uniform în oțel. Nu se observă segregări locale. [30] El are o influență mai puternică decât aluminiul asupra finisării granulației. La oțelurile carbon, pentru finisarea granulației este suficient o cantitate de 0,1 - 0,2% V. Acțiunea de finisare începe de la o concentrație de 0,056 % V. [30]

Vanadiul fiind un element care ridică într-o măsură mare rezistența oțelului, împinge pragul de fragilitate în direcția temperaturilor pozitive. În concentrații mici și în combinație cu alte elemente are o influență pozitivă asupra acestei proprietăți. Din contra, în concentrații mari și la un anumit regim de revenire, vanadiul poate determina reducerea plasticității, ca rezultat al precipitării carbonului. [62] În oțelurile carbon, cu un conținut de carbon de circa 0,20%, normalizate și cu impurități în cantități

normale, concentrația de vanadiu pînă la 0,10 % determină scăderea sensibilă a temperaturii de fragilizare. La concentrații mai mari a vanadiului, pragul de fragilizare începe să crească din nou, în direcția temperaturilor pozitive. În fig. 21 este ilustrată influența vanadiului asupra rezilienței în cazul unui oțel cu 0,2% C, iar în fig. 22, influența concentrației de vanadiu asupra temperaturii de trecere din stare plastică în stare fragilă. Scăderea pragului de fragilizare prin introducerea a 0,10 % V se explică prin efectul de finisare a granulației. La un conținut mai mare de vanadiu de 0,10 - 0,15 %, nu se mai observă reducerea în continuare a granulației, în schimb crește cantitatea de precipitații și mărirea lor, ceea ce în final, reduce valoarea rezilienței la temperaturi scăzute.

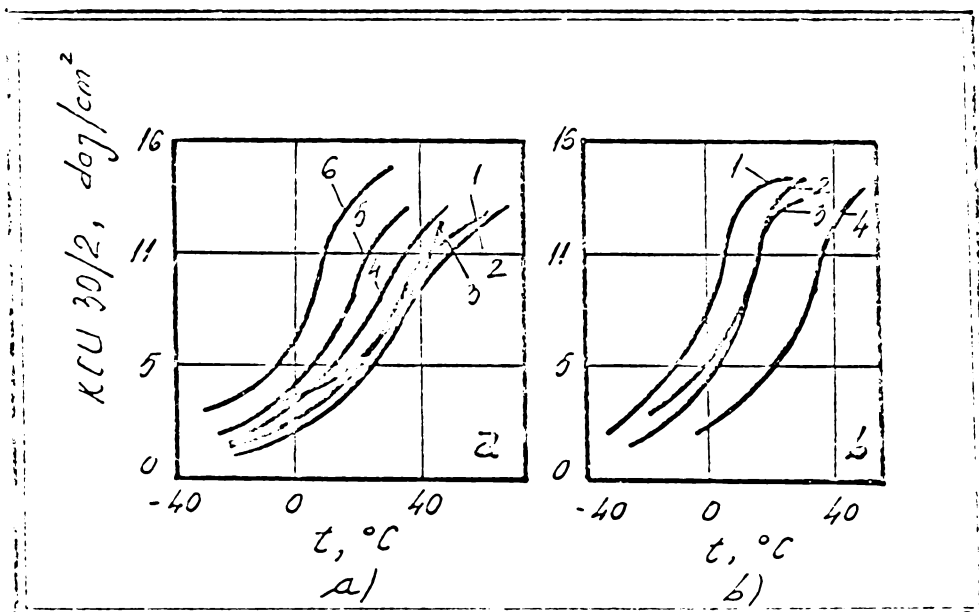


Fig. 21. Influența vanadiului asupra rezilienței oțelurilor carbon, cu conținut de 0,2 % C [30]

- a - pînă la 0,10 % V (1-0,012 % V;
 2 - 0,007 % V; 3-0,03 % V; 4-0,032 % V;
 5 - 0,056 % V; 6-0,102 % V;
 b - 0,10-0,26 % V (1-0,102 % V; 2-0,205%V;
 3 - 0,242 % V; 4-0,26% V)

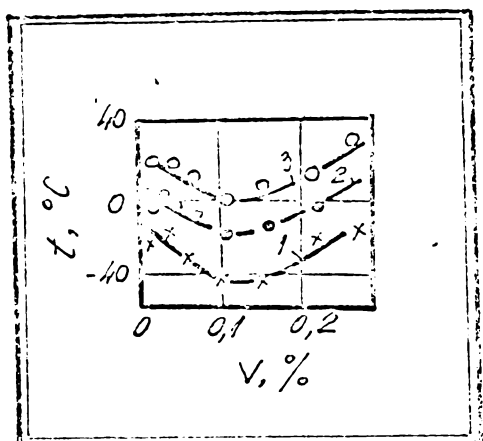


Fig.22. Influența concentrației de vanadiu asupra pragului de fragilitate al oțelului la diferite valori ale KU 30/2 în daaj (1-1,38; 2-2,78; 3-5,52). [30]

In concluzie, la oțelurile carbon cu un conținut de carbon pînă la 0,25%, utilizate în stare laminată la cald sau normalizată, creșterea conținutului de vanadiu cu 0,1 % conduce la o creștere a rezistenței de rupere la tracțiune cu 3,6 daN/mm². In paralel, scad alungirea și stricțiunea cu 1,0 și respectiv 1,4 %. Influența negativă asupra valorii resilienței apare la un conținut de vanadiu mai mare de 0,1 %. [30]

Influența vanadiului asupra fragilizării la detensionare este ilustrată în fig.23. [118]

3.3.9. Nichel.

Nichelul este un element care se introduce, în special, în materialele de adaos.

Oțelurile aliate cu nichel au o tenacitate ridicată la temperaturi coborîte. Trebuie avut, însă, în vedere că nichelul are o mare afinitate față de sulf și o solubilitate mare față de diferite gaze și în special față de hidrogen. Atunci cînd se utilizează materiale cu conținut de nichel, se impune ca materialele de bază și de adaos, precum și mediul tehnologic să aibă un conținut redus de sulf.

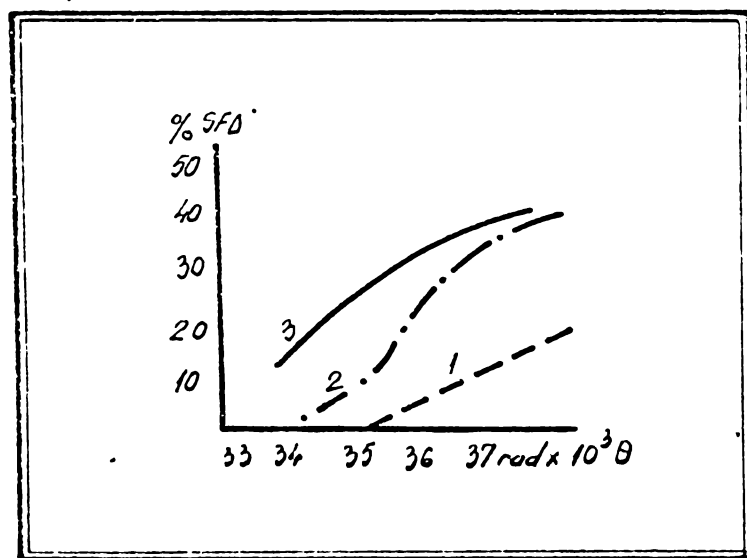


Fig.23. Curbele de fragilizare la detensionare la o serie de oțeluri cu conținut variabil în vanadiu: 1 - Urme; 2-0,04 % V; 3-0,08 % V. [118]

De asemenea, se impune uscarea materialelor de adaos înainte de utilizare, pentru reducerea conținutului de hidrogen.

În fig.24 se indică modificarea coeficientului de difuzie a hidrogenului, la temperatura de cameră, pe măsura creșterii conținutului de nichel în oțel. [8]

Creșterea conținutului de nichel în oțelurile slab aliate poate reduce rezistența la fisurare în soluții care conțin hidrogen sulfurat și în mediu de azotați. Această creștere este periculoasă și datorită posibilității de formare a fazei martensitice. Din această cauză, concentrația nichelului, chiar la duritatea oțelului HRC - 22, nu trebuie să depășească 1%. [117]

Tendința mai mare la fisurare a oțelurilor cu conținut de nichel; se explică prin influența sa foarte mare asupra desfășurării procesului catodic. La oțelurile cu nichel se observă cea mai mică tensiune catodică. Ca rezultat, crește ecluzia hidrogenului în metal, ceea ce conduce la creșterea tendinței metalului să cedeze la fisurare prin coroziune. Acțiunea corozivă a oțelurilor cu 1 % Ni se produce prin formarea unei mulțimi de fisuri intercristaline, în timp ce la alte oțeluri se formează, de regulă, o singură fisură principală. Se presupune că existența nichelului favorizează formarea unui număr mare de granițe ale cristalelor predispuse la fisurare ca urmare a îmbogățirii lor cu carbon.

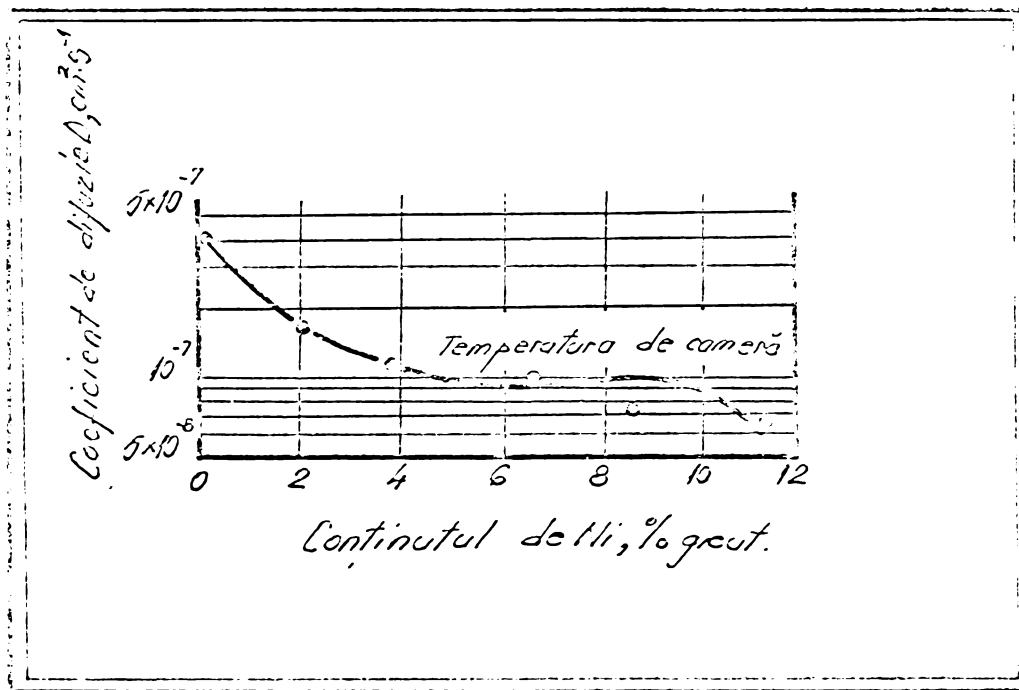


Fig.24. Coeficientul de difuzie a hidrogenului in aliajele Fe-Ni in functie de continutul de nichel si de temperatura. [8]

3.3.10 - Niobiu.

In ultima perioada au inceput să fie elaborate oțeluri cu un conținut de 0,2 - 0,3 % Nb. In stare normalizată, aceste oțeluri au o granulație fină.

Niobiul contribuie la creșterea durității și a rezistenței oțelurilor. Are o mare afinitate față de carbon și azot, formând carburi și nitruri. Față de carbon are o afinitate mai mare decât cromul, manganul și vanadiul. Datorită acestor proprietăți, niobiul este un modificator foarte eficace. Pentru o finisare deplină a granulației este suficient un adaos de 0,15 % Nb. Chiar la un conținut de 0,10 % Nb se observă o creștere a limitei de curgere, a rezistenței la rupere și a rezilienței. O creștere suplimentară a conținutului de niobiu începe să influențeze negativ aceste proprietăți. [6] Influența niobiului asupra finisării granulației este mai mare decât a vanadiului - fig.25.

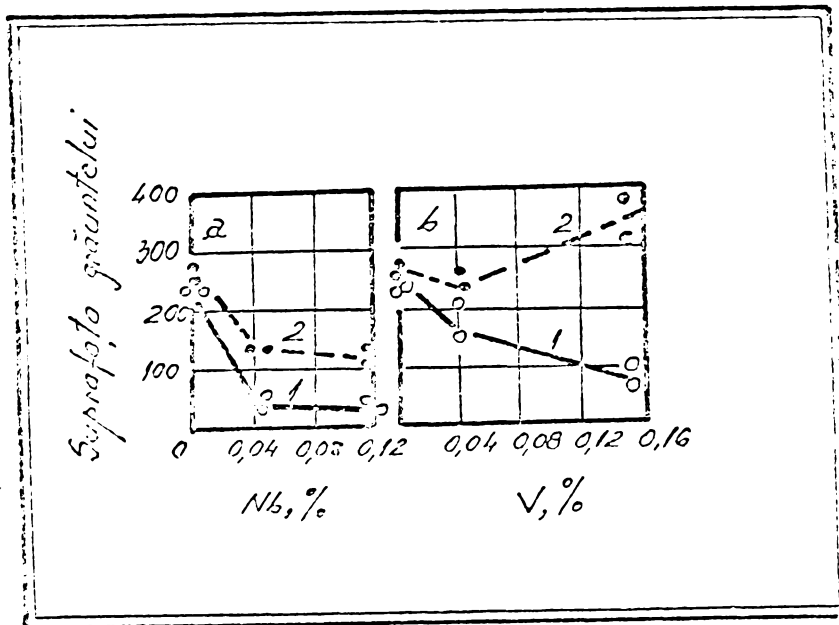


Fig.25. Influența conținutului de niobiu (a) și vanadiu (b) asupra mărimii grăuntelui în cazul unui oțel laminat la cald (1) și normalizat (2) cu grosimea 8-10 mm (normalizarea la 920°C, menținerea pe palier 1 oră).

Pentru construcții sudate nu se recomandă microalierarea cu niobiu, dacă nu conține în același timp și 0,02 % Al. Oțelurile care sînt aliate numai cu niobiu sînt mult mai sensibile la îmbătrînire decît oțelurile aliate, numai cu aluminiu, sau cu aluminiu și niobiu.

Efectul normalizării asupra oțelurilor aliate cu niobiu este foarte redus, ca urmare a coagulării carburilor de niobiu. În timp ce formarea nitrurilor de vanadiu și aluminiu finisează granulația și conduc la creșterea rezilienței, precipitarea carburilor de niobiu reduce această ultimă proprietate.

În concluzie, niobiul are o influență mare asupra rezistenței unui oțel, dar în același timp se observă o scădere a rezilienței după tratamentul termic de normalizare. Utilizarea niobiului în cazul oțelurilor care urmează a fi utilizate la temperaturi scăzute nu este prea eficientă. El se utilizează, de obicei, împreună cu aluminiul și vanadiul.

3.3.11. - Azot.

Au căpătat răspîndire oțelurile cu conținut mai ridicat de azot în combinație cu alte elemente care formează nitruri. În calitate de elemente care formează nitruri se utilizează Al, V, Ti, Nb, etc. [121] O răspîndire mai largă au căpătat-o: Al, V și Nb care în anumite situații se introduc împreună. O cantitate de 0,004 - 0,02 % azot nu conduce la formarea porilor în procesul de cristalizare. Într-un lingou de oțel carbon calmat, concentrația azotului crește de jos în sus și de la periferie spre axă. Gradul de segregare crește în paralel cu creșterea conținutului absolut de azot. [29] Existența azotului și răspîndirea sa neuniformă sînt efecte nedorite, deoarece azotul, ca și carbonul, este cauza principală care provoacă îmbătrîndrea oțelurilor cu conținut redus de carbon, feritice și ferito-perlitice.

Existența azotului, sub formă de nitruri de fier, face ca oțelurile slab aliate să devină sensibile la deformarea la rece, conduce la scăderea rezilienței și la creșterea temperaturii de fragilizare. Acest ultim factor devine și mai important după deformarea la rece.

Dacă azotul există sub formă de nitruri de aluminiu, oțelul devine insensibil la deformare la rece. Stările intermediare depind de raportul dintre conținutul de nitruri de fier și nitruri de aluminiu.

Apariția în structura oțelului a precipitațiilor de carburi și nitruri contribuie la îmbunătățirea proprietăților mecanice ale respectivului oțel. În legătură cu acest efect, azotul poate fi privit ca element de aliere. Dar efectul său pozitiv nu apare independent, ci numai în cuplaj cu elementele care formează, împreună cu el, nitruri. Ca element de aliere, azotul se introduce, de obicei, în așa fel încît să se ajungă la o concentrație de circa 0,03 %. În oțelurile desoxidate cu aluminiu, ca urmare a formării unor particule de nitruri de aluminiu, se obține o finisare substanțială a granulației. Acest lucru conduce la o oarecare creștere a rezistenței, la creșterea rezilienței, la scăderea temperaturii de fragilizare și la scăderea tendinței de îmbătrînire. Efecte asemănătoare au și alte elemente care formează nitruri: V și Nb.

3.3.12. Analiza globală a elementelor care formează compoziția chimică a unui oțel.

Analizând influența compoziției chimice a unui oțel s-a stabilit, cu o oarecare aproximație, influența diferitelor elemente

O serie de cercetători [30] au stabilit un coeficient de creștere a proprietăților de rezistență la oțelurile la care elementele din compoziția chimică nu depășesc următoarele valori:

C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Ti	P
0,20	1,60	1,00	1,30	1,00	0,15	0,05	0,15

Valoarea coeficientului este:

Elementul	R_c	R_m	Elementul	R_c	R_m
C	28	70	Ni	4,5	3,4
Mn	8,4	8,0	V	36	32
Si	5,6	9,2	Ti	77	54
Cr	5,5	7,4	P	55	46

Din punct de vedere a influenței asupra proprietăților de rezistență, în sensul scăderii lor, elementele studiate pot fi așezate în următoarea ordine: Ti, P, V, Mn, Si, Cr, Ni. Avînd în vedere că în limitele indicate mai sus, vanadiul are o influență favorabilă și asupra fragilității la temperaturi negative, el este preferat altor elemente. Acesta este și motivul pentru care majoritatea producătorilor preferă vanadiul ca element de aliere, dar nu totdeauna țin cont de influența sa negativă la concentrații mai mari.

În ceea ce privește difuzia hidrogenului, s-a constatat, că la temperatura camerei, elementele de aliere provoacă o reducere a vitezei de difuzie.

3.3.13. Carbonul echivalent.

Analizînd limitele compoziției chimice admise de norme, se poate observa că același oțel, dar provenit din șarje diferite, poate avea comportări diferite la sudare. Oțelurile care au conținutul de carbon și elementele de aliere la limita inferioară se sudează bine, în timp ce același tip de oțel cu conținutul de carbon și elementele de aliere la limita superioară se sudează dificil. În situațiile limită, cînd toate elementele din oțelul R 52-7a/S.1 sînt la valoarea maximă, carbonul echivalent este 0,516 și invers, cînd toate elementele sînt la valoarea minimă, carbonul echivalent este 0,360.

. // ,

În această situație, apare necesitatea stabilirii unui echilibru între conținutul de carbon și elementele de aliere. Creșterea conținutului unor elemente trebuie însoțită de scăderea altor elemente. Acest lucru poate fi realizat numai prin respectarea unui anumit raport, între elementele care formează compoziția chimică a unui oțel, raport care se reflectă în carbonul echivalent. În vederea obținerii unui raport optim între componente, se impune stabilirea carbonului echivalent la un nivel care să permită, ca respectivul oțel să se poată suda în bune condițiuni.

Condiția de carbon echivalent obligă producătorul de oțel să asigure raportul optim, stabilit, între elementele compoziției chimice. În caz contrar, sub motiv că toate elementele se încadrează în limitele prescrise, poate elabora un oțel de aceeași marcă, dar care să ridice probleme la sudarea lui.

S-a observat, în urma probelor efectuate, că rezultate constant bune se obțin numai în cazul unor oțeluri la care valoarea carbonului echivalent, luând în considerație compoziția chimică pe oțel lichid, este mai mică de 0,43 %.

La stabilirea carbonului echivalent trebuie avut în vedere că, de obicei, compoziția chimică indicată în buletine este dată pe oțelul lichid. Datorită segregățiilor, există o deosebire între compoziția chimică pe oțel lichid și compoziția chimică pe produs.

În urma experienței acumulate, s-a constatat că dintre probele curențe care se efectuează pentru verificarea recipientelor sferice, proba care ilustrează cel mai bine creșterea elementelor compoziției chimice spre limitele superioare, este îndoirea pe dorn. Apariția constituenților fragili, ca urmare a creșterii conținutului de carbon și a elementelor de aliere, provoacă ruperea epruvetelor la un unghi mai mic de 180° .

3.4. Influența impurităților.

De obicei, oțelurile conțin și impurități cum ar fi: sufluri, nitruri, carburi, oxizi. Uneori apar și combinații ale lor, mai complicate. Formarea incluziunilor nemetalice este determinată de compoziția chimică a oțelurilor, iar forma lor este determinată de regimul tratamentului termic, în procesul de deformare plastică. În ceea ce privește cantitatea, forma și dispunerea lor, depinde, în principal, de tehnologia de topire și turnare, de tehnologia de desoxidare, de dimensiunea și greutatea lingoului, de viteza de cristalizare, etc.

Incluziunile nemetalice sînt dispuse, de obicei la limita grăunților, slăbind legătura intercristalină. Ele formează concentratori de tensiune, ceea ce favorizează formarea microfisurilor, care la rîndul lor, influențează negativ comportarea oțelurilor la temperaturi scăzute. Această influență apare mai evident la executarea probelor de reziliență pe epruvete transversale față de direcția de laminare. Scăderea conținutului de incluziuni și obținerea unor incluziuni cu forme mai convenabile, reduce influența lor negativă și creează posibilitatea obținerii unor oțeluri cu proprietăți superioare.

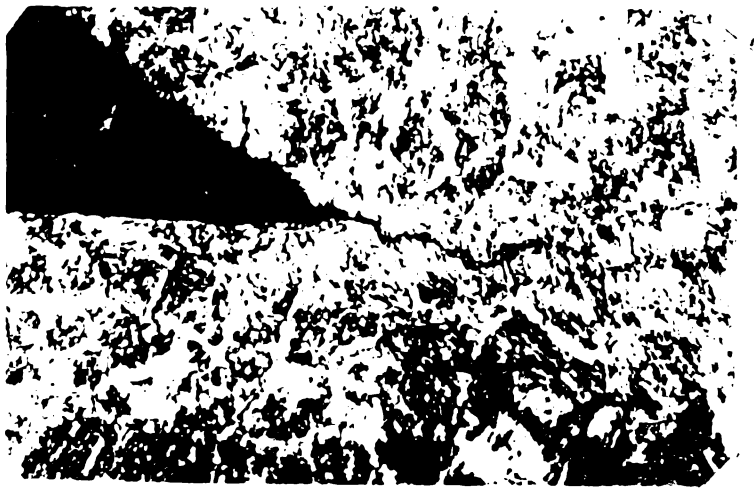
Folosirea dezoxidanților care favorizează formarea unor incluziuni sferoidale, a unei structuri mai compacte și unei granulații mai fine, mărește capacitatea oțelului de a se comporta bine la temperaturi scăzute.

În urma cercetărilor efectuate cu ocazia executării podului de la Giurgeni - Vadul Oii s-a putut constata că, incluziunile joacă un rol important, mai ales la propagarea fisurilor subordon (în trepte), iar cele situate în apropierea suprafeței tablelor pot intra și pe linia de fuziune sau în sudură, favorizînd formarea unor fisuri și în aceste zone ale îmbinării sudate, fig. 26. În cazul existenței unor incluziuni în tablă, sau a unor stratificări din laminare, în zona subordon se produc planuri de minimă rezistență, oferind fisurilor condiții favorabile pentru inițiere și propagare. Acest fapt rezultă din aspectul caracteristic în trepte al majorității fisurilor propagate în materialul de bază. La probele efectuate, influența incluziunilor asupra formării fisurilor, s-a putut observa în mod sistematic în cursul examenului microscopic.

Influența incluziunilor este mai mare atunci cînd solici-tarea se produce în direcția grosimii tablei, așa cum este cazul la sudarea îmbinărilor de colț și a racordurilor.

Prezența incluziunilor nu este cauza directă a formării fisurilor, ci doar un factor favorizant în procesul de fisurare. Ele trebuie considerate ca defecte existente în tablă, care reduc calitatea îmbinărilor sudate și măresc pericolul de fisurare.

Incluziunile nemetalice au o influență foarte mare și asupra probei de îndoire pe dorn. Din 80 epruvete de îndoire, prelevate din plăcile de control sudate împreună cu un recipient sferic, un număr de 52 epruvete s-au rupt la unghiuri mult mai mici de 180° . De menționat că aceste probe au fost astfel prelucrat^e, încît au fost eliminate toate neregularitățile sau defectele de suprafață care ar fi putut constitui concentratori de tensiune. Îngreșarea



**Fig.26a. Fisură sub cordon
Alege Nitai 2%, 200 x.**



**Fig.26b. Fisură combinată (pe linia de fuziune
și în sudură) Alege Nitai 2%, 200 x.**

**Fig.26. Exemple de fisuri sub cordon și fisuri
combinate la rădăcina sudurilor.**

cordoanului de sudură a fost prelucrată și apoi finisată, iar muchiile epruvetei au fost rotunjite prin pilire.

S-a considerat că conținutul ridicat de incluziuni nemetalice observat la toate epruvetele examinate, a determinat crearea de discontinuități în masa metalului de bază, ceea ce are drept urmare reducerea plasticității oțelului. Pe lângă aceasta, unele incluziuni (silicați fragili) fiind foarte mari, acționează ca o creștătură interioară, micșorând valorile proprietăților mecanice, iar cele înșiruite determină o sensibilitate la fisurare. Aceste defecte evidențiate la controlul metalografic au determinat ruperea epruvetelor la proba de îndoire pe dom la unghiuri mai mici de 180° . Ruperile s-au produs în zona de influență termică.

3.5. Influența calității îmbinărilor sudate.

Un factor important de concentrare a tensiunilor, ceea ce conduce la creșterea susceptibilității față de fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune, îl constituie defectele îmbinărilor sudate. Defectele de suprafață au o influență mai mare decât defectele interne asupra acestui fenomen. Aceste defecte, pe lângă concentrarea tensiunilor, creează și posibilitatea concentrării ionilor care inițiază coroziunea fisurantă sub tensiune. În fig. 27 se indică defectele de sudură care au o influență deosebită asupra susceptibilității la coroziune fisurantă sub tensiune. De altfel, defectele de suprafață pot fi foarte periculoase și în situația în care nu se pune problema coroziunii fisurante sub tensiune. Defectele de suprafață însoțite de încreștări pot constitui amorse ale unor ruperi fragile. Din această cauză, de exemplu: la execuția podului de la Giurgeni - Vadu Oii s-a acordat o mare atenție excluderii acestor defecte.

S-a controlat, în special, modul în care se făcea încheierea cordoanelor de sudură la nervurile de întărire. În acest caz, caracterele de încheiere nu trebuie amplasate la capătul nervurii. În aceste locuri cordoanul de sudură se continuă fără întrerupere în jurul capătului nervurii - fig.28. Dacă în aceste locuri, datorită accesului mai greu, se forma o îngrănădire de metal, se efectua o polizare cu biaxul, în așa fel încât la pipăit suprafața să fie netedă.





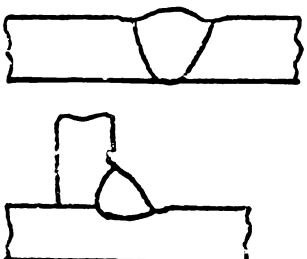

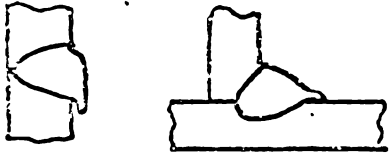
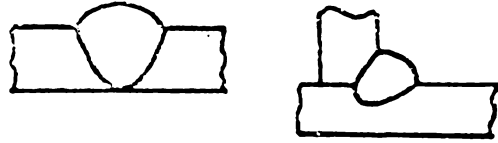
<i>Defecte exterioare care au un efect deosebit asupra coroziunii fisurante sub tensiune.</i>	
<i>Schita defectului</i>	<i>Denumirea defectului.</i>
	<i>Scurgere de metal topit</i>
	<i>Nepătrundere la rădăcină</i>
	<i>Crestătură la rădăcină.</i>
	<i>Denivelarea marginilor fezelor adiacente.</i>
	<i>Crestături marginale</i>
	<i>Crestături între rinduri</i>
	<i>Scurgere de metal topit.</i>
	<i>Îngroșare necorespunzătoare a curăturii.</i>

Fig.27. Defecte exterioare care au un efect deosebit asupra coroziunii fisurante sub tensiune.

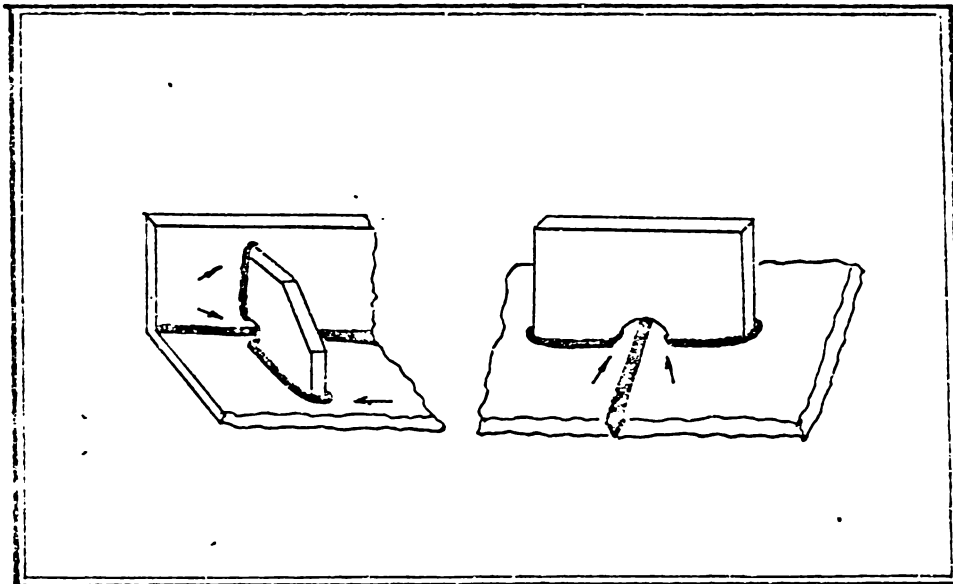


Fig.28. Sudarea corectă a nervurilor (la capetele indicate cu săgeți, cordonanele nu se întrerup).

3.6. Influența structurii

Fragilizarea și rezistența la coroziune a metalelor supuse acțiunii comune a mediului coroziv și a tensiunii mecanice, depind de macro și microstructura lor. Structura influențează nu numai asupra inițierii și propagării fisurilor.

Fragilizarea datorită hidrogenului este cu atât mai accentuată cu cât structura oțelului este mai puțin stabilă din punct de vedere termodinamic.

Formarea martensitei este însoțită de deformarea rețelei cristaline și ca urmare apar tensiuni ridicate, ceea ce favorizează fragilizarea. Existența martensitei în zona influențată termic conduce, în prezența hidrogenului, la fragilizarea stratului subordon.

La oțelurile cu conținut mai mare de carbon fragilizarea este favorizată de faptul că structura martensitică devine mai grosolană odată cu creșterea conținutului de carbon în oțel. Oțelurile cu conținut mic de carbon sînt supuse fragilizării într-o măsură mai mică la o acțiune suplimentară a hidrogenului.

Cel mai usual criteriu de a caracteriza starea de echilibru termodinamic a structurii este duritatea și determinarea structurii metalografice. Determinarea durității în cusătură și în zona influențată termic se face folosind metoda VICKERS cu 10 kgf (HV 10).

Pentru îmbinările sudate se admite ca duritate maximă în zona influențată termic să fie sub 350 HV 10 pentru a nu avea un pericol marcant de apariție a fisurilor subordon.

În S.U.A. s-a publicat în anul 1973 un referat dedicat problemei utilizării oțelurilor pentru confecționarea utilajelor și conductelor care sînt exploatate în medii care favorizează coroziunea fisurantă sub tensiune și în special în medii tehnologice care conțin H_2S . Printre altele, se comunică că oțelurile carbon se comportă foarte bine în aceste medii, la un nivel al durității HRC ≤ 22 . Pentru materialele care în urma unor prelucrări, la rece sau la cald, capătă durități mai mari, se recomandă aplicarea unor tratamente termice, prin care se reduce duritatea HRC la valoarea maximă 22.

3.7. Influența tensiunilor.

Generarea unei fisuri este posibilă numai dacă există tensiuni suficiente de mari pentru a învinge rezistența locală a materialului. În structurile sudate, pe lângă tensiunile date de exploatarea structurii, (apar și tensiuni introduse în procesul de exploatarea structurii) apar și tensiuni introduse în procesul de sudare și localizate în zonele adiacente îmbinărilor, adică în zona influențată termic.

Recipientele sferice suportă în exploatare presiuni interioare și au din acest punct de vedere o stare de eforturi unitare definită. Această solicitare de bază, împreună cu eforturile suplimentare datorită greutății proprii, rezemării, condițiilor de exploatare și condițiilor climatice, precum și presiunea hidrostatică care intervine la partea inferioară a recipientului, dau tensiunile de exploatare care influențează fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune. La acestea se mai adaugă și tensiunile introduse în procesul de sudare.

Starea de tensiuni are o influență hotărîtoare asupra fragilității datorită hidrogenului. Fragilizarea apare fie la concentrații scăzute de hidrogen și concentrări puternice de tensiuni, fie la concentrații ridicate de hidrogen și concentrări slabe de tensiuni.

Dacă tensiunile de exploatare sînt, în general, uniform repartizate, tensiunile introduse de sudare sînt repartizate neuniform și se concentrează în zonele adiacente sudurii, apărînd vîrfuri de tensiune.

Pentru structura sudată, vîrfurile de tensiune sînt mai periculoase decît tensiunile repartizate uniform în întreaga masă a metalului. Dacă, din anumite motive, metalul a devenit fragil și nu mai are o plasticitate suficientă ca prin deformări locale să limiteze vîrfurile de tensiune, atunci în zona respectivă pot apare fisuri. În cazul îmbinărilor sudate nu există discontinuitate de material, transmiterea eforturilor de la o piesă la alta se face - prin cusătura de sudură - în mod continuu, fără salturi.

Totuși și în cazul îmbinărilor sudate coeficienții de concentrare a eforturilor unitare pot ajunge la valori periculoase.

În funcție de direcția de acțiune a tensiunilor față de cusătură ele se împart în longitudinale, care favorizează dezvoltarea fisurilor perpendiculare pe axa cusăturii și transversale, care favorizează dezvoltarea fisurilor de-a lungul cusăturii.

Încărcarea neuniformă cu tensiuni remanente condiționează creșterea neomogenității electro-chimice a metalului și favorizează potențialul de electrod în Z.I.T.

3.7.1. Influența tensiunilor remanente în cazul oțelurilor slab aliate și aliate.

Datorită unei rigidități mai mari a acestor oțeluri, există posibilitatea apariției, după sudare, a unor tensiuni remanente mai importante. Rezultă că în structuri sudate executate în condiții identice, dar din oțeluri diferite, tensiunile remanente maxime vor apărea în structura mai rigidă, adică în cea executată din oțeluri cu limita de curgere mai ridicată. Nivelul maxim al tensiunilor remanente nu poate depăși valoarea limitei de curgere și, în consecință, nivelul tensiunilor remanente este cu atît mai ridicat cu cît oțelul are o limită de curgere mai ridicată.

Nivelul tensiunilor remanente depinde și de modul în care variază limita de curgere cu temperatura. La oțelurile cu conținut mic de carbon, limita de curgere devine practic nulă la temperaturi peste circa 600°C. Dilatările și contractiile care au loc în zona care (manometru) este încălzită peste 600°C au ca rezultat numai deformarea plastică a acestei zone, fără ca la acea temperatură să apară tensiuni apreciabile. Este ca și cînd între elementele reci

ale structurii în curs de sudare ar exista un element plastic care se deformează la cea mai mică solicitare. Se poate considera că, deși o anumită zonă a fost încălzită la sudare la o temperatură mult mai mare, fenomenul se petrece ca și când răcirea ar avea loc de la temperatura pentru care limita de curgere este aproximativ egală cu zero.

La oțelurile slab aliate limita de curgere la cald este mai ridicată decât în cazul oțelurilor carbon, din care cauză și nivelul tensiunilor remanente va fi mai mare.

3.7.2. Influența formei îmbinării sudate.

Din punct de vedere al distribuției eforturilor unitare, cusăturile cap la cap - așa cum sînt majoritatea cusăturilor recipientelor sferice - reprezintă cea mai bună formă de îmbinare. Dacă cusătura este de bună calitate și îngroșarea $\Delta\alpha$ (fig.29) este înlăturată prin prelucrare, valoarea coeficientului de concentrare a eforturilor unitare se poate considera egală cu 1. Dacă îngroșarea $\Delta\alpha$ nu a fost înlăturată, distribuția eforturilor unitare, în cazul îmbinării solicitată axial, în regiunea cusăturii, nu este uniformă. În fig.29 se dă epura distribuției eforturilor unitare normale care acționează în direcția normală pe cusătură.

În fig.29 a,b. se dau epurele distribuției eforturilor unitare normale în secțiunea A și B iar în fig. 29 c se dă epura tensiunilor normale și tangențiale în secțiunea C (secțiunile A și B sînt arătate în fig.29 A)- Cu cît îngroșarea cusăturii este mai mică și cu cît recordarea cu metalul de bază este mai lină, cu atît valoarea coeficienților de concentrare este mai mică. În fig. 30 se dau valorile coeficientului de concentrare al eforturilor unitare normale α_K , în cazul unei îmbinări cap la cap, în funcție de îngroșarea cusăturii $\Delta\alpha$, și de raza de recordare r , pentru grosimi ale elementelor sudate (t) de 10 și 40 mm.

În cazul recipientelor sferice se întîlnesc, într-o pondere mai mică și alte tipuri de îmbinări cu o distribuție a eforturilor mai puțin optimă decât în cazul îmbinărilor cap la cap. Pentru aprecierea influenței formei constructive este propus un șir etalon. Etalonul A, reprezintă capacitatea de deformare a metalului depus.

În funcție de valoarea minimă a lui A, la care nu apar încă fisuri, se poate judeca susceptibilitatea îmbinării la formarea fisurilor. În literatură este indicată pentru cîteva tipuri de îmbinări, valoarea lui A la care nu apar fisuri, încă. Cu cît este mai mare valoarea lui A, cu atît tendința de fisurare este mai mare.

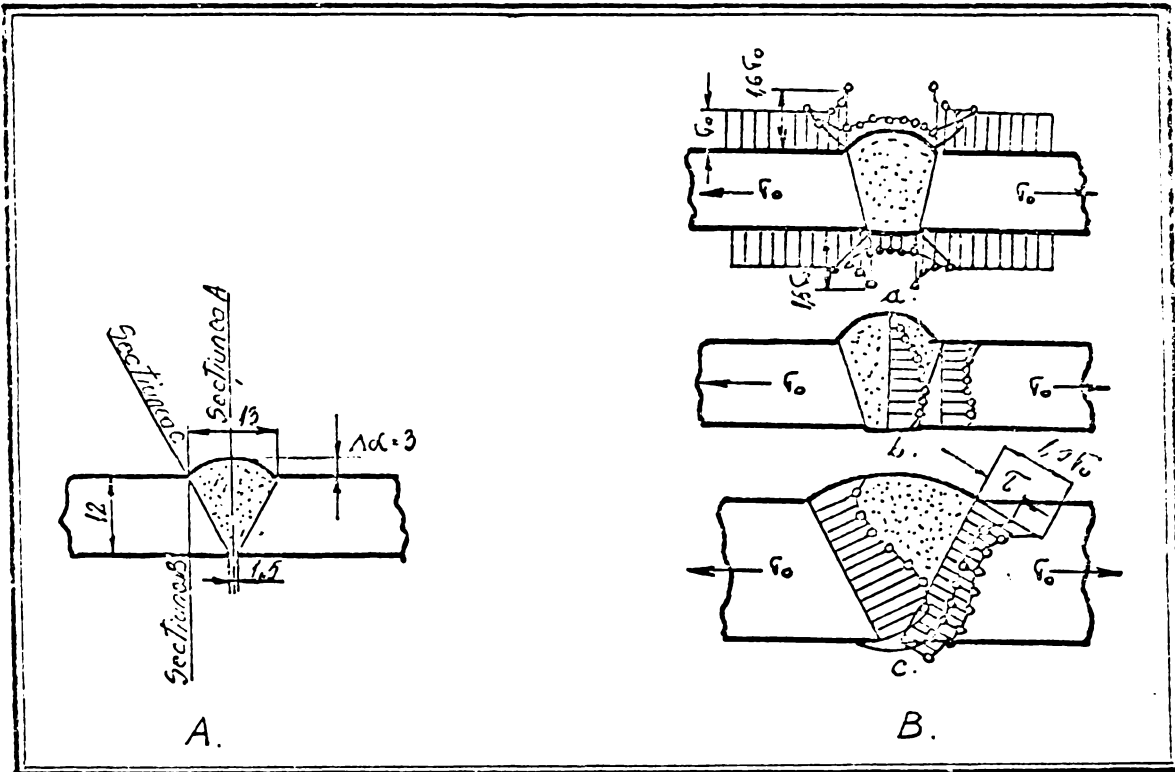


Fig. 29. Distribuția eforturilor unitare în îmbinările realizate prin cusături cap la cap
 A - în funcție de îngroșarea cusăturii, Δd ;
 B - în funcție de raza de racordare, r .

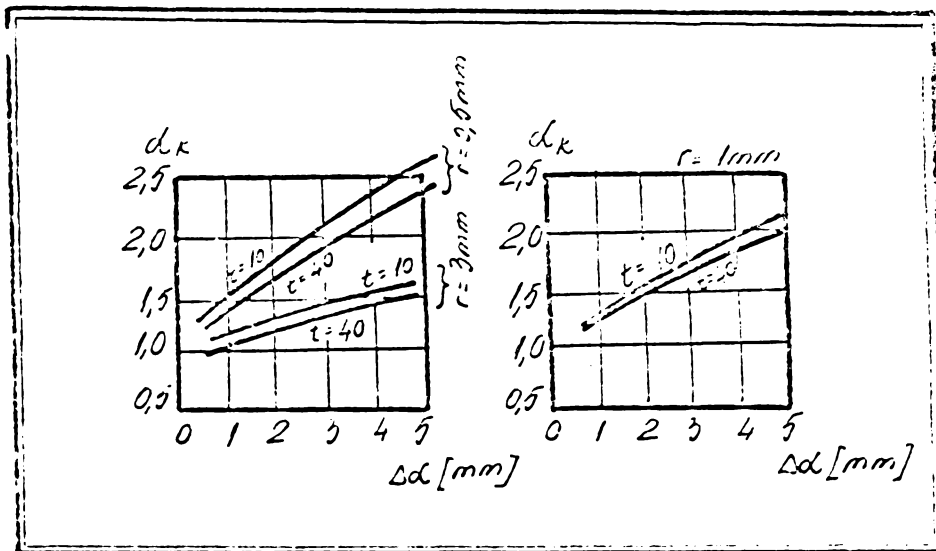


Fig. 30. Valorile coeficientului de concentrare a eforturilor, α_K , în cazul unei îmbinări cap la cap

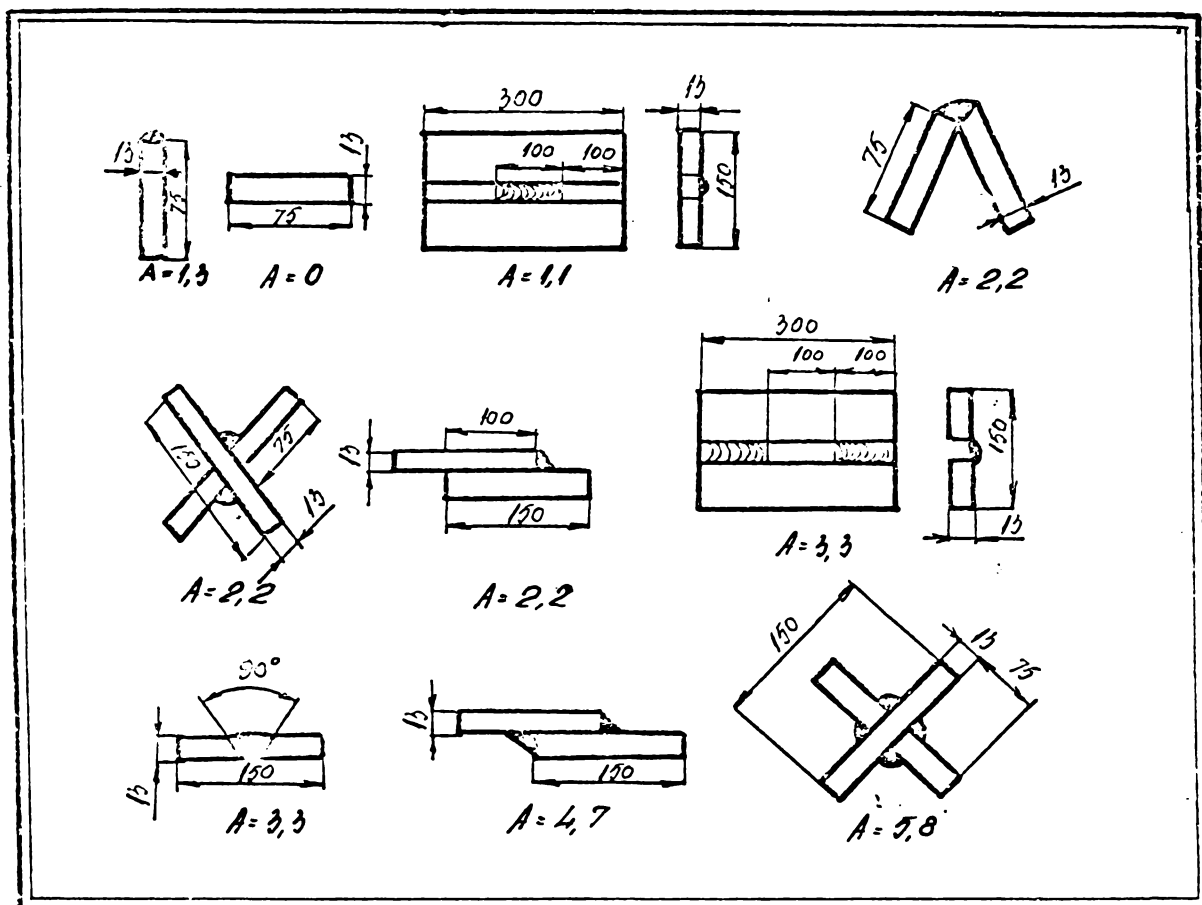


Fig.31. Tipuri de îmbinări și tendința de fisurare (cu atât mai mare cu cât este mai mare, A)

3.7.3. Influența concentratorilor de tensiune.

Din punct de vedere teoretic, tensiunea medie în diferite tipuri de epruvete trebuie să fie aceeași, iar dacă materialul epruvetelor este același și rezistența lor trebuie să fie aceeași. Caracterul de distribuție a eforturilor unitare este ilustrat în fig.32. Datorită creștăturilor fluxul eforturilor unitare se îngustează în secțiunea în care se găsește creștătura, iar la rădăcina creștăturii tensiunea crește. La o asemenea distribuție a tensiunilor, gîtuirea secțiunii este îngreunată, din care cauză epruveta lucrează o vreme mai îndelungată cu întreaga secțiune. Într-o epruvetă fără creștături gîtuirea este ușurată datorită faptului că deformațiile longitudinale se pot repartiza pe o lungime mai mare.

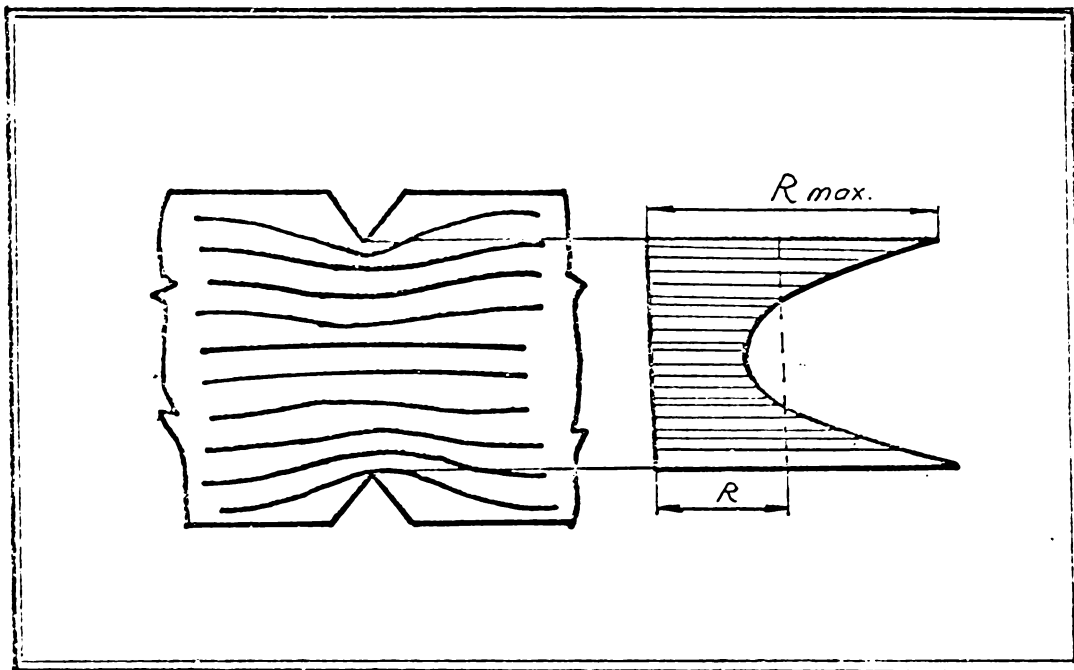


Fig.32. Distribuția eforturilor unitare într-o epruvetă cu creștătură.

Suprafața secțiunii scade în această situație și capacitatea portantă scade corespunzător. În acest fel, într-un oțel moale, existența creștăturii conduce la creșterea rezistenței de rupere, în comparație cu cea pe care o poate suporta o epruvetă fără creștături. Dacă epruveta este executată dintr-un oțel fragil, atunci rezultatele sînt altele. În acest caz epruveta ar suporta o sarcină din ce în ce mai mică, cu cît concentratorul ar fi mai mare. Acest lucru se explică prin aceea că, un asemenea metal nu se poate deforma plastic și se rupe atunci cînd sarcina (tensiunea) din secțiune atinge rezistența de rupere la tracțiune. În același timp, cu cît concentratorul este mai ascuțit, cu atît tensiunea maximă se deosebește de cea medie. Deoarece sarcina admisibilă este condiționată de tensiunile medii, iar rezistența de cele maxime, ruperea se produce la sarcini cu atît mai mici cu cît este mai mare coeficientul de concentrare a tensiunilor.

$$K = \frac{R_{\max.}}{R_{\text{med.}}}$$

La epruvetele din oțel moale, la aceeași concentratori de tensiune, se produce o egalizare a tensiunilor datorită deformărilor plastice - fig.33. - și ca urmare tensiunile medii se apropie de cele maxime, iar ruperea are loc la sarcini mai mari.

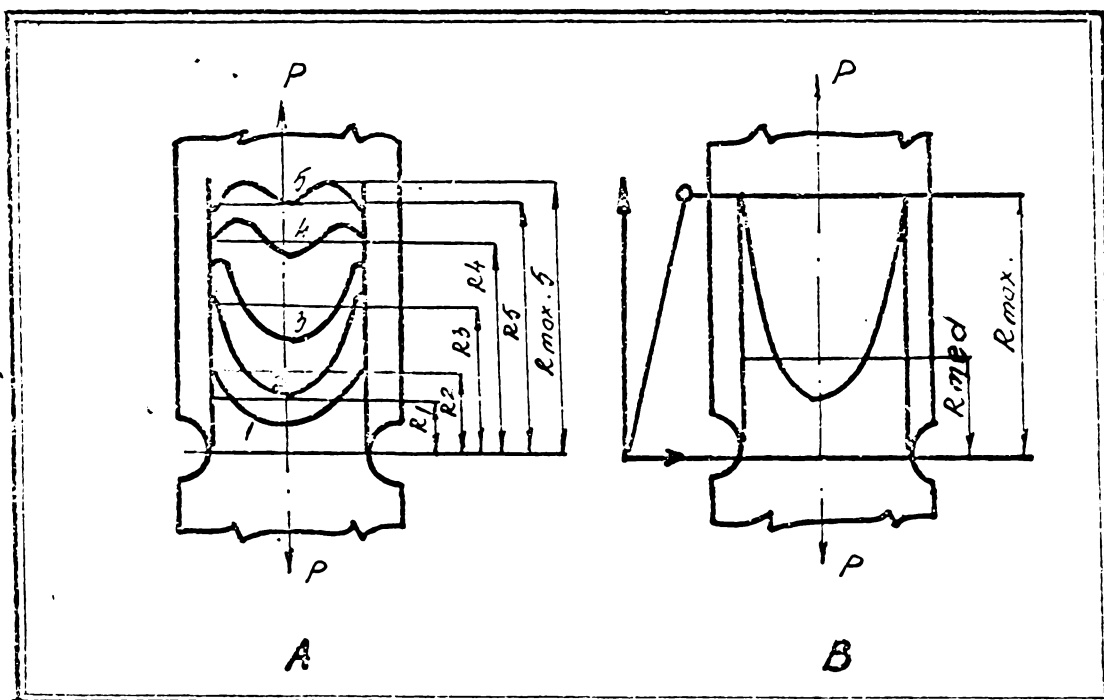


Fig.33. Caracterul distribuției eforturilor:
a) - rupere plastică (1, 2, 3, 4 și 5 distribuția eforturilor la diferite sarcini);
b) - rupere fragilă.

Dintre oțelurile utilizate pentru execuția recipientelor sferice, oțelurile de tipul OL 37, fiind oțeluri moi, au arătat o sensibilitate mai mică față de concentratori. Oțelurile cu granulație fină, au o sensibilitate mai mare față de concentratori. Această sensibilitate este pusă foarte bine în evidență de proba de îndoire pe dorn. La oțelurile moi, numai în mod accidental nu se realizează unghiul de 180°. La oțelurile cu granulație fină, la

epruvetele cu îngroșarea neprelucrată, unghiul de 180° se obține cu foarte mare greutate. De regulă, ruperea începe în zona influențată termic, unde există o creștătură sau la trecerea bruscă de la metalul cusăturii la metalul de bază. În schimb, la epruvetele cu îngroșarea prelucrată, unghiul de 180° se obține fără dificultăți. Aceasta demonstrează că, atunci când sînt eliminați concentratorii de tensiune, îmbinarea are o comportare plastică.

În concluzie, pierderea locală a plasticității constituie fenomenul care face posibilă generarea fisurii sub acțiunea concentratorilor de tensiune. Fragilizarea, adică pierderea plasticității, nu poate genera fisuri, dacă în locul respectiv nu există tensiuni suficient de mari.

Starea de tensiuni are o influență hotărîtoare asupra fragilității datorită hidrogenului.

3.7.4. Influența operației de polizare

Avînd în vedere că concentrarea tensiunilor favorizează fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune apare utilă prelucrarea îngroșării cusăturii. Această prelucrare este utilă și datorită faptului că, la controlul feroflux, eventualele defecte sînt puse în evidență mai clar. Atunci cînd suprafața cusăturii nu este prelucrată, eventualele fisuri se pot confunda ușor cu neregularitățile specifice sudurilor executate manual. Operația de prelucrare a îngroșării impune un efort foarte mare. Dacă nu este corect efectuată, se pot forma creștături în metalul de bază sau în zona adiacentă cusăturii, ceea ce constituie niște concentratori mai periculoși decît îngroșarea propriu-zisă.

Starea suprafeței joacă un rol important în apariția fenomenului de coroziune sub tensiune. Toate metodele de pregătire a suprafeței, care au drept rezultat și apariția unor tensiuni superficiale de întindere, măresc pericolul coroziunii sub tensiune. Cel mai rău, din acest punct de vedere, se comportă suprafețele pregătite prin polizare sau lustruire. O comportare mai bună o au suprafețele decapate sau lustruite electrolytic. Cele mai bune rezultate se obțin în cazul sablării sau a altor metode care provoacă apariția unui strat superficial comprimat.

Deci operația de polizare poate introduce tensiuni remanente importante. O caracteristică a acestor tensiuni este că ele acționează numai în stratul de suprafață pe o adîncime de cîtiva milimetri: deformațiile plastice ca urmare a acțiunii de apăsare și încălzirea stratului de // , suprafață.

În cazul polizării, influența hotărâtoare o are încălzirea care se produce în zona suprafeței. În fig.34 se indică modul în care se repartizează temperatura în urma operației de polizare. În stratul de suprafață apar tensiuni termice de compresie. Aceste tensiuni care depășesc limita de curgere a materialului determină deformații de compresie. După terminarea operației de polizare și revenirea stratului respectiv la temperatură normală, aceste deformații se păstrează. Straturile inferioare determină, în această situație, o întindere a stratului de suprafață, adică formarea, în acest strat, a unor tensiuni remanente de întindere.

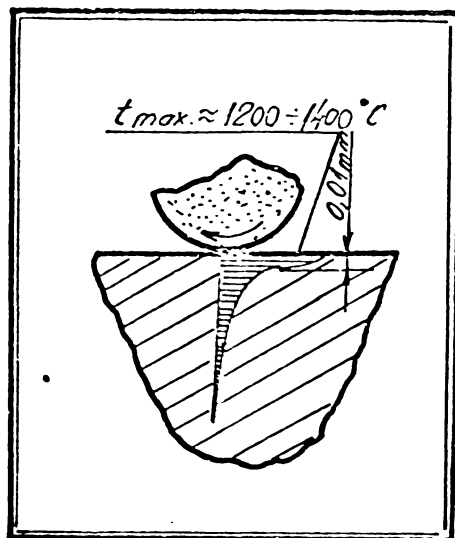


Fig.34. Repartizarea temperaturii rezultate în urma operației de polizare.

Pe baza unor date din literatură [9] se poate considera că după operația de polizare apar, în stratul de suprafață, tensiuni remanente la valoarea de $400 - 800 \text{ N/mm}^2$ pe o adâncime de 20-50 μm .

3.8. Fragilizarea prin îmbătrânire.

Îmbătrânirea oțelului după deformarea plastică la rece este un fenomen evolutiv, de obicei de lungă durată, datorită căruia se ajunge la modificarea anumitor caracteristici fizico-mecanice și în primul rând la pierderea plasticității. Aceste modificări se produc în timp, datorită precipitării unor faze, dintr-o soluție solidă suprasaturată sau gazelor din oțel ce rămân în soluție suprasaturată și care se dispersează submicroscopic, căutând mai

ales defectiunile rețelei cristaline. Prezența precipitărilor sau a atomilor de gaze în rețelele cristaline blochează dislocațiile și crează tensiuni la nivelul rețelelor. Blocarea dislocațiilor împreună cu tensiunile produc fragilizarea oțelului.

Segmentții care compun recipientele sferice se realizează prin reluire la rece, pe un valț cu role profilate. Prin această reluire se obține o deformare la rece la circa , adică ajunge în intervalul de 2-10%. În urma operației de sudare, în zona influențată termic, în regiunile unde temperaturile ating 200-400°C, poate apărea fenomenul de fragilizare prin îmbătrânire tenso-termică.

Legat de modul de realizare a segmentților apare și fenomenul de ecruisare. O serie de autori, au constatat că tensiunile care provin din deformarea rețelei cristaline, în urma ecruisajului mecanic, au o influență mare asupra fragilității datorită hidrogenului.

Pentru a aprecia dacă oțelul are o perioadă de îmbătrânire mai lungă sau mai scurtă, se utilizează metoda de îmbătrânire accelerată artificial, lucru care se realizează prin îmbătrânirea tenso-termică. Acest lucru se realizează prin deformarea la rece a oțelului creându-se defecte de rețea și încălzirea sa în vederea măririi vitezei de precipitare submicroscopică a gazelor în oțel.

Încercarea fragilizării datorită îmbătrânirii tenso-termice se face cu ajutorul rezilienței. La încercarea rezilienței se pot folosi epruvete KV sau KU, iar încercarea lor se poate face atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi scăzute.

O serie de cercetări au arătat că îmbătrânirea tenso-termică este detectată cu sensibilitatea cea mai mare, dacă se folosesc epruvete de reziliență KU. Faptul că reziliența KV variază mai puțin cu nivelele parametrilor îmbătrânirii tenso-termice decât reziliența KU, arată că, îmbătrânirea afectează mai mult rezistența la generarea fisurilor.

Drept estimator al îmbătrânirii se folosește raportul dintre reziliența KU_1 după îmbătrânirea tenso-termică și reziliența KU_0 fără îmbătrânire tenso-termică, estimatorul având valoarea critică de 0,5 în relația:

$$\frac{KU_1}{KU_0} \geq 0,5$$

La o valoare mai mică de 0,5 se consideră că, fragilizarea prin îmbătrânire este periculoasă. Resultatul încercării mai poate fi exprimat prin:

- valoarea medie a rezilienței pe epruvete îmbătrânite;

- sensibilitatea la îmbătrânire (c) calculată după relația:

$$c = \frac{KU_0 - KU_1}{KU_0} \times 100 \quad (\%)$$

Materialele utilizate pentru fabricarea recipientelor sferice au fost cercetate la îmbătrânirea tense-termică. Verificările s-au extins și asupra îmbinărilor sudate. Rezultatele obținute au demonstrat că, atât materialele de basă utilizate cât și îmbinărilor sudate nu sînt sensibile la fenomenul de îmbătrânire tense-termică.

3.9. Influența scăderii temperaturii.

La oțelurile pentru structuri sudate posibilitatea ruperii fragile crește cu descreșterea temperaturii la care se află materialul solicitat mecanic. Influența temperaturii este legată de faptul că, scăderea ei îngreunează procesul de alunecare, deoarece dislocațiile se deplasează mai greu, ca rezultat al scăderii mobilității atomilor. Ca rezultat, tensiunea critică care trebuie aplicată pentru deplasări, crește într-o măsură destul de mare.

Scăderea temperaturii la care structura sudată este chemată să funcționeze, se poate datora condițiilor tehnologice de exploatare sau temperaturii mediului ambiant, în cazul structurilor neprotejate. Funcționarea la temperaturi scăzute din motive tehnologice se întâlnește în criogenie, depozitarea gazelor în stare lichidă, instalații pentru producerea frigului, etc. Temperatura mediului ambiant intervine la exploatarea structurilor aflate în aer liber.

În cazul recipientelor sferice, temperatura scăzută apare atât datorită condițiilor tehnologice de exploatare, cât și datorită mediului ambiant. Temperatura, datorită depozitării gazelor în stare lichidă poate ajunge, în cazul recipientelor sferice fabricate la Intreprinderea 23 August, pînă la minus 50°C, iar datorită mediului ambiant, pînă la minus 30°C.

Fragilitatea nu intervine la o temperatură determinată, ci într-un interval critic de temperaturi. Datorită acestui lucru, a apărut noțiunea de două praguri de fragilitate. Temperaturii mai înalte îi corespunde apariția primelor ruperi fragile și se numește pragul superior al intervalului critic de fragilitate, iar pragului inferior îi corespund ruperi fragile în proporție de 100 %. Domeniul critic se determină după înprăstierea mare a valorile reziliențelor cu creșterea în V.

În tehnică se utilizează noțiunea de prag de fragilitate convențional. Prin acest prag se înțelege temperatura exprimată în grade Celsius, la care valoarea rezilienței pe o epruvetă standard atinge valoarea minimă indicată în standardele sau normele corespunzătoare.

Pentru temperaturi scăzute se utilizează metale capabile să suporte deformații plastice sau metale cu o susceptibilitate minimă de fragilizare la asemenea temperaturi.

Unul din cei mai importanți factori care influențează temperatura de fragilizare este compoziția chimică a respectivului oțel.

Fragilitatea la temperaturi scăzute este nu numai un criteriu important de apreciere a calității unui oțel de a se opune unei ruperi fragile la temperaturi scăzute ci și pentru comportarea în alte condițiuni de exploatare, când se cere o plasticitate ridicată o sensibilitate redusă față de concentratorii de tensiune, precum și împiedicarea formării unor constituenți fragili, ca urmare a procesului de sudare.

Metoda cea mai răspândită pentru determinarea fragilității și a temperaturii de fragilitate o reprezintă stabilirea valorilor de reziliență pe epruvete cu creștătura în V, notate cu KV, sau pe epruvete cu creștătura în U, notate KU.

- KV avînd o creștătură ascuțită se consideră a fi o epruvetă cu o fisură generată și deci valoarea KV ne grăte rezistența oțelului față de propagarea fisurii;

- KU, cu creștătura rotunjită, necesită în cursul ruperii o energie pentru a genera o fisură și apoi o energie pentru a propaga fisura formată. Ca urmare, valoarea KU poate fi o măsură a rezistenței oțelului față de generarea fisurii și față de propagarea ei.

Atît KV cît și KU variază cu temperatura la care se face încărcarea epruvetei. Se consideră că, un oțel devine fragil la temperatura pentru care:

$$KV < 340 \text{ J/cm}^2$$

Avînd în vedere că, în cazul recipientelor sferice, generarea fisurilor poate fi atribuită fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, este important a se verifica rezistența oțelului față de propagarea fisurii. Această verificare se face în cazul recipientelor sferice, prin determinarea rezilienței KV la temperatura minimă care poate fi atinsă în exploatare. La temperaturi negative acțiunea fragilizantă a hidrogenului este diminuată sau

chiar anulată. În această situație, fragilizarea rămâne numai sub forma fisurilor care au fost deja generate în condițiile de exploatare, care au favorizat acest fenomen.

În concluzie, fragilitatea reversibilă și ireversibilă sînt două stadii diferite ale aceluiași fenomen. Atunci cînd hidrogenul este eliminat din oțel înainte de a se fi produs microdefectele, apare fenomenul de fragilitate reversibilă. Cînd hidrogenul și-a desfășurat parțial sau total acțiunea sa asupra nașterii microfisurilor, ea nu mai poate fi anulată și fenomenul apare ca ireversibil.

3.10. Factori fragilizanți caracteristici îmbinărilor de colț.

Deși îmbinările de colț nu sînt caracteristice recipientelor sferice, totuși ele pot fi întîlnite la îmbinarea racordurilor și a diferitelor piese auxiliare, care se sudează pe pereții recipientului (fig.35).

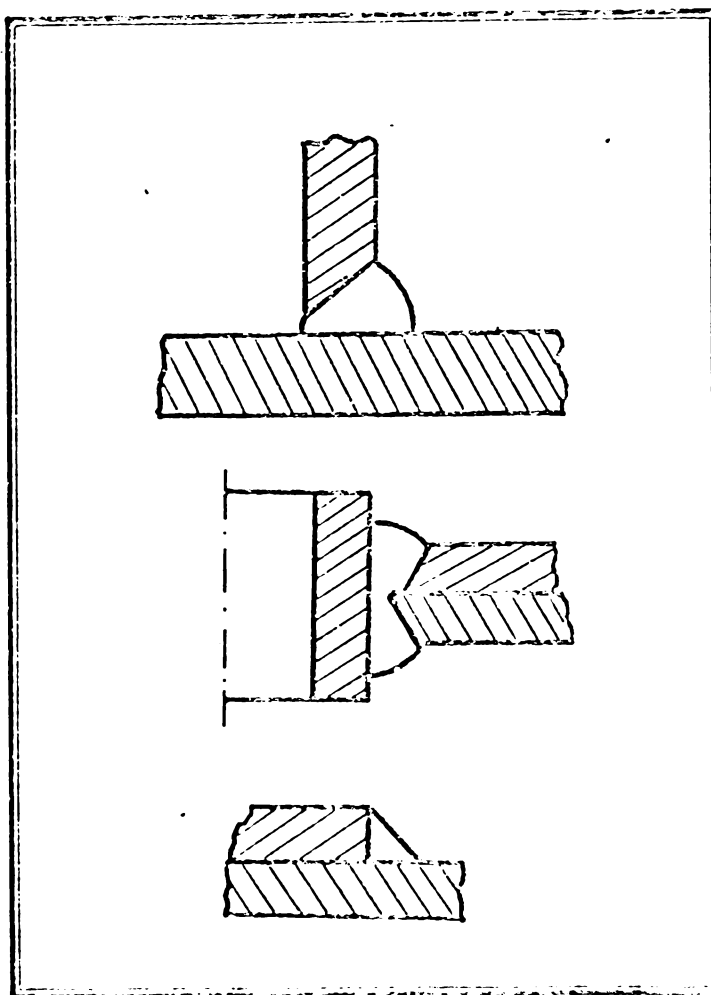


Fig.35. Îmbinările în colț caracteristice recipientelor sferice.

În îmbinările de colț distribuția eforturilor este mai puțin convenabilă decât în cazul îmbinărilor cap la cap. Acest tip de îmbinare are o susceptibilitate mai mare la formarea fisurilor.

La îmbinările de colț posibilitatea formării defectelor este mai mare și metodele de control sînt mai puțin eficiente.

3.10.1. Influența defectelor de rădăcină asupra formării fisurilor.

Cele mai frecvente defecte întîlnite la îmbinările în colț pot fi socotite nepătrunderile și vîrfurile concentratoare de tensiuni de la rădăcina sudurilor de colț. Ele favorizează, de preferință, apariția fisurilor pe linia de fuziune sau în sudură. Analiza metalografică a rădăcinii sudurilor a arătat că vîrfurile concentratoare de tensiune se formează atît la sudurile cu pătrundere, cît și la cele fără pătrundere. Modul de formare al acestor vîrfuri este prezentat schematic în fig.36, iar în fig. 40 și 41 sînt prezentate metalografiile unor asemenea defecte.

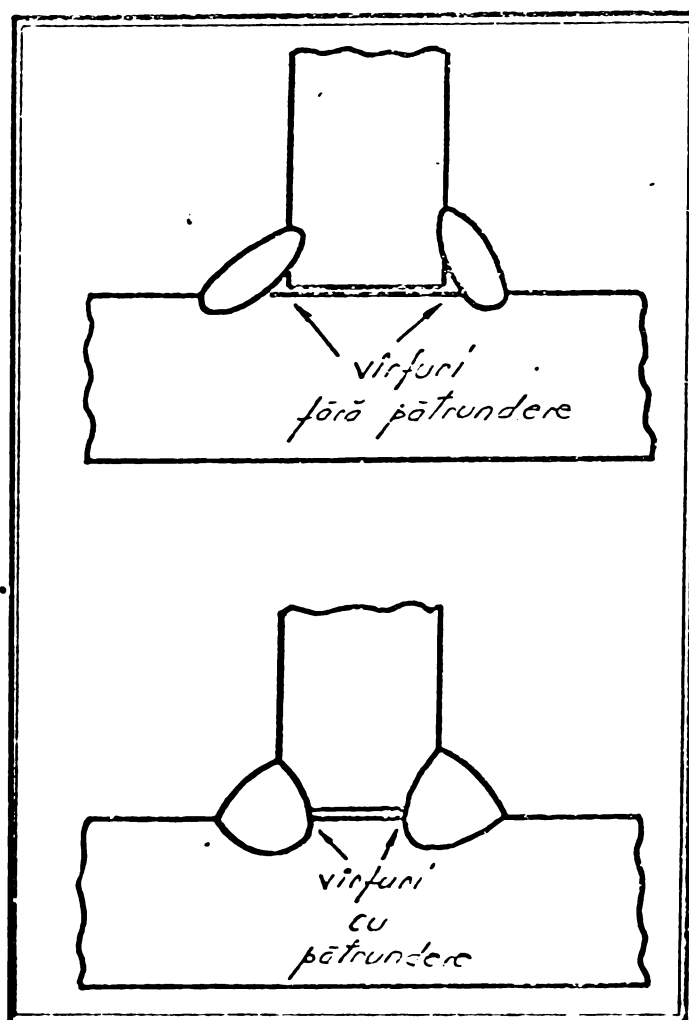


Fig.36. Modul de formare a vîrfurilor concentratoare în cazul unor îmbinări în colț fără pătrundere și cu pătrundere la rădăcină.

Rădăcini fără virfuri ascuțite pot apare de regulă numai în cazul unor asamblări fără rosturi între table, sau cu rosturi foarte mici (0,1 - 0,2 mm). Incepînd cu mărimi de rosturi de 0,3 - 0,4 mm, posibilitatea formării unor virfuri ascuțite devine inevitabilă.

Asamblarea fără rosturi îngreunează în schimb pătrunderea la rădăcină, care la rîndul ei favorizează formarea de virfuri - fig.37. De asemenea, lipsa rostului poate provoca și apariția fisurilor. Dacă în procesul de sudare apare o comprimare mare, în cusătură apar tensiuni de întinere care pot provoca apariția unor fisuri, în special în primul strat de sudură (fig.38A). Dacă există un mic spațiu între elementele asamblate, acesta va permite o oarecare mobilitate, care permite contracția sudurii reducînd tensiunile din sudură, fig.38B. De regulă, spațiul dintre elementele asamblate, trebuie să fie de circa 1 mm, avînd în vedere că după prinderea în puncte de sudură, acest rost se mai reduce.

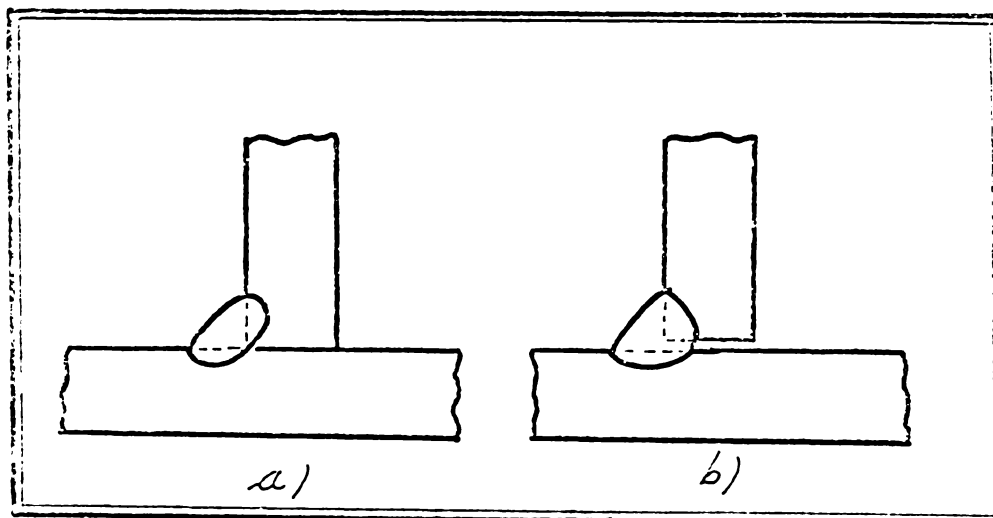


Fig.37. Schema influenței rostului asupra pătrunderii la rădăcină.

În concluzie, execuția sudurilor de colț nu poate fi condiționată de evitarea virfurilor ascuțite, iar excluderea fisurilor din rădăcina sudurilor trebuie garantată cu admiterea acestor concentratori de tensiune, care în orice caz, favorizează inițierea fisurilor. În acest scop, în execuție, trebuie să se tindă spre o pătrundere cât mai mare și cât mai simetrică. Comparația dintre o rădăcină cu pătrundere simetrică și alta asimetrică este ilustrată în fig.39.

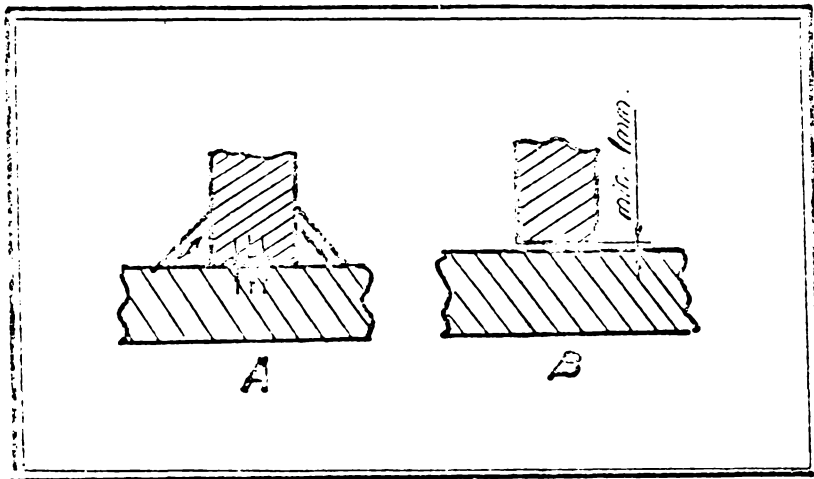


Fig.38. Presentarea schematică a tensiunilor care apar într-o îmbinare în colț, asamblată fără un spațiu între cele două elemente care compun ansamblul.



Atac Nitol 2%, 32x

Fig.39. Influența pătrunderii asupra formării virfurilor la rădăcina sudurii.

Totuși, nu se poate afirma că virfurile ascuțite și nepătrunderile sînt totdeauna responsabile pentru formarea fisurilor la rădăcina sudurilor. Exemple de virfuri și nepătrunderi însoțite de fisuri sînt prezentate în fig. 40 și neînsoțite de fisuri în figura 41.

Nepătrunderile pot forma uneori chiar și rotunjiri care împiedică inițierea fisurilor la rădăcina sudurii, fig. 42.



Atac Nitol 2%, 32 x

Fig.42. Exemple de nepătrunderi cu rădăcina rotunjită care împiedică inițierea fisurilor.

Fisurile subordon se inițiază de preferință în zona de influență termică, în apropierea liniei de fuziune și se pot forma independent de existența defectelor concentratoare de tensiuni.

Din probele efectuate, s-a putut trage concluzia că frecvența acestor defecte scade pe măsura ridicării temperaturii de preîncălzire.

3.10.2. Concluzii asupra posibilității formării defectelor de rădăcină:

1. Incepînd cu mărimi ale rostului, dintre elementele care se sudează, de 0,3 - 0,4 mm posibilitatea formării virfurilor ascuțite devine inevitabilă la sudarea manuală a îmbinărilor în colț, în special atunci cînd se sudează grosimi diferite de tablă (fig.43a)

. // ,

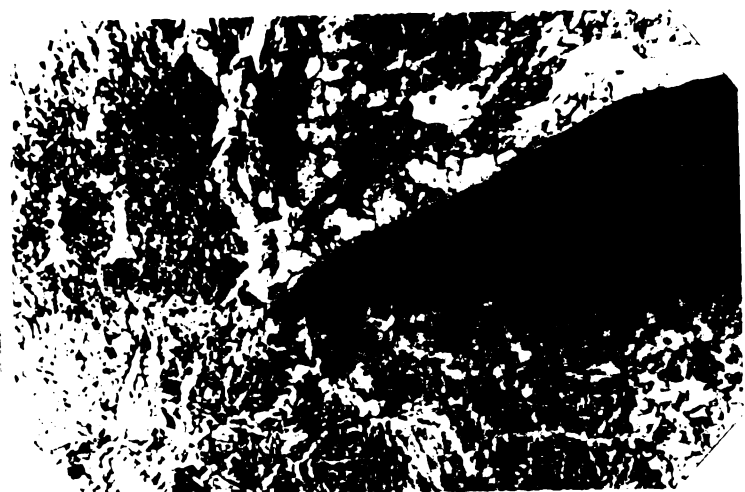


Atac Nital 2%, 32 x.



Atac Nital 2%, 80 x.

**Fig.40. Exemple de vîrfuri ascuțite și
nepătrunderi însoțite de fisuri.**

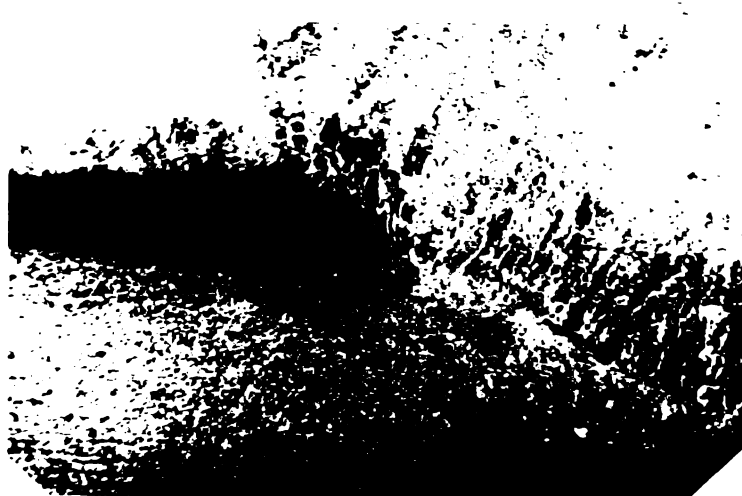


Atac: Nitral 2%, 200X



Atac: Nitral 2%, 80x

Fig. 41: Exemple de virfuti ascuțite și nepătrunderi neînsoțite de fisuri.

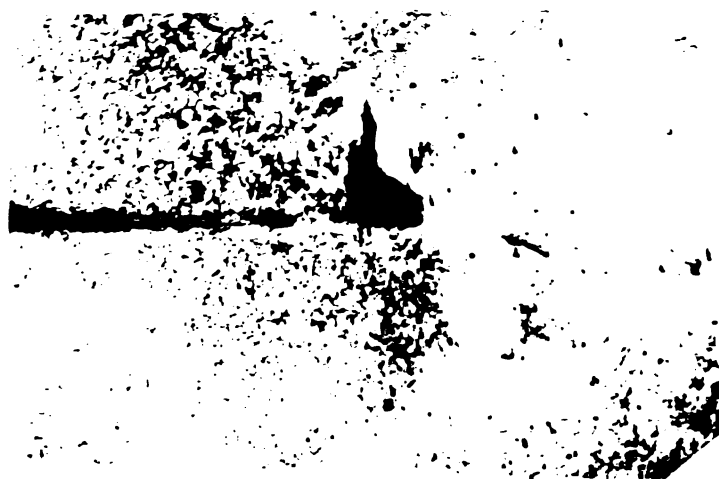


a

Fig. 43. - Exemple de vîrfuri concentratoare de tensiuni (Atac Nital 2%)
32 x

a. Cu pătrundere (rost mare);

b.,c. . fără pătrundere.



b



c

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMIȘOARA
BIBLIOTECA CENTRALĂ

2. In cazul sudării unor grosimi diferite, pătrunderea în tabla subțire este mai mare, iar racordarea sudurii spre tabla mai groasă (unde pătrunderea este mai mică) se face asimetric, cu formarea unui vîrf.

3. Asamblarea fără un spațiu între cele două elemente care urmează a fi sudate, îngreunează pătrunderea la rădăcină, care la rîndul ei favorizează formarea de vîrfuri (fig.43 c, b).

4. Execuția sudurilor în colț nu poate fi condiționată de evitarea vîrfurilor ascuțite, iar excluderea fisurilor trebuie garantată cu admiterea acestor concentratori de tensiune, care în orice caz favorizează inițierea fisurilor. Reducerea frecvenței vîrfurilor ascuțite, atrage după sine în mod direct reducerea pericolului de formare a fisurilor. In acest scop în execuție trebuie să se tindă spre o pătrundere cît mai mare și spații minime între elementele care se assemblează, cu toate că acești doi factori se împiedică reciproc.

5. Formarea vîrfurilor poate fi redusă și prin realizarea unei pătrunderi mai mari în tabla groasă, dirijînd căldura introdusă mai mult spre tabla groasă, atît prin conducerea electrodului cît și prin preîncălzire.

3.10.3. Alte defecte specifice îmbinărilor în colț.

La cusăturile în colț depuse pe un metal călibil apar destul de frecvent fisuri în zona influențată termic. In funcție de calitatea metalului de bază, de regimul de sudare și de dimensiunile cusăturii, fisura poate să se extindă în adîncime, în așa fel, încît sudura să se poată desprinde complet de metalul de bază (fig.44).

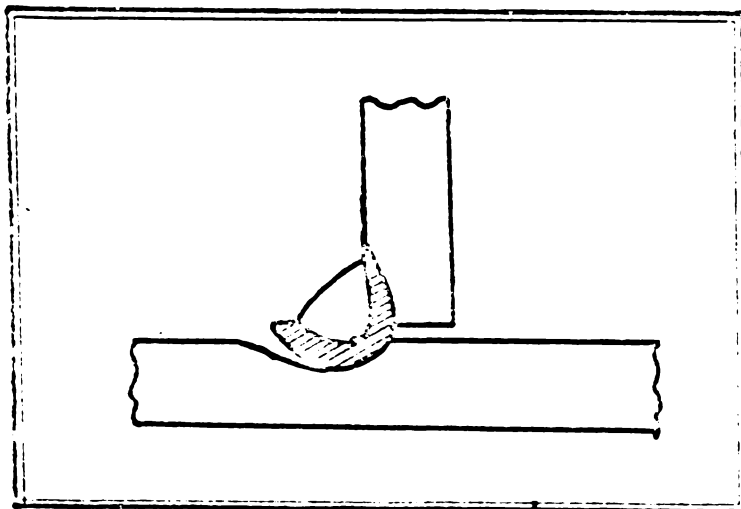


Fig.44. Schema deprinderii cusăturii de metalul de bază.

Pentru a împiedica acest lucru este necesar să se aleagă un asemenea regim de sudare, încît să se împiedice formarea unei structuri fragile. Sudura trebuie să se execute din mai multe straturi, în așa fel, încît să se producă revenirea straturilor anterioare, avînd în vedere că acest tratament produce o creștere a plasticității. În orice caz, pentru sudurile în colț executate pe oțeluri sensibile la fisurare trebuie să se evite executarea sudurii dintr-un singur strat. Regula este, că independent de poziția de sudare trebuie aleasă o tehnică de sudare care să asigure recoacerea rădăcinii sudurii în colț, la depunerea celui de-al doilea strat. În fig. 45 sînt prezentate principalele moduri de depunere a rîndurilor pentru sudurile în colț, executate în diferite poziții. În toate aceste cazuri, este valabilă regula de a realiza primul strat cît mai subțire posibil și de a depune un al doilea strat mai gros, înainte de răcirea completă a primului strat. Totuși grosimea primului strat nu trebuie să fie mai mică de 3 mm, pentru a fi suficient de rezistent la tensiunile de tracțiune, care apar înainte de depunerea celui de al doilea strat.

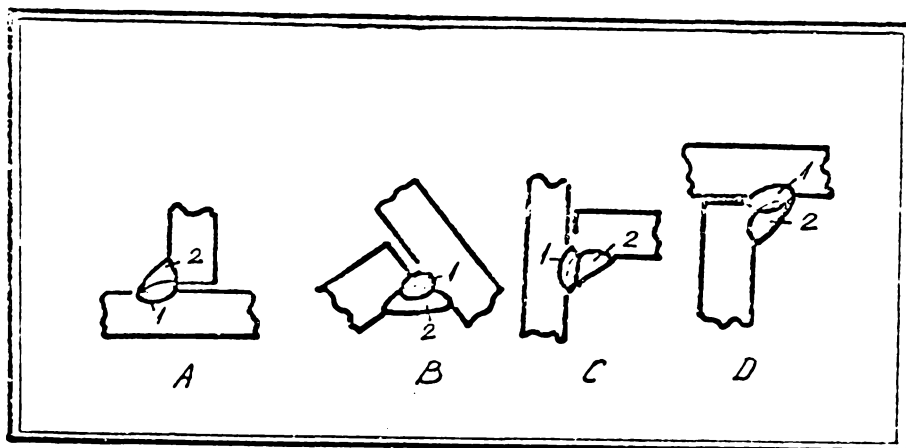


Fig.45. Principalele moduri de depunere a rîndurilor de sudură pentru diferite poziții de sudare:
A - poziție orizontală;
B - poziție verticală;
C - poziție cornișă;
D - poziție pe plafon (peste cap).

La o sudură corect executată, zona de influență termică nu va avea o structură de supraîncălzire cu grăunți mari, ci o structură de revenire, cu granulație fină. Un alt avantaj al

acestui mod de execuție a sudurilor de colț constă în aceea că, permite obținerea unor pătrunderi corespunzătoare și reducerea la minimum a defectelor de rădăcină. S-a constatat că sudurile în colț într-un singur strat - fig.46 - indiferent de poziția de sudare, îngreunează pătrunderea la rădăcină, ducând la pătrunderi asimetrice și la o transmitere nefavorabilă a fluxului de forțe prin îmbinare. Sudarea în două straturi cu dirijarea pătrunderii spre tabla continuă, permite o pătrundere mai bună la rădăcină.

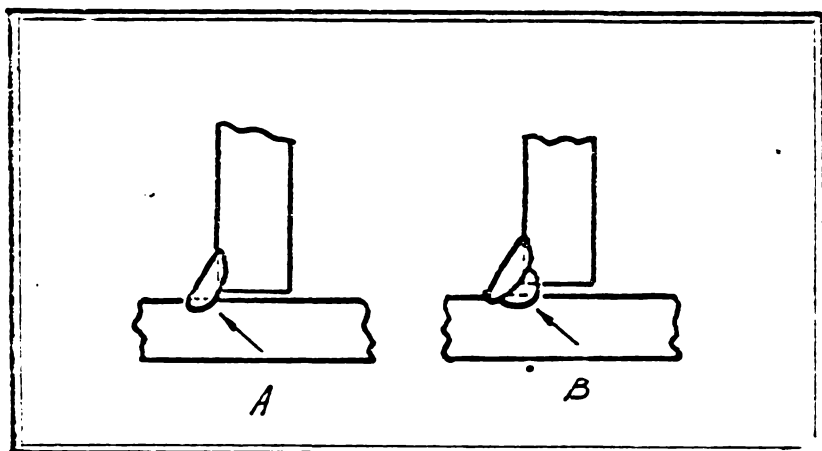


Fig.46. Schema modului de sudare care permite eliminarea defectelor de rădăcină:

A - sudură cu nepătrundere;

B - sudură corectă, cu pătrundere.

Pentru a evita defectele caracteristice rădăcinii sudurilor în colț s-a ales, în majoritatea cazurilor, varianta îmbinărilor cu pătrundere completă la rădăcină - fig.47. Dar și acest mod de execuție are o serie de dezavantaje. Datorită faptului că se depune o cantitate mai mare de metal, apar tensiuni superioare care generează solicitări în direcția grosimii tablei. Aceste solicitări pot genera fisuri în zona influențată termic. Pentru a reduce acest efect s-au impus condiții suplimentare cu privire la impuritățile conținute în metalul de bază.

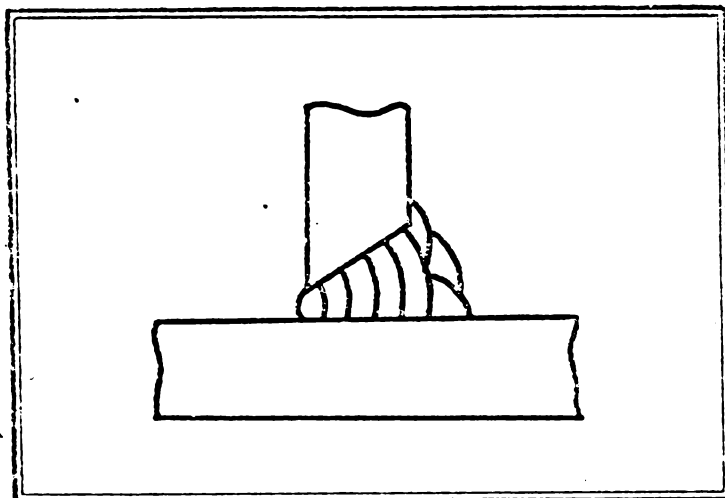


Fig.47. Schema îmbinării în colț cu pătrundere completă.

3.10.4. Analiza îmbinărilor în colț
specifice recipientelor sferice.

Îmbinările în colț, specifice recipientelor sferice, au fost analizate macro și microstructural, pe aceleași probe făcându-se și măsurători de duritate.

Prin aplicarea regulilor de sudare indicate mai sus, în metalul de bază s-a obținut o structură ferite-perlitică de tip basaltic, cu grăunți alungiți pe direcția fluxului termic, iar în zona influențată termic, o structură ferite-perlitică cu ferită aciculară și în rețea; s-a observat de asemenea prezența bainitei. În concordanță cu rezultatele analizei microstructurale, la probele sudate cu preîncălzire la 100° C, măsurătorile de duritate nu semnalează prezența valorilor ce depășesc limita admisă de 350 HV5. Valoarea maximă obținută a fost de 345 HV5 măsurată în zona influențată termic. Valorile durității în zonele influențate termic sînt însă semnificativ mai mari decît în metalul de adaos sau în metalul de bază, media situîndu-se în jurul valorii 300 HV5.

Crescerea temperaturii de preincalzire la 150-180°C a condus la o scadere a valorilor duritatii in zona influentata termic si la apropierea lor de cele obtinute in metalele de adaos si de baza.

De asemenea, s-a efectuat o investigatie care a avut drept scop stabilirea influentei pe care o are numarul de straturi si modul de depunere a straturilor asupra modificarilor structurale din zona de influenta termica si din metalul cusaturii.

Avind in vedere ca variatia duritatii ilustreaza modificarile care au loc in zonele caracteristice unei imbinari sudate, s-a efectuat o investigatie, in acest scop, pe imbinari in colt sudate cu un numar diferit de straturi. Sudura s-a efectuat cu electrozi SHV1, pe table din otel RV 52, cu grosimea de 20 mm, imbinare ca in fig.48. Inainte de sudare imbinarea a fost preincalzita la temperatura de 150°C, iar temperatura intre straturi nu a depasit 200°C. Pentru comparatie proba a fost repetata fara preincalzire. Modul de depunere a straturilor este ilustrat in fig.48a si b. Din diagrama valorilor duritatii se observa influenta efectului pe care-l are fiecare strat nou de sudura asupra stratului anterior si asupra zonei de influenta termica aprute datorita acestuia. In fig.49 a sint ilustrate valorile realizate pe proba preincalzita, iar in fig.49b pe proba sudata fara preincalzire.

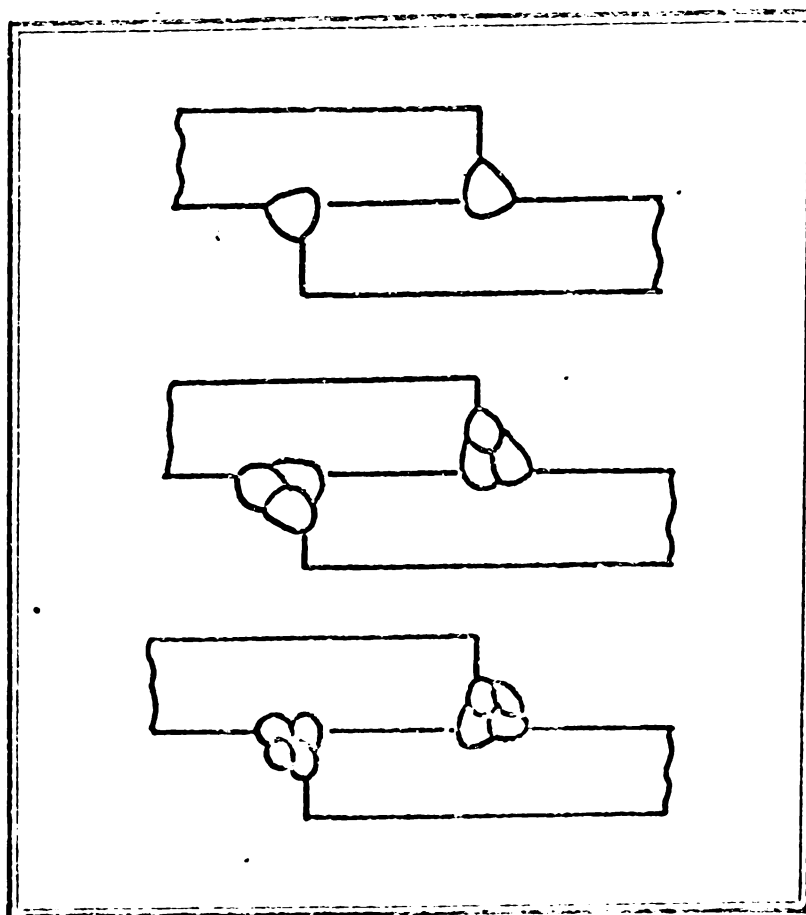


Fig.48. Modul de depunere a rindurilor si straturilor de sudura in vederea verificarii influentei pe care-l are acest lucru asupra duritatii: A - un strat; B - doua straturi; C - doua straturi, patru rinduri.

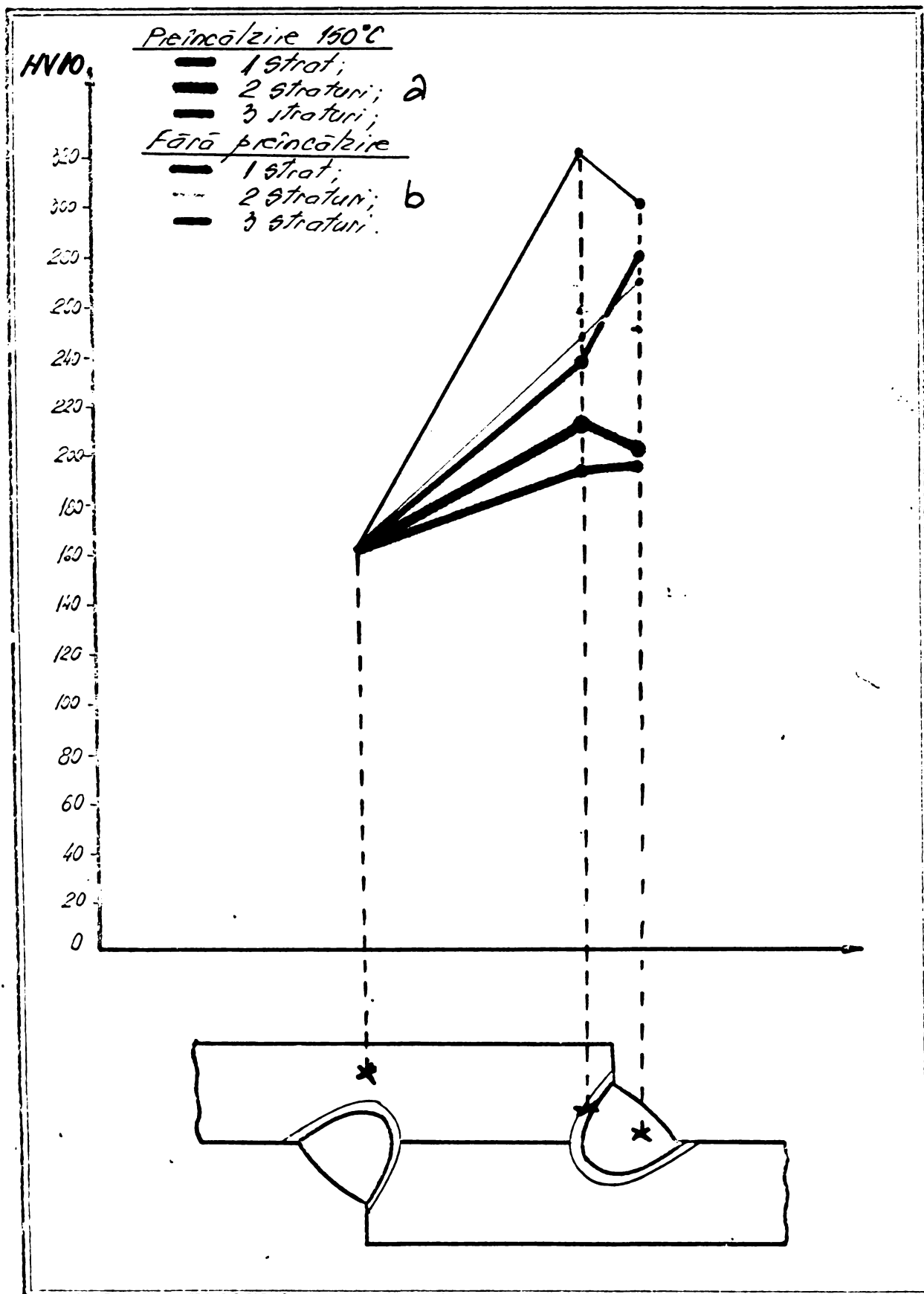


Fig. 49: Variația durităților (HV 10) la îmbinările de colț, în funcție de numărul de straturi și de temperatura de preincalzire.

3.10.5. Analiza solutiilor pentru îmbinarea racordurilor.

O problemă atent analizată, a fost modul de sudare a racordurilor cu inele de întărire, știut fiind că majoritatea avariilor constatate la recipiente au fost inițiate de aceste îmbinări. În afară de faptul că însuși racordul este un puternic concentrator de tensiuni, în această îmbinare apare, de obicei, multe defecte de sudură. S-a urmărit, alegerea unei forme constructive care să permită realizarea unei sudurii corecte, fără defecte, și în care modul de execuție a sudurii să aibă o influență cât mai redusă. De obicei, defectele (lipsă de topire, incluziuni nemetalice) se formează în zona de contact dintre manta, inel de întărire și racord. De asemenea, nu în toate cazurile se realizează, prin sudare, o legătură intimă între manta și inelul de întărire, lucru absolut necesar pentru ca cele două elemente să lucreze în comun și inelul să-și îndeplinească rolul de compensator. În fig. 35b se indică soluția constructivă capabilă să îndeplinească aceste deziderate.

3.11. Temperatura mediului ambiant.

Deoarece sudarea cusăturilor de montaj ale recipientelor sferice se face pe șantier, în aer liber, s-a pus întrebarea: care este valoarea minimă a temperaturii mediului ambiant la care se poate suda?

Analiza acestui factor este foarte importantă, deoarece, defectele generate de el în îmbinarea sudată pot provoca, în exploatare, ruperi fragile sau pot deveni focare care contribuie la dezvoltarea fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Pentru sudarea recipientelor sferice s-a utilizat experiența acumulată la execuția podului de la Giurgeni - Vadu Oii, care într-o proporție destul de mare a fost asamblat și sudat pe timp de iarnă. Această lucrare a ridicat multe probleme cu privire la temperatura minimă la care se poate suda, ceea ce a impus efectuarea unui număr foarte mare de încercări. Prescripțiile cu privire la temperatura minimă a mediului ambiant la care se poate suda, sînt atît de diferite, încît ele nu pot servi decît ca un punct de plecare.

Trebuie făcută o distincție între temperatura mediului ambiant și temperatura pieselor ce se sudează. Temperatura pieselor ce se sudează influențează, în primul rînd, procesele metalurgice care au loc la sudare. // ,

Temperatura mediului ambiant are efecte, în primul rând, asupra eșanșilor și asupra echipamentelor de sudare. Atunci când se sudează în aer liber, trebuie avut în vedere și alți factori, cum ar fi vântul și ploaia, care pot interveni și atunci când temperatura aerului nu este scăzută.

Temperatura tablei are o influență mare asupra proprietăților îmbinării sudate, în special atunci când se sudează oțeluri care se călesc ușor. La temperaturi scăzute, viteza de răcire a îmbinării se mărește. Cu cât este mai scăzută temperatura, cu atât este mai mare viteza de răcire și pericolul de formare în îmbinare a unor constituenți fragili. Răcirea rapidă a metalului cusăturii face ca gazele și particulele nemetalice să nu poată fi evacuate din cusătură și rămân incluse sub formă de incluziuni gazoase sau incluziuni nemetalice. Tot din cauza răcirii rapide, scade pătrunderea, putând apărea nepătrunderi la rădăcină sau între straturi. Influența negativă a temperaturii scăzute a piesei care se sudează, asupra proprietăților îmbinării sudate, este cu atât mai mare cu cât este mai mare grosimea metalului care se sudează și, prin urmare cu cât sînt mai mari tensiunile interne,

O măsură eficientă care reduce influența negativă a temperaturii scăzute a piesei o constituie preîncălzirea.

Cu ocazia sudării podului de la Giurgeni-Vadu Oii s-a observat că, pentru table mai subțiri de 15 mm, nu trebuie să se întreprindă măsuri speciale pentru sudarea la temperaturi scăzute ale mediului ambiant. Cu toate acestea s-a aplicat o preîncălzire la temperatura de 80 - 100°C și pentru grosimi mai mici, în vederea îndepărtării apei care se formează la suprafața tablei. La temperaturi scăzute, tabla transpiră atunci când este încălzită de arcul electric. Această umeseală poate provoca apariția porilor și introducerea hidrogenului în cusătură. Pe șantier, operația a căpătat denumirea de uscarea. La fel de importantă este și viteza de răcire după terminarea operației de sudare. La sudarea podului și a recipientelor sferice s-a prescris menținerea temperaturii de preîncălzire pentru încă 15-20 minute după terminarea operației de sudare. Răcirea lentă pînă la temperatura mediului ambiant se realizează prin acoperire cu asbest sau vată minerală. O atenție deosebită se acordă îmbinărilor de colț care au o susceptibilitate mai mare la fisurare.

Pentru perioada în care temperatura mediului ambiant este scăzută, s-a prevăzut o tehnologie specială, care a avut în vedere următoarele:

- numărul sudurilor de prindere să fie redus la minimum, folosind pentru asamblare dispozitive care să permită o contracție liberă;

- dispozitivele de asamblare să fie astfel concepute încât să se evite prinderea lor pe mantaua sferică prin suduri provizorii;

- forma resturilor să fie astfel concepută, încât volumul metalului de adaos să fie redus la minimum;

- utilizarea unei ordini de sudare care să permită o cât mai mare libertate de deformare;

- utilizarea unei ordini de depunere a straturilor de sudură, care să asigure o utilizare cât mai judicioasă a căldurii introduse de arcul electric (sudare în cascadă, cocoasă, etc.);

- să se utilizeze regimuri care să asigure o energie liniară mai mare, în scopul reducerii vitezei de răcire; sînt indicații cu privire la următoarea regulă practică: de la temperatura mediului ambiant de $+20^{\circ}\text{C}$ (293°K) energia liniară trebuie să crească cu circa 8% pentru fiecare 10°C scădere a temperaturii mediului ambiant;

- să fie evitate trecerile bruște de la cusătură la metalul de bază;

- să nu se întrerupă sudarea unui cordon înainte de umplerea completă a rostului;

- să nu se lașe cratere neumplute.

Pentru perioadele cu temperaturi scăzute ale mediului ambiant s-a mărit exigența controlului și s-a prevăzut o creștere a lungimii cordoanelor de sudură controlate cu radiații penetrante.

Echipamentele de sudare sînt afectate de frig, mai ales la pornire. Părțile electrice nu sînt afectate de frigul uscat. În schimb, umiditatea este periculoasă. Din aceste motive, pe șantier, toate echipamentele de sudare sînt adăpostite în cabine încălzite.

Materialele de sudare trebuie ferite mai ales de umezeală, care provoacă un exces de hidrogen, ceea ce are consecințe negative asupra calității sudurii. Materialele de sudare se păstrează în pungi impermeabile, în încăperi încălzite la $+20^{\circ}\text{C}$ (293°K). Înainte de sudare materialele de adaos se usucă, chiar dacă la temperaturi pozitive ale mediului ambiant nu s-a prescris acest lucru. Electrozii și fluxul se utilizează la temperatura de $+60^{\circ}\text{C}$ (333°K), păstrarea lor făcîndu-se în containere încălzite.

Temperatura mediului ambiant are o influență deosebită asupra sudurilor. Cînd această temperatură scade sub $\text{minus}5^{\circ}\text{C}$ (268°K) dexteritatea degetelor și forța mîinilor sudurilor scade. Sub 0°C

(273°K) simțul pipăitului își pierde treptat acuitatea. Vederea însă nu este influențată de scăderea temperaturii. Ca efecte practice apar dificultăți la aprinderea arcului electric și la menținerea constantă a regimului de sudare.

Ca soluții practice s-au folosit:

- îmbrăcăminte caldă dar nu greoaie, pentru sudori;
- adoptarea unui regim de lucru cu perioade de sudare și perioade de pauză. Având în vedere că sudurile trebuie să se execute fără întreruperi, la fiecare cordon erau repartizați câte doi sudori. În repaos sudorii se relaxează într-o încăpere încălzită moderat.

Sudarea în aer liber este admisă numai cu condiția, ca locul de muncă să fie protejat contra acțiunii directe a intemperiilor (vânt, ploaie, zăpadă). În acest scop se utilizează cabine mobile încălzite și corturi. Pentru sudarea recipientelor sferice se construiește un cort care îmbracă întreaga sferă. Acest cort asigură și protecția sudorilor.

4. INFLUENȚA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA FENOMENELOR DE FRAGILIZARE ȘI DE COROZIUNE FISURANȚA SUB TENSIUNE.

4.1. Analiza modificărilor proprietăților mecanice în metalul îmbinării în comparație cu metalul de bază.

În acest paragraf ne propunem să comentăm principalele încercări mecanice care au stat la baza încercărilor efectuate pentru alegerea metalelor de bază și de adaos.

În îmbinarea sudată coexistă: metalul de bază neafectat în procesul de sudare, având caracteristicile metalului laminat, zona de influență termică, cu caracteristicile metalului de bază afectate de procesul de sudare, și cusătura, cu caracteristicile metalului obținut prin cristalizarea din faza lichidă. Proprietățile acestor zone depinde în egală măsură atât de proprietățile metalului de bază cât și de proprietățile metalului depus.

Pentru preîntâmpinarea ruperilor fragile și a fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, trebuie să se acorde o mare atenție alegerii materialelor de adaos: electrozi, sîrme, fluxuri, etc. De obicei, în cazul îmbinărilor sudate se urmărește ca metalul depus să aibă compoziția chimică și proprietățile mecanice apropiate de ale materialului de bază. Caracteristica principală luată în considerare la alegerea materialului de adaos este rezistența de rupere la tracțiune. Standardele și prospectele indică însușirile mecanice specifice metalului depus prin sudare neinfluențat de metalul care se sudează.

La materialele de adaos trebuie să se țină seama că, valorile proprietăților mecanice obținute în îmbinare diferă de proprietățile mecanice ale metalului depus indicate în prospecte. La sudare, metalul depus se amestecă cu metalul de bază, ceea ce conduce, în general, la o creștere a rezistenței de rupere la tracțiune și la o reducere a plasticității și în special a rezilienței la temperaturi negative.

De obicei, materialele de adaos au un conținut mai redus de carbon, în schimb au un conținut ceva mai ridicat de elemente de aliere - într-o proporție care nu favorizează apariția fisurilor - care asigură obținerea unor proprietăți mecanice corespunzătoare. În procesul de sudare, ca urmare a amestecului cu metalul de bază crește conținutul de carbon în metalul depus, ceea ce favorizează creșterea rezistenței de rupere la tracțiune și reducerea plasticității.

Gradul de amestec depinde de procedeul de sudare utilizat, de forma rostului, de parametrii regimului de sudare, etc.

De asemenea, trebuie avut în vedere că, datorită proceselor de difuzie care au loc, atât în timpul sudării cât și după încheierea ei, zona în care pot interveni modificări ale compoziției chimice, se extinde dincolo de linia de topire. Procesele de difuzie care au loc după terminarea sudării câștigă în importanță mai ales, în cazul aplicării unor tratamente termice ulterioare, sau a exploatării la temperaturi înalte a produsului.

Metalul îmbinării prezintă un grad destul de mare de neomogenitate chimică, în primul rând datorită segregăției locale. Printre cauzele care provoacă neomogenitatea chimică locală a cusăturii se numără deasemenea faptul că, baia de metal topit este în general mai agitată în centru decât în regiunile marginale, precum și faptul că solidificarea metalului băii se petrece în mod discontinuu, sub formă de straturi.

4.1.2. Rezilienta la temperaturi negative.

În general, valorile rezilienței la temperaturi negative sînt mai scăzute în metalul îmbinării decât în metalul de bază. La acest lucru contribuie, în principal, două cauze:

- diluarea metalului de bază, prin amestec într-o proporție mai mare sau mai mică, cu metalul de legătură;
- poziția de sudare în care se execută îmbinarea sudată.

Forma probei din care se prelevează epruvetele pentru verificarea rezilienței în metalul de bază este în așa fel aleasă, încît acesta să nu fie diluat prin amestec cu metalul de legătură. În cazul electrozilor destinați pentru sudarea structurilor exploatate la temperaturi negative, importanța gradului de amestec este foarte mare. În cazul laminatelor, reziliența la temperaturi negative se asigură, în primul rând, prin realizarea unei structuri cu granulație fină. În cusătură acest lucru nu poate fi realizat, ea avînd o structură mai grosolană, caracteristică pieselor turnate. Pentru a obține și în aceste condiții, proprietăți mecanice, și în special reziliențe, cel puțin egale cu metalul de bază, se introduc în metalul cusăturii elemente de aliere care au o influență favorabilă asupra acestora (Ni, Mo, etc.). Pentru a obține în cusătură cantitatea necesară de elemente de aliere, care să permită obținerea valorilor dorite, gradul de amestec cu metalul de bază trebuie foarte bine controlat.

În cazul tablelor groase, reziliențele vor avea diverse valori în diferite puncte ale secțiunii, datorită faptului că și gradul de amestec este diferit în aceste puncte. În funcție de forma rostului, în zona centrală a cusăturii, în cazul rostului în X, sau spre suprafața inferioară, în cazul rostului în V, amestecul metalului depus cu metalul de bază este mai mare (fig.50). Spre extremitățile rostului, în primul caz, sau spre suprafața exterioară, în al doilea caz, gradul de amestec este mai redus, condițiile fiind mai apropiate de proba prin care se verifică proprietățile mecanice ale metalului depus.

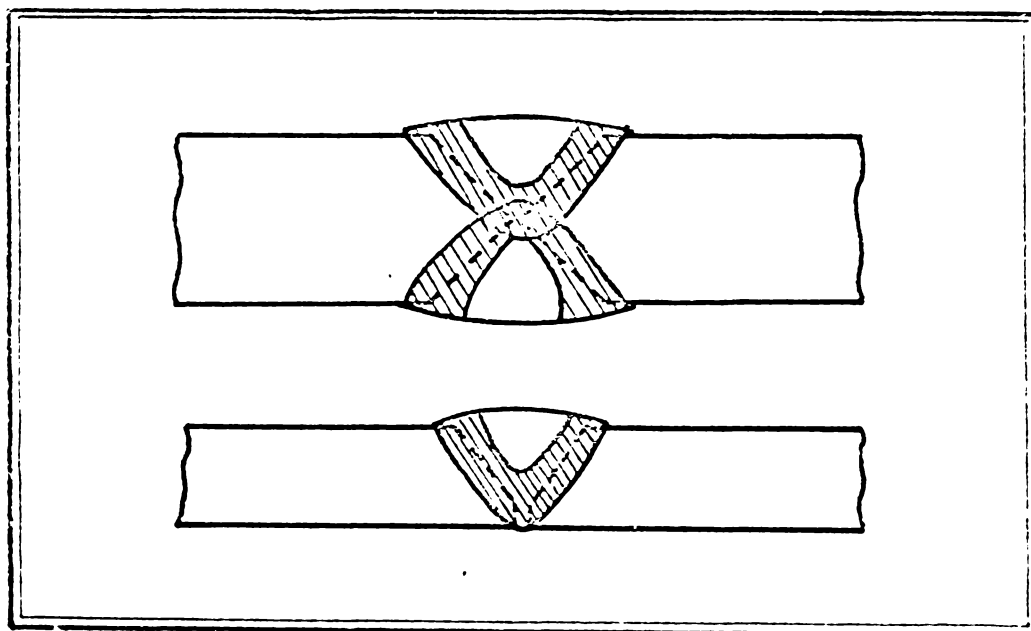


Fig.50. Zona de ameste dintre materialul de adaos și metalul de bază pentru îmbinările cap la cap, la diferite forme ale rostului.

Proba prin care se verifică proprietățile metalului depus se sudează numai în poziție orizontală, în timp ce proba prin care se verifică metalul îmbinării se sudează în diferite poziții caracteristice pentru îmbinările care compun construcția metalică respectivă. Este cunoscut că îmbinările sudate în poziție verticală au, de obicei, valorile rezilienței la temperaturi negative mai scăzute decât îmbinările sudate în poziție orizontală. Acest lucru se explică prin faptul că, la îmbinările sudate în poziție verticală grosimea straturilor de sudură este mai mare decât la îmbinările sudate în

poziție orizontală. În această situație, zona tratată termic, datorită încălzirii produse de stratul ulterior se extinde numai pe o anumită porțiune a stratului precedent. În zona tratată termic structura grosolană de turnare se recrystalizează și finisează, dobândind proprietăți de rezistență și tenacitate superioare, iar zona netratată își păstrează structura grosolană de turnare, din care cauză valoarea rezilienței este mai scăzută. O altă explicație a faptului că la îmbinările sudate în poziție verticală reziliențele sînt mai scăzute, o constituie faptul că pătrunderea este mai mare ca la sudarea în poziție orizontală, ceea ce determină o participare mai mare a metalului de bază la metalul cusăturii. În aceste condiții, alinierea suplimentară a metalului depus cu elemente care contribuie la creșterea rezilienței, devine mai importantă. De exemplu, electrodul Superbaz este recomandat pentru sudarea structurilor sudate care urmează a fi exploatate la temperaturi pînă la minus 40°C (223°K). În realitate, pentru îmbinările sudate cu acești electrozi în poziție verticală, cu greu se pot obține reziliențe KV la temperaturi mai scăzute de minus 20°C (253°K).

Electrosii nealiați nu asigură totdeauna certitudinea obținerii unei valori corespunzătoare a rezilienței KV la temperaturi mai joase de minus 20°C (253°K), în special, pentru cusăturile executate în poziții diferite de orizontală. Pentru obținerea rezilienței KV la temperaturi mai joase de minus 20°C (253°K) cu electrozi nealiați trebuie aplicată o tehnologie foarte precisă. Din această cauză, se utilizează electrozi bazici speciali, aliați cu nichel, care asigură în mod cert valori corespunzătoare ale rezilienței KV, pînă la temperaturi de minus 70°C (203°K). Trebuie avut însă în vedere, că nichelul are o mare afinitate față de sulf și o solubilitate mare față de diferite gaze și în special față de hidrogen. Atunci cînd se utilizează materialele de adaos cu nichel, se impune condiția ca metalul de bază și materialele de adaos să aibă un conținut redus de sulf. De asemenea, avînd în vedere solubilitatea nichelului față de gaze, se impune uscarea materialelor de adaos înainte de sudare. Datorită faptului că, gazele lichefiate depozitate în vasele sferice conțin și hidrogen sulfurat, se consideră că conținutul de nichel din metalul depus poate fi periculos. Din această cauză, ultimul strat de la suprafața cordoanelor care vin în contact cu mediul tehnologic depozitat, se execută cu electrozi fără conținut de nichel.

Proba de reziliență ne poate da o imagine și asupra modului în care se comportă o structură sudată în condițiile în care poate apare fenomenul de coroziune fisurantă.

În condițiile unei încărcări statice, acțiunea hidrogenului se manifestă prin scăderea proprietăților mecanice ale metalului și prin germinarea unor fisuri. Procentul în care scade proprietățile mecanice ale metalului poate fi stabilit, iar proiectantul poate ține cont la proiectare de această scădere. Scăderea acestor proprietăți poate fi stabilită cu ajutorul probelor clasice de tracțiune și îndoire, cu mențiunea că proba trebuie să fie efectuată pe epruvete încărcate cu hidrogen. În privința fisurilor care apar, trebuie stabilită viteza medie cu care avansează acestea. Dacă se stabilește grosimea minimă, critică, sub care fisura se poate transforma într-o rupere fragilă, se pot stabili și perioadele la care trebuie efectuate controalele. Fisurile depistate, cu ocazia controalelor periodice se remaniează prin sudare, înainte ca adâncimea lor să atingă valoarea critică. În această situație, trebuie să se stabilească influența pe care o are asupra metalului, încălzirile repetate, datorită remanierilor prin sudare.

Având în vedere că, în eventualitatea unor accidente (scădere bruscă de temperaturi, încărcare rapidă) fisurile pot determina o rupere fragilă, se impune determinarea capacității metalului de a opri propagarea fisurilor deja formate. Aceste proprietăți ale îmbinării se stabilesc cu ajutorul probei de reziliență. Având în vedere că, în cazul șocurilor și a temperaturilor scăzute acțiunea fragilizantă a hidrogenului încetează, aceste proprietăți pot fi determinate cu ajutorul probelor clasice de reziliență.

4.1.3. Rezistența de rupere la tracțiune.

Rezistența de rupere la tracțiune este caracteristica principală luată în considerare la alegerea metalului de adaos. Ca condiție generală, se impune ca rezistența de rupere la tracțiune a metalului depus să fie cel puțin egală cu a metalului de bază care se sudează. Trebuie avut, însă, în vedere, că datorită amestecului cu metalul de bază și a unei răcirii rapide se înregistrează o creștere a rezistenței de rupere la tracțiune în metalul îmbinării, comparativ cu metalul depus.

Pentru oțelurile cu tendință mare de fisurare, uneori, se aleg materiale de adaos cu rezistența mai mică, însă cu o plasticitate mai mare, care să conducă în primul rând la evitarea rupe-rilor fragile. În această situație, cusătura preia eforturile care apar în procesul de sudare, deformându-se, și descărcând prin aceasta zona de trecere care are o plasticitate mai redusă și o tendință mai mare de fisurare.

În principiu, este contraindicat să se aleagă materiale de adaos cu rezistența de rupere la tracțiune și cu limita de curgere mai mari decât a metalului de bază, întrucât apar tensiuni interne mai mari la sudare și în consecință, crește pericolul formării fisurilor în îmbinarea sudată. Încălcarea acestei reguli este cu atât mai periculoasă cu cât rezistența oțelului care se sudează este mai mare și când există pericolul apariției fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune. Existența unei diferențe mari între rezistența de rupere la tracțiune a metalului de bază și a celui de adaos, în favoarea ultimului, conduce la încărcarea neuniformă a structurii sudate, ceea ce provoacă concentrarea eforturilor în zona de trecere. Același efect îl are și faptul că, în anumite situații metalul de bază atinge limita de curgere, în timp ce metalul cusăturii se mai găsește încă în domeniul elastic.

De obicei, creșterea rezistenței de rupere la tracțiune se face în dauna plasticității. În această situație nu se mai poate conta pe faptul că, contracțiile termice care apar în procesul de sudare vor fi compensate de deformația plastică a cusăturii.

Elementele care conduc la creșterea rezilienței la temperaturi scăzute (Mn, Ni, Mo) favorizează creșterea rezistenței de rupere la tracțiune. Din această cauză, pentru situația când se impun condiții severe pentru valoarea rezilienței la temperaturi scăzute, este foarte greu să se găsească materiale de adaos care să nu depășească rezistența de rupere la tracțiune a metalului de bază.

Pentru grosimi mari, valorile rezistenței de rupere la tracțiune pe direcția grosimii, prezintă un grad mare de neomogenitate. Neuniformitatea proprietăților pe direcția grosimii depinde de secțiunea metalului care se sudează. La grosimi mici (2-3 straturi) proprietățile mecanice în direcția grosimii sînt practic aceleași și numai la grosimi mari trebuie avută în vedere neomogenitatea proprietăților. Dacă grosimea este mare, se poate întîmpla ca straturile care vin în contact cu metalul de bază (hașurat în fig.51) să aibă o rezistență de rupere la tracțiune mai mare decât straturile nehașurate dispuse spre mijlocul sudurii. Prin urmare, metalul diferitelor zone ale unei îmbinări sudate este neomogen. Proprietățile mecanice ale metalului în diferite zone sînt diferite. Chiar și îmbinarea cea mai simplă, cap la cap, reprezintă o combinație a mai multor zone cu diferite dimensiuni, metale care se deosebesc din punctul de vedere al proprietăților mecanice. Comportarea fiecărei zone, sub sarcină, este determinată nu numai de proprietățile ei ci și de a zonelor învecinate.

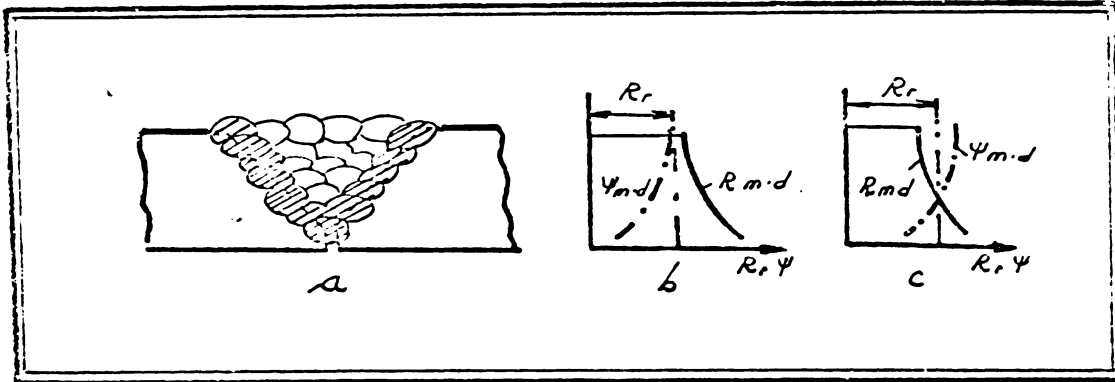


Fig.51. Neomogenitatea proprietăților mecanice în direcția grosimii cusăturii.

- a) Aspectul amestecului metalului de bază cu cel de adaos;
- b) Neomogenitatea proprietăților mecanice în direcția grosimii cusăturii, în cazul utilizării unor materiale de adaos cu rezistența mai mare și plasticitatea mai mică decât a metalului de bază.
- c) Neomogenitatea proprietăților mecanice în direcția grosimii cusăturii și în cazul utilizării unor materiale cu rezistența mai mică și plasticitatea mai mare decât a metalului de bază.

În cazul unei îmbinări cap la cap din oțel slab aliat, dacă utilizăm electrozi care dau un metal depus cu aceeași rezistență de rupere la tracțiune ca a metalului de bază, rezistența de rupere a metalului din zona rădăcinii crește mult în comparație cu metalul de bază. În zonele superioare influența metalului de bază este mai mică și metalul cusăturii va fi mai apropiat din punct de vedere al proprietăților mecanice de metalul depus, (fig.51b). Condițiile de lucru ale unei asemenea îmbinări sînt nesatisfăcătoare, deoarece în zona rădăcinii, unde lățimea este minimă, metalul are proprietăți plastice scăzute și o rezistență ridicată. La tracțiune și în special la îndoire, un asemenea metal nu poate suporta deformații plastice importante (în special dacă nu s-a

efectuat sudarea la rădăcină, operație care lichidează creștătura sub formă de nepătrundere). Din această cauză, pretenția ca rezistența de rupere la tracțiune a metalului depus să nu fie mai mică ca a metalului de bază, este nejustificată în cazul oțelurilor slab aliate și se justifică numai în cazul oțelurilor carbon. Pentru oțelurile slab aliate, având în vedere creșterea rezistenței metalului depus, ca urmare a amestecului cu metalul de bază, este recomandat să se aleagă un electrod care depune un metal cu rezistența de rupere mai mică decât a metalului de bază, dar cu plasticitate mai mare (fig.51 c). În această situație, la rădăcina cusăturii, rezistența de rupere a metalului îmbinării este numai cu puțin mai mare decât a metalului de bază, dar proprietățile plastice sînt cu mult mai mari. Desigur că, în această situație, straturile de suprafață pot avea o rezistență ceva mai redusă, în comparație cu metalul de bază.

4.1.4. Îndoirea.

Prin încercarea la îndoire se determină capacitatea de deformare plastică a îmbinărilor sudate.

Înșușirile plastice pentru cele trei zone caracteristice, metal de bază neafectat termic, zona influențată termic și cusătură, se pot estima și cu ajutorul încovoierii, prin unghiul α la care apare prima fisură. Prin această probă putem căpăta o serie de informații cu privire la comportarea în ansamblu a îmbinării sudate. Ea reflectă:

- compatibilitatea metalului de adăos cu cel de bază;
- gradul de alterare a proprietăților plastice în zona influențată termic, ceea ce ne permite să apreciem dacă regimul de sudare a fost corect ales;
- capacitatea metalului de bază de a suporta regimul termic, impus de procesul de sudare, fără să devină fragil.

Proba de îndoire pe dorn cu îngroșarea sudurii neprelucrată ne informează și asupra sensibilității metalului la încreștere, având în vedere că în zona de trecere de la îngroșarea cusăturii la metalul de bază avem totdeauna asemenea defecte. Realizarea unghiului α , darit, pe o probă cu îngroșarea neprelucrată, devine dificilă datorită faptului că încreșterea coincide cu zona unde îmbinarea are nivele mari de tensiuni. Este adevărat că proba de încovoiere pe epruvete cu îngroșarea sudurii neprelucrată reprezintă situația reală a îmbinării sudate în exploatare. Considerăm însă, că condiția ca și în această situație, unghiul de îndoire să

fie 180° , este prea severă, deoarece, pretențiile față de îmbinarea sudată sînt mai mari decît pentru metalul de bază neafectat termic.

Si proba de îndoire demonstrează că nu este recomandabil ca metalul de adăos să aibe o rezistență de rupere la tracțiune mai mare decît metalul de bază. Rezistența cusăturii fiind mai mare, eforturile care apar la îndoire sînt concentrate în zona influențată termic, unde se produce de obicei fisura. Acest lucru este accentuat și de îngroșarea cordonului de sudură, care mărește secțiunea acestei zone. În această situație zona influențată termic, adică tocmai zona în care scad proprietățile plastice, este supusă la un efort maxim în zona întinsă. În schimb limita de curgere a metalului cusăturii este recomandabil să fie ceva mai mare decît a metalului de bază. Dacă de exemplu metalul cusăturii are limita de curgere mai scăzută decît metalul de bază atunci primele deformații plastice la încărcare apar în cusătură și la o creștere ulterioară a sarcinii, deformațiile se vor dezvolta, concentrîndu-se într-o zonă relativ îngustă a cusăturii. Dacă limita de curgere a metalului cusăturii va fi mai mare decît cea a metalului de bază atunci concentrarea deformațiilor plastice va avea loc în metalul de bază.

În fig.52 este reprezentat graficul modificării deformațiilor relative pe lungimea fibrei întinse a unei bare îndoite, cu secțiunea dreptunghiulară, la o forță de $P = 4080$ kg. pentru două situații

- cînd limita de curgere a metalului cusăturii ($R_{c.m.c.}$) este mai mică decît limita de curgere a metalului de bază

($R_{c.m.b.}$), $k < 1$;

- cînd $R_{c.m.b.}$ este mai mare decît $R_{c.m.c.}$, $k > 1$.

$$k = \frac{R_{c.m.c.}}{R_{c.m.b.}}$$

4.2. Cercetări în vederea alegerii metalului de bază.

4.2.1. Condiții impuse metalului de bază

Primele recipiente sferice s-au executat din oțeluri importate ulterior acestea au fost înlocuite cu oțeluri fabricate la C.S.Galați. În principiu, s-a ales oțelul standardizat $\kappa 52-7a$. Deoarece oțelul standardizat nu corespundea, din toate punctele de vedere, condițiilor prevăzute în proiect, s-au impus, printr-un caiet de sarcini, condiții suplimentare. Acestea se refereau, în special, la

conținutul de vanadiu, la garantarea rezilienței pe epruvete transversale, la garantarea proprietăților mecanice în direcția grosimii, la verificarea incluziunilor nemetalice și a structurii secundare în șiruri, la garantarea carbonului echivalent și la verificarea comportării la sudare prin încercarea la îndoire a epruvetelor încărcate cu sudură longitudinală.

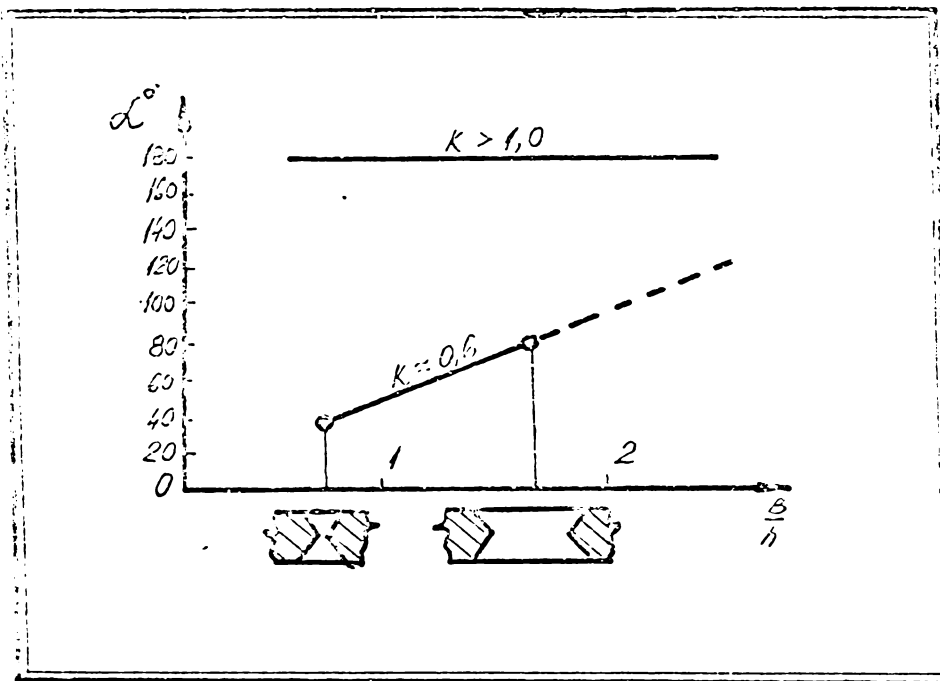


Fig.52. Modificarea unghiului de îndoire α în funcție de raportul (K) dintre limita de curgere a metalului cusăturii și lățimea sudurii.

La baza caietului de sarcini a stat analiza efectuată în paragrafele anterioare. Oțelul rezultat a căpătat denumirea R 52-7.a/S.1. Ulterior a fost elaborată o nouă marcă îmbunătățită, KV 52.

S-a impus reducerea conținutului de vanadiu la 0,08% în loc de 0,15% cit era prevăzut în STAS pentru R 52-7.a/S.1. Ulterior, la oțelul KV52, conținutul acestui element a fost redus la 0,05 %. Pentru a asigura reziliența KV la temperaturi negative producătorul a introdus nichel într-un procent de circa 0,3%. Considerăm această modificare nejustificată, deoarece un procent de 0,1V nu este dăunător. În schimb, conținutul de nichel poate fi dăunător în cazul în care poate apare efectul de coroziune fisurantă sub tensiune.

In oțelurile similare importate, nichelul se găsea numai sub formă de impurități.

4.2.2. Cercetări asupra oțelurilor utilizate pentru confecționarea recipientelor sferice.

4.2.2.1. Analiza însușirilor de personalitate ale oțelurilor.

In primul rând a fost analizată compoziția chimică pe mai multe șarje din următoarele mărci de oțeluri: BH 36 S, R.52-7a/S.1 și RV 52. Au fost analizate principalele elemente ale compoziției chimice, (conținutul mediu, conținutul cel mai frecvent și conținuturile minime și maxime). O analiză asemănătoare s-a făcut și pentru carbonul echivalent stabilit cu formula:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V + Mo}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Valorile obținute sînt ilustrate în fig.53 a-f și în tabelul nr.10.

Tabelul 10

Conținutul	Elemente de aliere, %					
	C	Mn	V	Ni	Cu	C _e
R 52-7.a/S.1						
Mediu	0,16	1,34	0,067	0,29	0,01	0,40
Frecvent și	0,15; 0,16	1,35	0,06; 0,07	0,35	0,01	0,42
Frecvență relativă.	30%; 42%	23%	30%; 50%	25%	94 %	36%
Maxim	0,18	1,43	0,09	0,44	0,05	0,45
Minim	0,14	1,25	0,05	0,23	0,01	0,38
RV.52						
Mediu	0,15	1,46	0,04	0,21	0,01	0,40
Frecvent și	0,16-27%	1,44	0,04;	0,25	0,01	0,42
frecvență	0,17-30%	19%	0,05	19%	94%	30%
relativă.	0,18-24%		54% 38%			

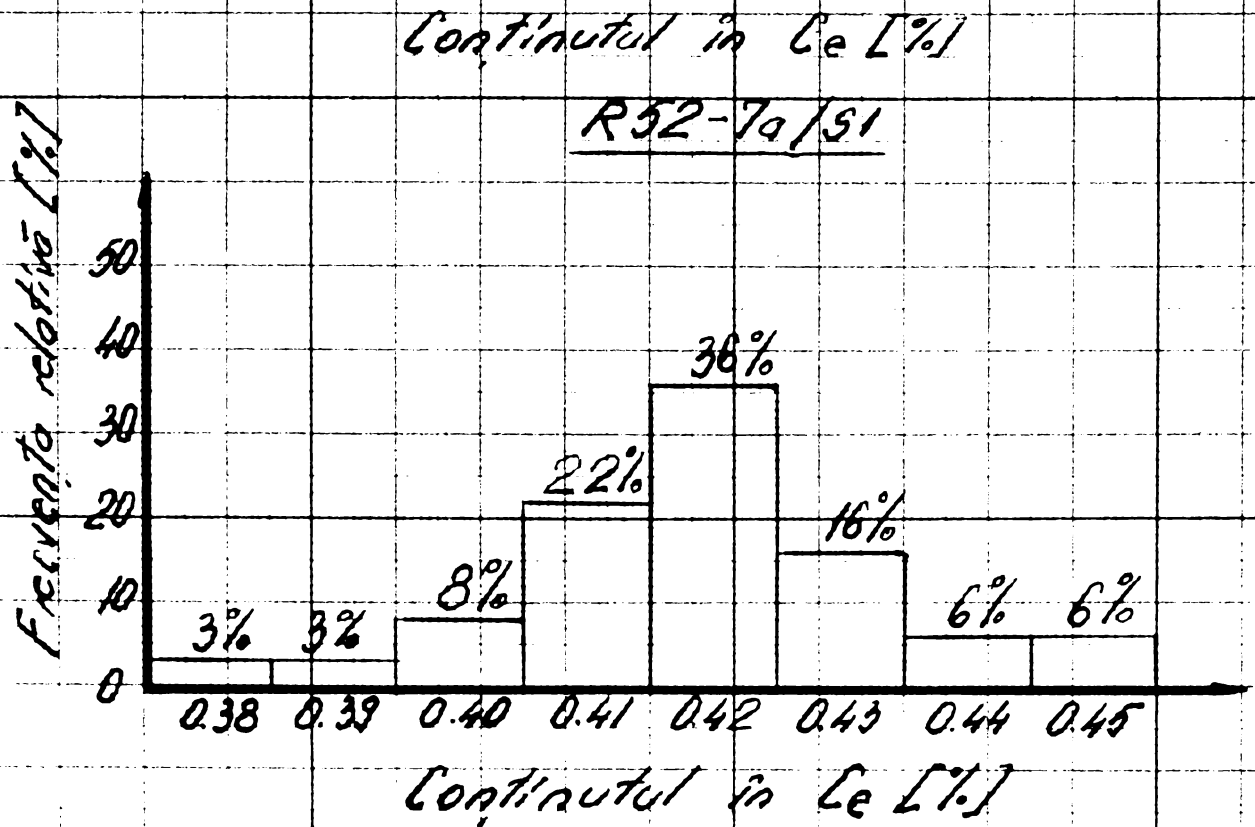
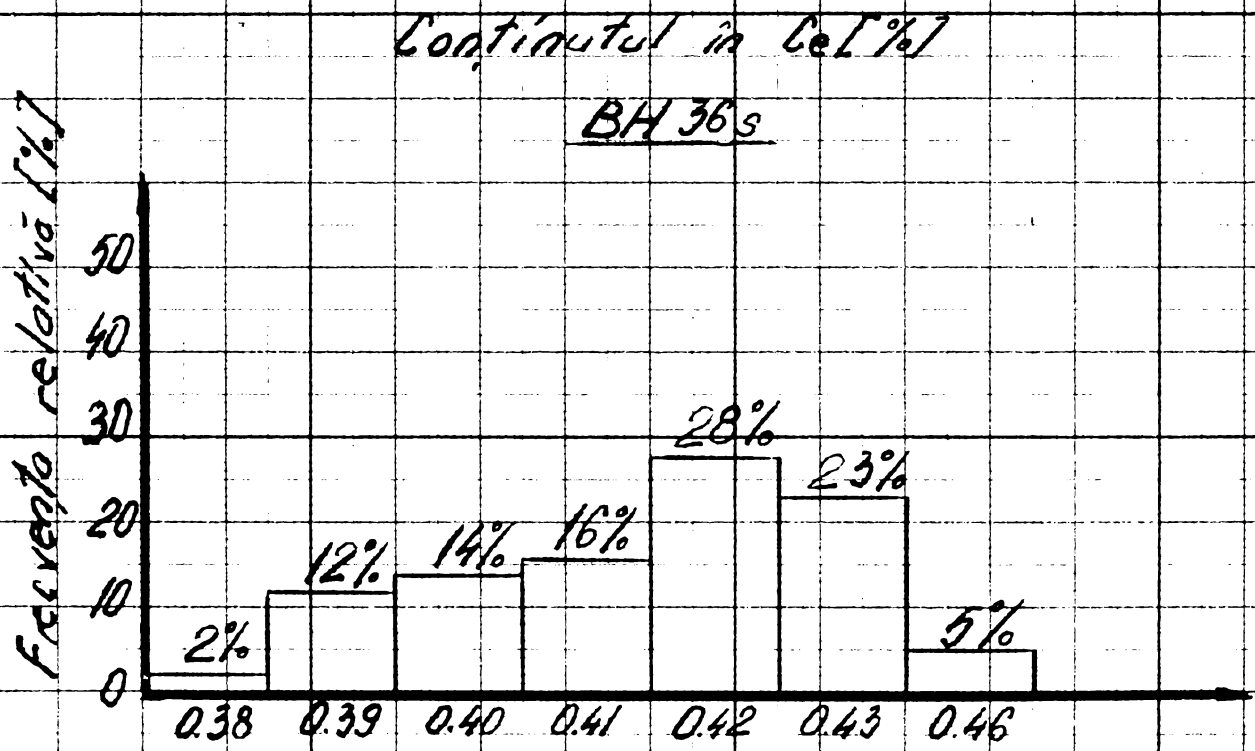
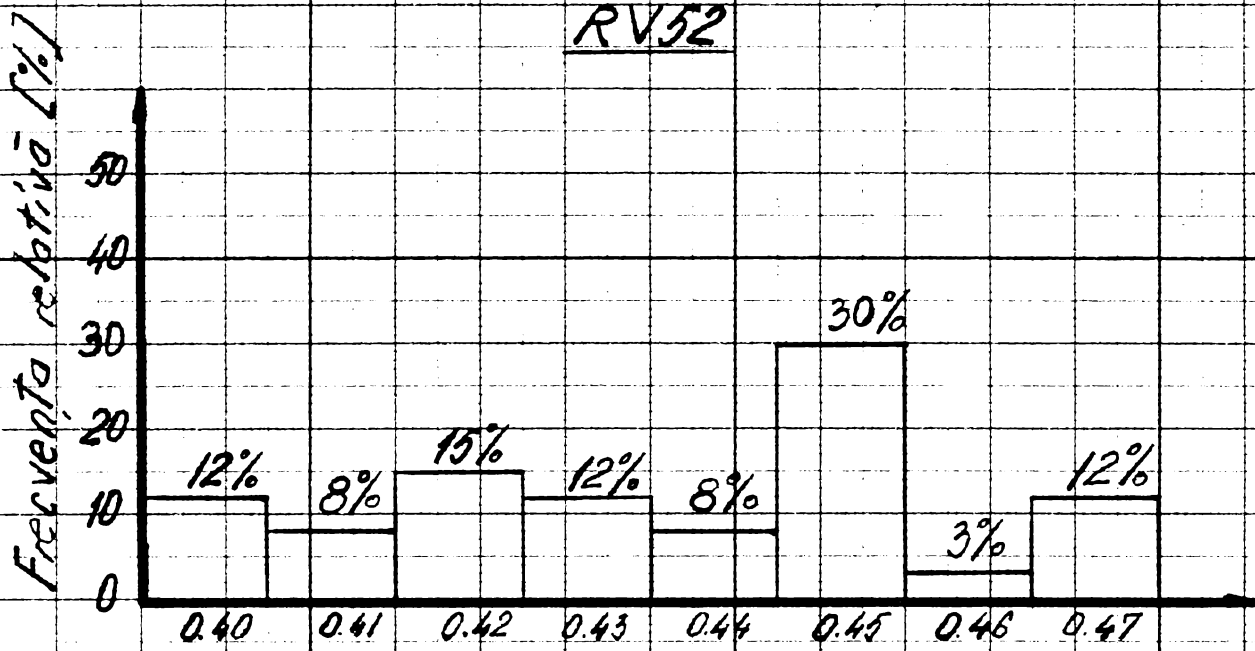
. // ,

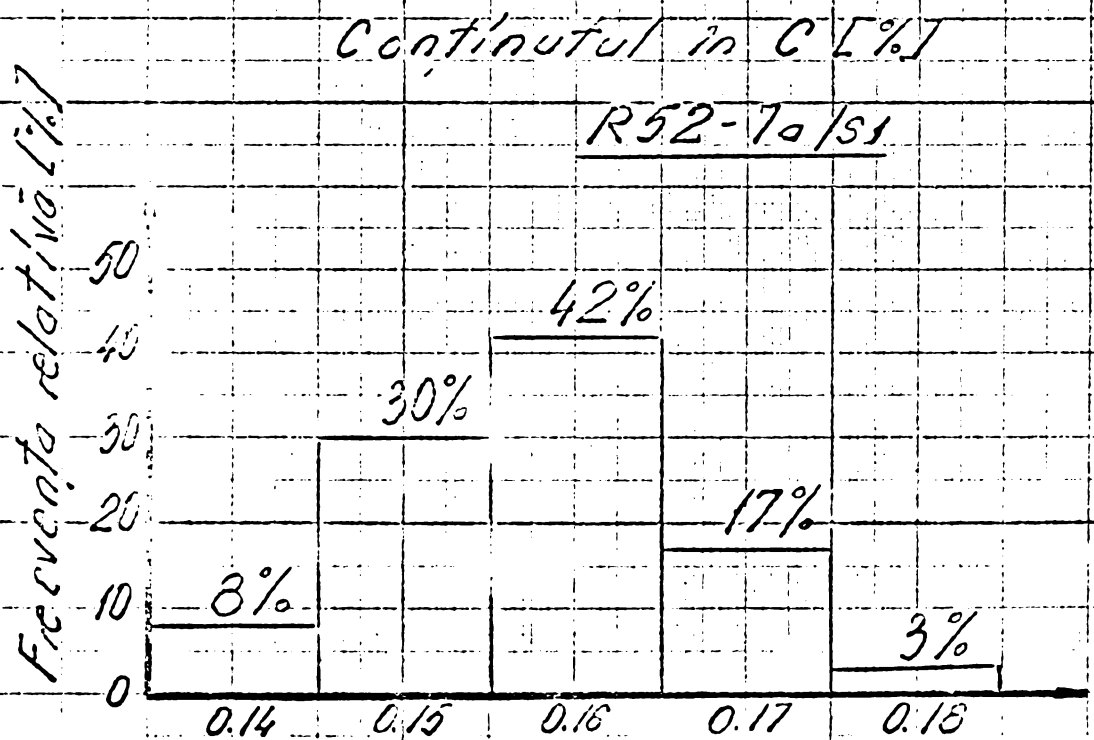
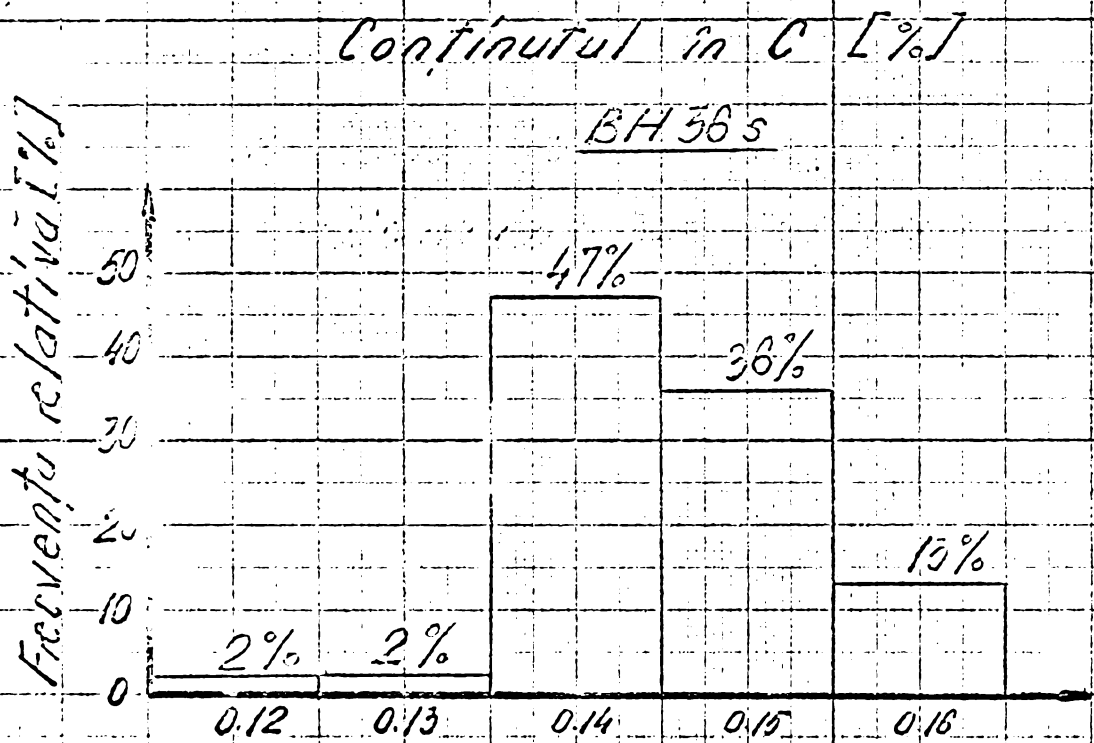
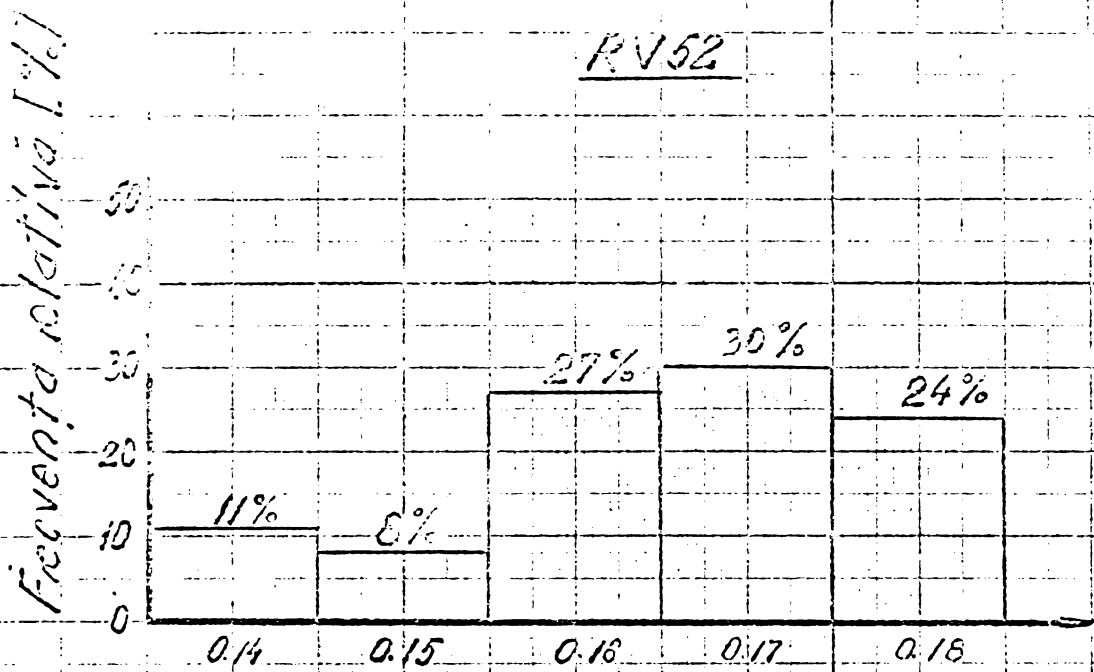
Conținutul	Elemente de aliere, %					
	C	Mn	V	Ni	Cu	Co
Maxim	0,18	1,58	0,07	0,27	0,01	0,47
Minim	0,14	1,34	0,03	0,15	0,01	0,40
BH 36.S.						
Mediu	0,14	1,37	0,07	0,09	0,08	0,41
Frecvent și frecvența relativă	0,14; 0,15 47%	1,35 13,5%	0,07 52%	0,10 18,6%	0,10 36%	0,42 28%
Maxim	0,16	1,47	0,12	0,16	0,14	0,46
Minim	0,12	1,30	0,05	0,03	0,03	0,38

Din analiza diagramei prezentate în fig.53a se poate observa că pentru compararea celor trei mărci de oțeluri nu este suficient să se stabilească valoarea medie a "C_e" pe un număr mai mare de șarje. Deși, pentru oțelul RV52 valoarea medie a carbonului echivalent se încadrează în limite normale, apar, la un număr mare de șarje, valori care depășesc limita considerată ca optimă (0,43 - 0,45 %). Împrăștierea mare a valorilor "C_e" și depășirea valorii de 0,45%, impune întocmirea unei tehnologii care să țină seama de valoarea maximă a C_e, ceea ce desigur, complică execuția. Se observă, de asemenea, o împrăștiere mare la conținutul de mangan.

Analizând valorile medii ale elementelor care intră în formula cu care se determină "C_e" se observă, că principalele elemente care determină această valoare sînt C și Mn. Restul elementelor au o pondere foarte mică în valoarea "C_e". Media însumată a acestor elemente, sub forma în care intră în formula "C_e", pentru determinările efectuate la oțelul RV 52 este 0,00264. Rezultă că restul pînă la valoarea medie a "C_e", determinată (0,4365-0,00264 = 0,43368) revine carbonului și manganului. Avînd în vedere că elementele de aliere, cu excepția manganului, au o împrăștiere relativ mică și că la valorile existente au o influență relativ redusă asupra comportării oțelului la sudare, rezultă că această proprietate depinde în special, de raportul Mn/C.

Toate determinările au stabilit că, în situațiile în care nu se respectă caietul de sarcini, oțelurile R 52-7.a/S.1 și RV 52 manifestă o anumită sensibilitate la ciclurile termice care însoțesc procesul de sudare. La oțelul RV 52 au fost reduse conținuturile de vanadiu și nichel, în comparație cu oțelul R 52-7.a/S.1. Pentru a menține proprietățile mecanice la valorile cerute în proiect, producătorul a ridicat conținutul de carbon și mangan spre limitele

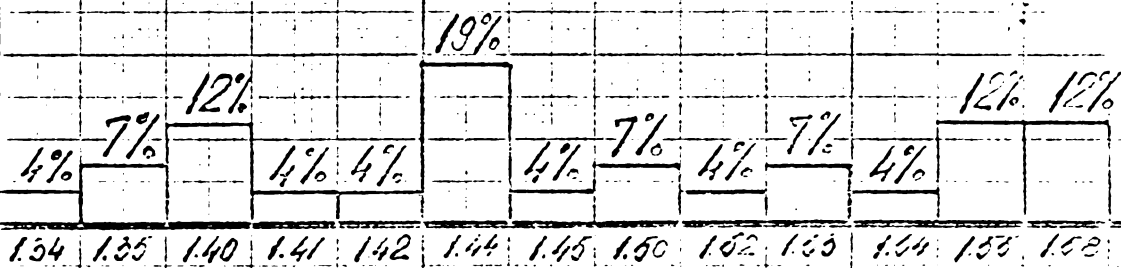




RV52

Frecventa relativă [%]

40
30
20
10
0

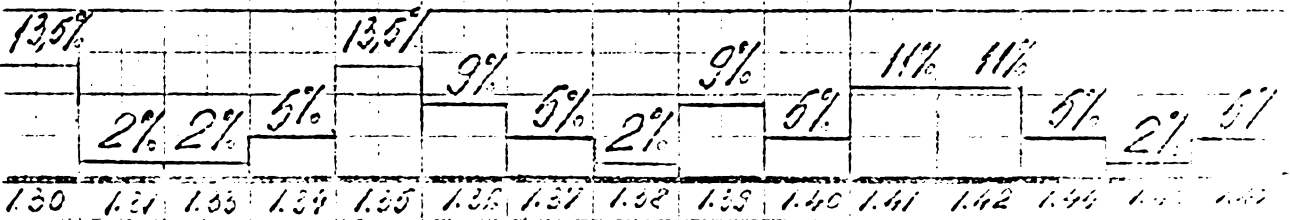


Continutul in Mn [%]

BH36s

Frecventa relativă [%]

40
30
20
10
0

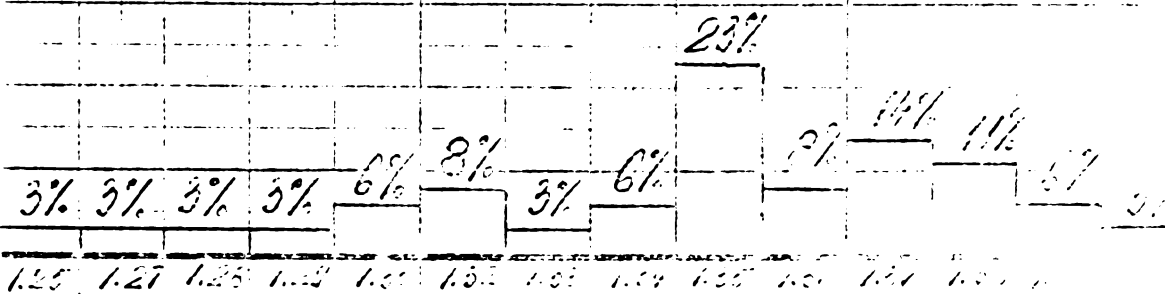


Continutul in Mn [%]

R52-7a/s1

Frecventa relativă [%]

40
30
20
10
0



Continutul in Mn [%]

Frecvența relativă [%]

50
40
30
20
10
0

0.05 0.06 0.07 0.08 0.09

Continutul în V [%]

RH 50

50%

36%

3%

5.5%

5.5%

Frecvența relativă [%]

50
40
30
20
10
0

0.05 0.06 0.07 0.08 0.09

Continutul în V [%]

BH 36 S

52%

25%

2.5%

18%

2.5%

Frecvența relativă [%]

50
40
30
20
10
0

0.05 0.06 0.07 0.08 0.09

Continutul în V [%]

RV 52

54%

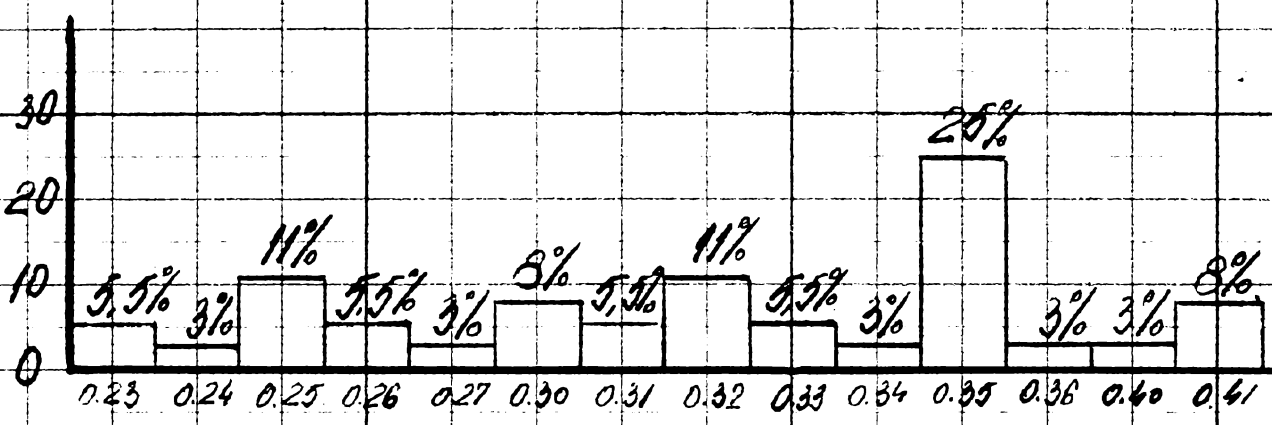
38%

4%

4%

Frecventa relativa [%]

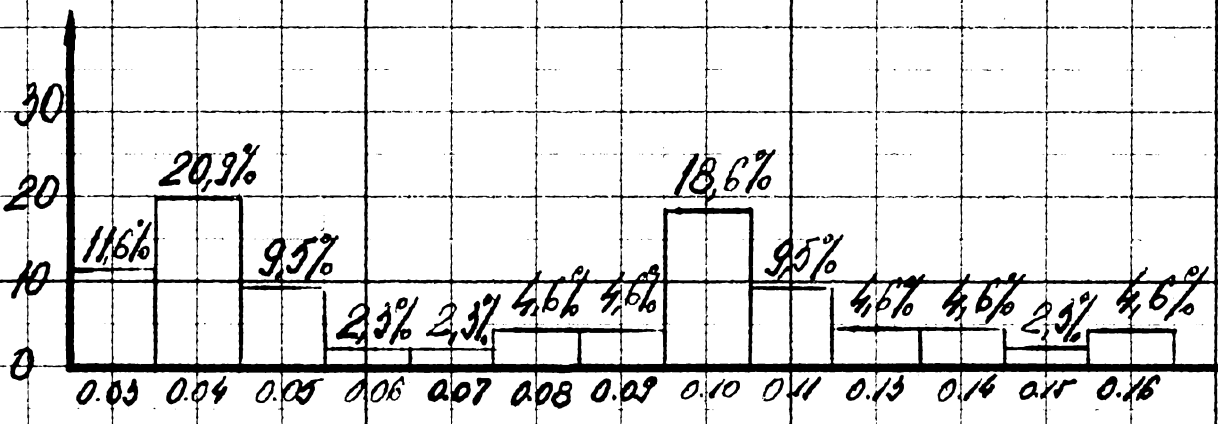
R52



Continutul in Ni [%]

Frecventa relativa [%]

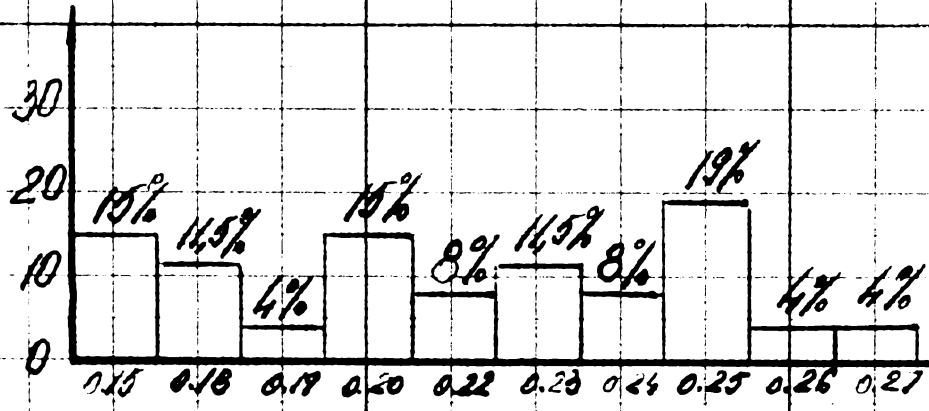
BH 36s



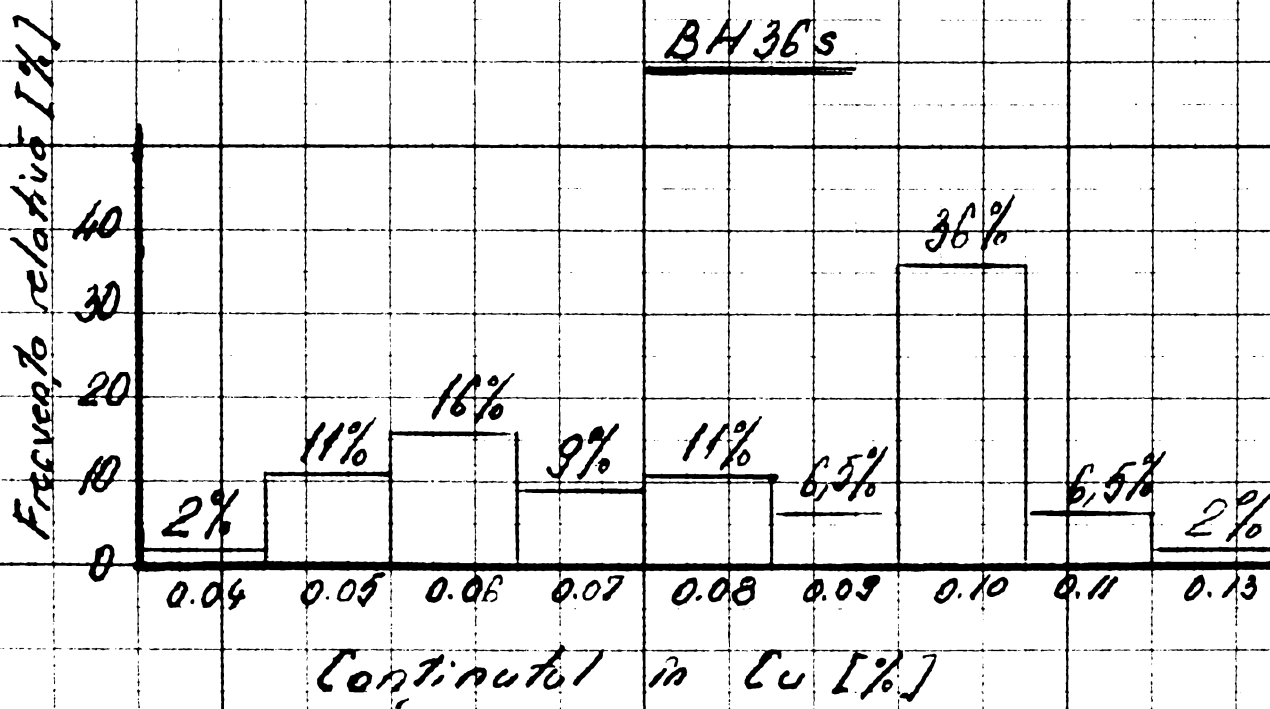
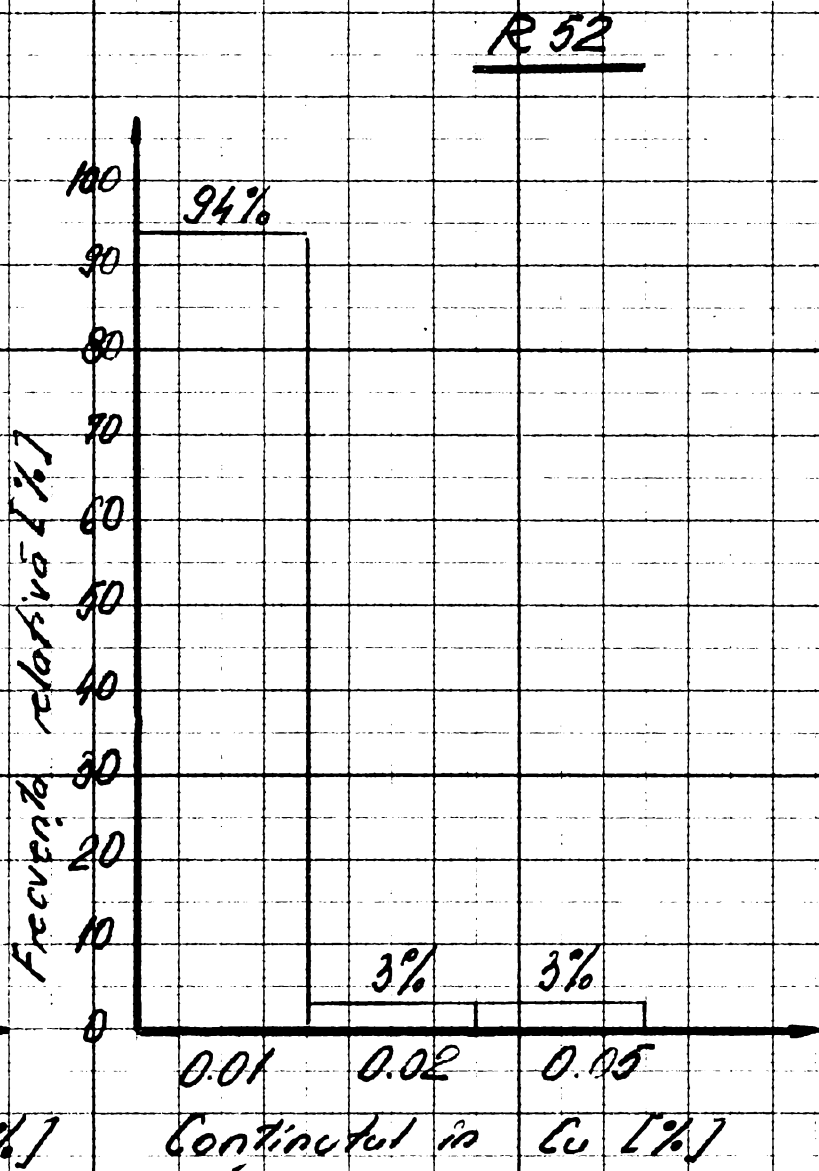
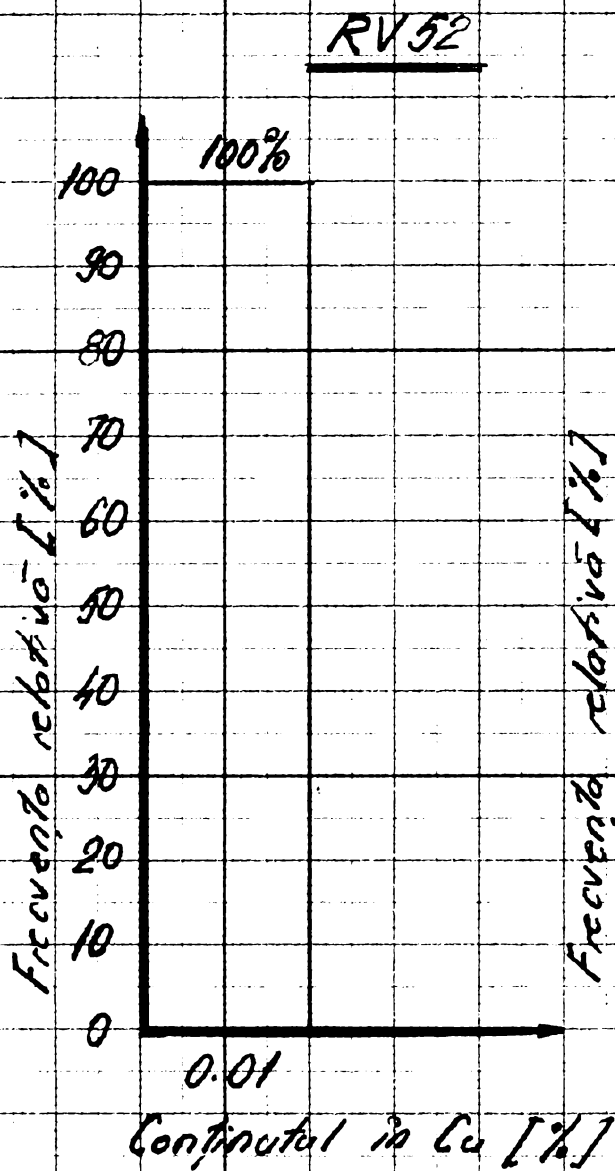
Continutul in Ni [%]

Frecventa relativa [%]

RV52



Continutul in Ni [%]



superioare ale intervalului admis de norme fig.53b, c. Acest lucru a accentuat și mai mult sensibilitatea respectivului oțel. Această sensibilitate impune aplicarea unei tehnologii de sudare foarte rigide, lucru care nu poate fi respectat totdeauna în condițiile de lucru existente pe șantier.

4.2.2.2. - Cercetări asupra comportării la sudare a oțelurilor utilizate pentru confecționarea recipientelor sferice.

4.2.2.2.1. - Verificarea comportării la sudare a epruvetelor încărcate cu sudură longitudinală.

Verificările au fost efectuate conform STAS 7748-78. Au fost analizate rezultatele obținute pe un număr mare de șarje, pe epruvete prelevate din table cu grosimea de 30 mm. S-a luat în considerare atât unghiul limită realizat la apariția fisurii, cât și cel realizat la ruperea completă. Valorile obținute sînt prezentate în diagrama din fig.54 și în tabelul 11. Analizînd diagrama se constată că valorile realizate sînt superioare valorii indicate în STAS 11502-80 pentru respectivul oțel la grosimea de 30 mm, ceea ce demonstrează că, după acest criteriu de apreciere, oțelul are o comportare bună la sudare.

Tabelul nr.11

Valorile realizate	Unghiul limită la care apare prima fisură de 3 mm lungime, grade		Unghiul limită la care are loc ruperea epruvetei, grade	
Medii	66		98	
Frecvență și frecvența relativă	50 16%	70 14%	85 21%	110 20%
Minime	40		75	
Maxime	120		140	

4.2.2.2.2. - Verificarea comportării la sudare prin proba de îndoire pe dor.

Așa cum s-a mai arătat, considerăm că această probă ne dă indicații foarte complete asupra comportării unui oțel la sudare.

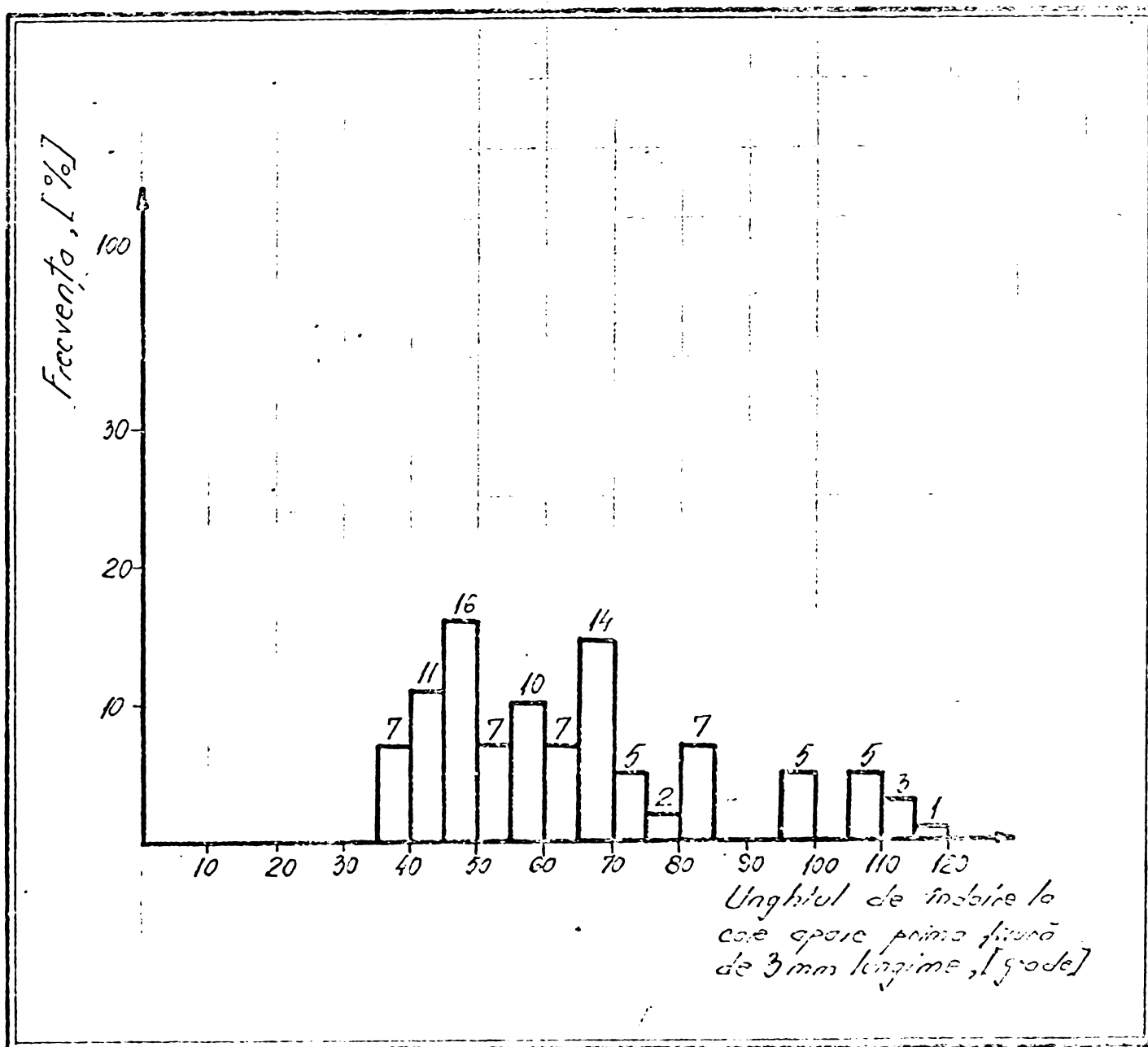


Fig.54a. Variația unghiului de îndoire la care apare prima fisură, pe epruvete încărcate cu sudură longitudinală, pentru diferite șarje de oțel.

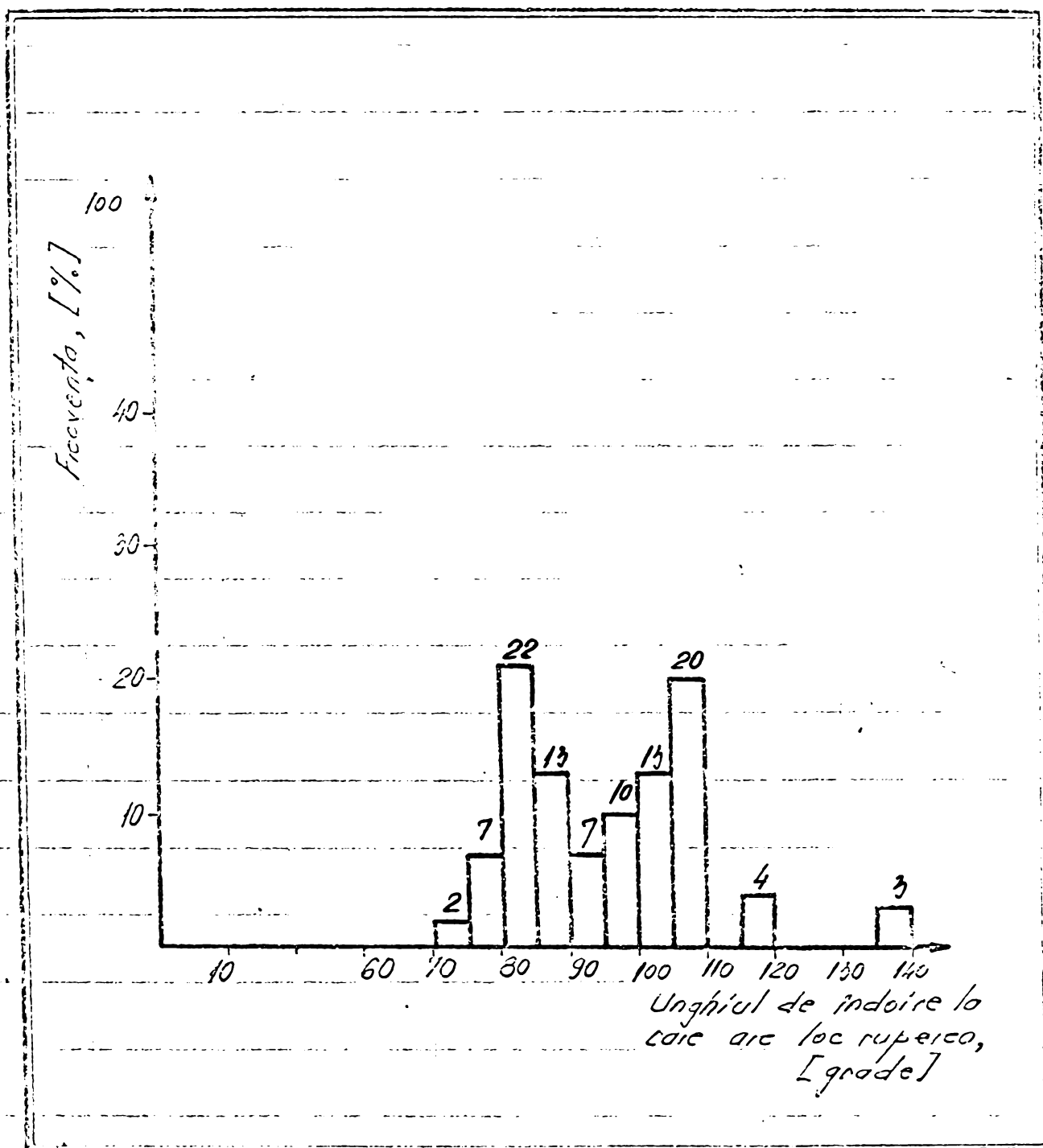


Fig.54b. Variația unghiului de indoire la care are loc ruperea, pe epravele încălțate cu sudură longitudinală, pentru diferite șarje de oțel.

Cu ocazia executării produsului, s-a observat în mod frecvent nerealizarea unghiului de îndoire la 180° , impus de norme, pe epruvetele prelevate din plăcile de control. Stabilirea cauzelor care au condus la acest lucru a impus efectuarea unei cercetări mai ample.

S-a observat că frecvența ruperilor la unghiuri mici de 180° , crește la tablele mai subțiri. Acest lucru poate fi explicat prin faptul că la tablele mai subțiri coriajul este mai mare și structura în benzii este mai pronunțată. Structura pronunțată în benzii are o influență mare asupra rezultatelor obținute la probe de îndoire pe dorm. Influența negativă se amplifică atunci când direcția benzilor este paralelă cu cordonul de sudură. La îndoire se observă o desprindere a sudurii de metalul de bază.

Deoarece s-a constatat că structura în șiruri, caracteristică produselor laminate, este mai pronunțată la aceste oțeluri, s-au impus, prin caietul de sarcini, condiții speciale cu privire la această caracteristică.

Structura în șiruri creată de procesul de laminare, provoacă anisotropia proprietăților mecanice ale tablei. Ea poate fi estompată prin aplicarea tratamentului termic de normalizare, după laminarea oțelului sub formă de tablă.

Reziliența KV este sensibilă la orientare față de direcția de laminare și de aceea, diferențele dintre valorile reziliențelor transversale și longitudinale sînt o măsură semnificativă a anisotropiei.

Anisotropia este determinată și de distribuția incluziunilor nemetalice și a oxizilor, distribuție care are o influență foarte mare și asupra unghiului de îndoire.

Din 80 de epruvete de îndoire, prelevate din plăci de control suflate împreună cu un recipient, 52 s-au rupt la unghiuri mici de 180° . De menționat, că aceste epruvete au fost astfel prelucrate încît au fost eliminate toate neregularitățile sau defectele de suprafață care ar fi putut constitui concentratori de tensiune. Îngroșarea cordonului de sudură a fost prelucrată și apoi finisată, iar muchiile epruvetei au fost rotunjite prin pilire. S-a considerat că conținutul ridicat de incluziuni nemetalice observat, la toate epruvetele, a determinat crearea de discontinuități în masa metalului de bază, ceea ce are drept urmare reducerea plasticității oțelului. Unele incluziuni (silicați fragili) de dimensiuni mari acționează ca niște creștături interioare, micșorînd valorile proprietăților mecanice, iar cele îngiruite determină o sensibilitate la fisurare. Este probabil ca aceste defecțiuni evidențiate, la controlul metalo-

grafic au determinat ruperea epruvetelor la proba de îndoire pe dom la unghiuri mai mici de 180° . Ruperile s-au produs în zona de influență termică.

Modificările structurale din zona de influență termică care pot reduce unghiul de îndoire vor fi tratate în paragrafele următoare.

4.2.2.2.3. - Examinarea zonei de influență termică la sudare.

Pentru a scoate în evidență tendința de fragilizare a metalului de bază în zona de influență termică s-a ales ca mod de investigare încercarea de încovoiere prin șoc. Pentru examinarea subzonelor, cu diferite structuri metalografice, care alcătuiesc zona influențată termic, creștăturile au fost dispuse la diferite distanțe față de centrul cusăturii. S-au utilizat epruvete cu creștătura în V. Plăcile de control din care s-au prelevat epruvetele erau din oțel RV 52 cu grosimea de 28 mm, sudate după tehnologia aplicată recipientelor sferice și indicată în paragraful următor. Rezultatele obținute sînt indicate în diagrama din fig.55.

4.2.2.2.4. - Concluzii cu privire la alegerea metalului de bază.

Oțelul RV 52 elaborat conform STAS-ului, deși are compoziția chimică și proprietățile mecanice cuprinse între limitele admise, prezintă un grad ridicat de neomogenitate. Un astfel de material poate fi în anumite condiții, sensibil la ciclurile termice în procesul de sudare, ceea ce presupune aplicarea unor tehnologii mai complicate, care să țină cont de situațiile cele mai defavorabile. Condițiile suplimentare, cerute în caietul de sarcini, au rolul de a impune producătorului elaborarea unor oțeluri mai omogene, care să asigure o siguranță mai mare în exploatare a produselor la care au fost folosite.

4.3. - Cercetări în vederea alegerii materialelor de adaos.

4.3.1. Condiții impuse la alegerea materialelor de adaos.

La alegerea materialelor de adaos au fost luate în considerare următoarele:

- valoarea rezistenței de rupere la tracțiune în îmbinare, să fie cât mai apropiată de cea a metalului de bază;

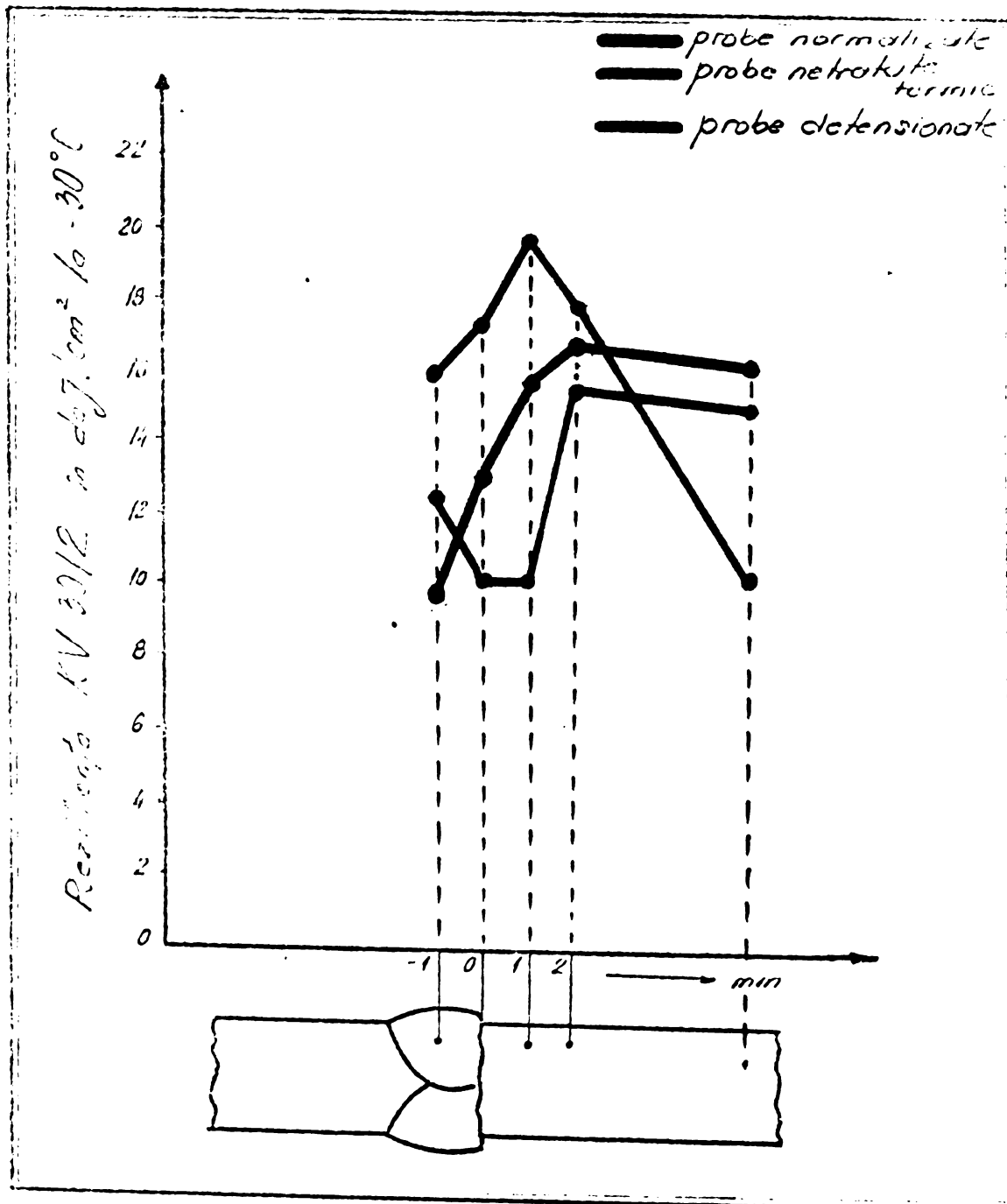


Fig.55. Variația valorilor resiliențelor în diferitele subsone ale unei îmbinări sudate.

- să se asigure în îmbinarea sudată, executată în poziția cea mai nefavorabilă, reziliența prescrisă în caietul de sarcini al produsului pentru temperatura minimă de exploatare;

- metalul îmbinării să nu fie susceptibil la efectul de coroziune fisurantă sub tensiune;

- metalul îmbinării să aibe o rezistență mare față de fisurarea la cald;

4.3.2. - Analiza mărcilor de electrozi propuse pentru a fi utilizate la sudarea recipientelor sferice.

Pentru asigurarea rezilienței la temperaturi scăzute, metalul de adaos este aliat cu nichel sau molibden. Alierea cu aceste elemente conduce la creșterea rezistenței de rupere la tracțiune. Din această cauză, materialele de adaos alese pentru sudarea recipientelor sferice asigură, o rezistență de rupere la tracțiune sensibil superioară metalului de bază.

În cazul sudării automate sub strat de flux, datorită regimului termic și datorită faptului că grosimea straturilor depuse este mai mare, ceea ce face ca tratamentul termic produs la depunerea straturilor ulterioare să fie mai puțin eficient, valorile reziliențelor sînt, în general, mai mici.

Pentru sudarea manuală s-au utilizat electrozi SHV-1 importați din R.F.G. de la firma PHOENIX - UNION. În vederea evitării importului, s-a încercat utilizarea unor electrozi indigeni, fabricați la I.S.P.S. Buzău, TENABAZ și NIBAZ 55. Ulterior a fost elaborat un electrod special, EB-3. Analizînd valorile din tabelul 12 se poate observa că, aproape în toate situațiile, rezistența de rupere la tracțiune a metalului depus și în special limita de curgere sînt superioare metalului de bază. În realitate diferența este și mai mare, deoarece rezistența de rupere la tracțiune a metalului îmbinării este mai mare decît cea a metalului depus.

Pentru diminuarea efectului de coroziune fisurantă sub tensiune se impune elaborarea unor electrozi care să asigure valori ridicate a rezilienței la temperaturi scăzute fărăelemente de aliere, în așa fel încît, rezistența de rupere la tracțiune să fie cît mai apropiată de cea a metalului de bază.

Deoarece electrozii TENABAZ și NIBAZ 55 nu au asigurat în mod constant reziliența corespunzătoare la temperatura de minus 30°C a fost elaborat electrodul EB-3, la care conținutul de nichel a fost majorat de la 1% la 1,4%. Această majorare conduce și la creșterea rezistenței de rupere la tracțiune, ceea ce poate influența negativ

rezistența la efectul de coroziune fisurantă sub tensiune. Pentru a menține rezistența, în limite comparabile cu electrozii din import a fost redus conținutul de mangan. Creșterea conținutului de nichel are un efect negativ asupra comportării îmbinării în medii tehnologice care favorizează apariția coroziunii fisurante sub tensiune.

Tabelul nr.12

Comparație între caracteristicile de rezistență ale metalului de bază și ale metalului depus.

Denumirea materialului	Rezistența de rupere la tracțiune, N/mm ²	Limita de curgere N/mm ²
R 52-7.a/S.1.	min. 520	min. 360
461 SHV.1.	min. 590	min. 510
N IBAZ-55	min. 520	min. 440
EB-3	min. 540	min. 480
TENABAZ	min. 510	min. 430
OP 40 TT+S.2.Ni	min. 580	min. 480

4.3.3. - Cercetări pentru stabilirea calității electrozilor de fabricație indigenă EB-3.

În vederea cunoașterii electrozilor EB-3 s-a efectuat o cercetare. Proprietățile mecanice obținute, în metalul depus sînt indicate în tabelele 13 și fig. 56a și b.

Analizînd rezultatele obținute se pot observa următoarele:

- în cazul sudării cu rînduri filiforme valorile rezistenței de rupere la tracțiune și a limitei de curgere sînt ceva mai mici decît în cazul sudării cu pendularea electrodului;

- după tratamentul termic de detensionare proprietățile mecanice nu suferă modificări substanțiale;

- după tratamentul termic de normalizare se observă o reducere a rezistenței de rupere la tracțiune și a limitei de curgere cu circa 13% și respectiv 30%, precum și o creștere a alungirii specifice cu circa 20 %;

- la temperaturi pozitive nu se observă o deosebire esențială între valorile reziliențelor la sudurile executate cu straturi filiforme și cele executate cu straturi late cu pendularea electrodului; între sudurile executate în poziție orizontală și cele executate în poziție verticală diferențele între valorile rezistențelor sînt ne semnificative;

. // ,

Tabelul nr. 13

Proprietățile mecanice ale metalului depus cu electrozi EB-3

Proprietăți mecanice.	Probe netratate termic			Probe detensionate			Probe normalizate		
	Rînduri filiforme	Straturi late	Rînduri filiforme	Straturi late	Rînduri filiforme	Straturi late	Rînduri filiforme	Straturi late	
Rezistența la rupere la tracțiune, N/mm ² .	$\frac{550-560}{555}$	$\frac{585-600}{592,5}$	$\frac{530-535}{532,5}$	$\frac{600-595}{597,5}$	$\frac{485-485}{485}$	$\frac{510-520}{515}$			
Limita de curgere, N/mm ²	$\frac{485-495}{490}$	$\frac{520-535}{537,5}$	$\frac{460-470}{465}$	$\frac{510-510}{510}$	$\frac{330-330}{330}$	$\frac{320-305}{312,5}$			
Alungire, %	24-25	26-22	26-20	24-24	32-32	28-30			
Poziția de sudare: ORIZONTALA									
Rezistența la rupere la tracțiune, N/mm ² .	$\frac{535-535}{535}$	$\frac{575-585}{580}$	$\frac{550-535}{542,5}$	$\frac{585-585}{585}$	$\frac{510-510}{510}$	$\frac{495-485}{490}$			
Limita de curgere N/mm ²	$\frac{460-460}{460}$	$\frac{495-510}{502,5}$	$\frac{460-460}{460}$	$\frac{510-510}{510}$	$\frac{345-345}{345}$	$\frac{345-330}{337,5}$			
Alungire, %	$\frac{26-25}{25,5}$	$\frac{22-24}{23}$	$\frac{23-27}{25,5}$	$\frac{22-24}{23}$	$\frac{27-24}{25,5}$	$\frac{22-24}{23}$			
Poziția de sudare: VERTICALA									

Electroz 1 EB-3 ϕ 4 mm

Orizontal

Vertical

x Detensionat 580°C/5h
 • Netratat
 o Normalizat 920°C/2h
 Rezilianta KV 30/2
 do/1cm² 26

x Detensionat 580°C/5h
 • Netratat
 o Normalizat 920°C/2h

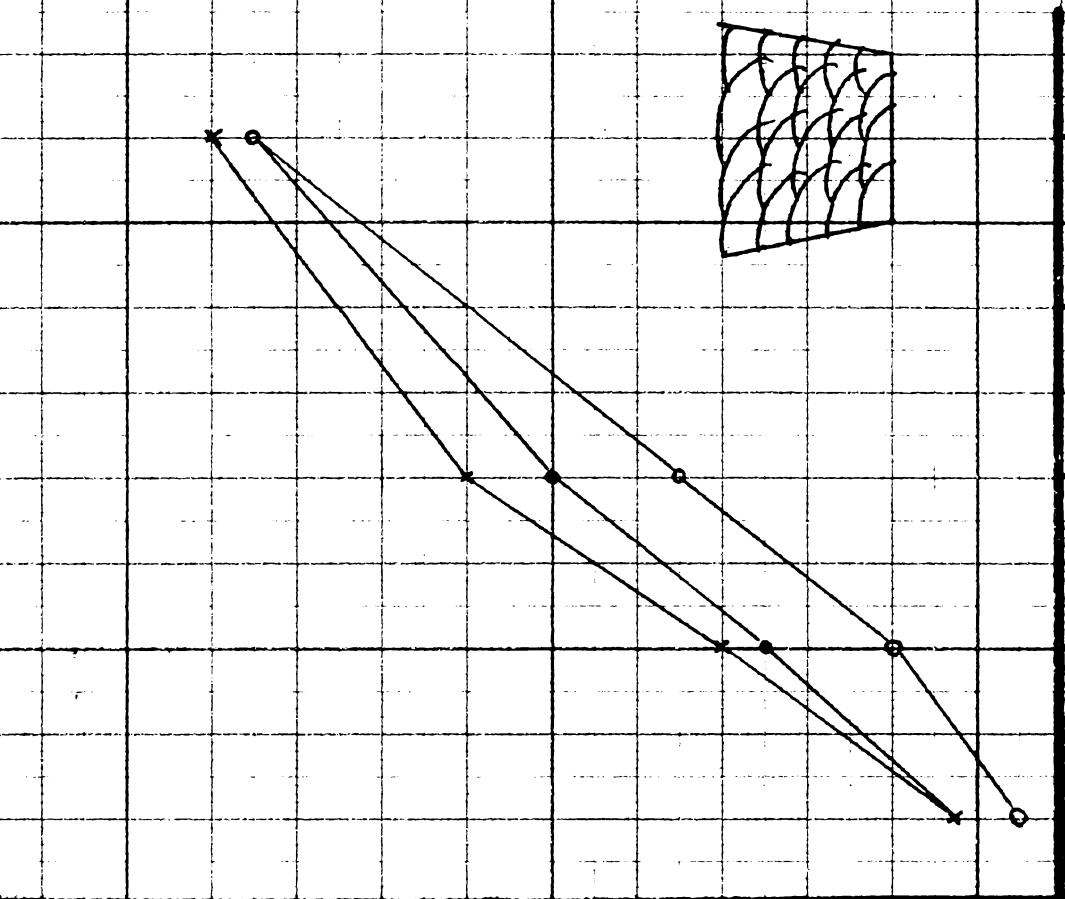
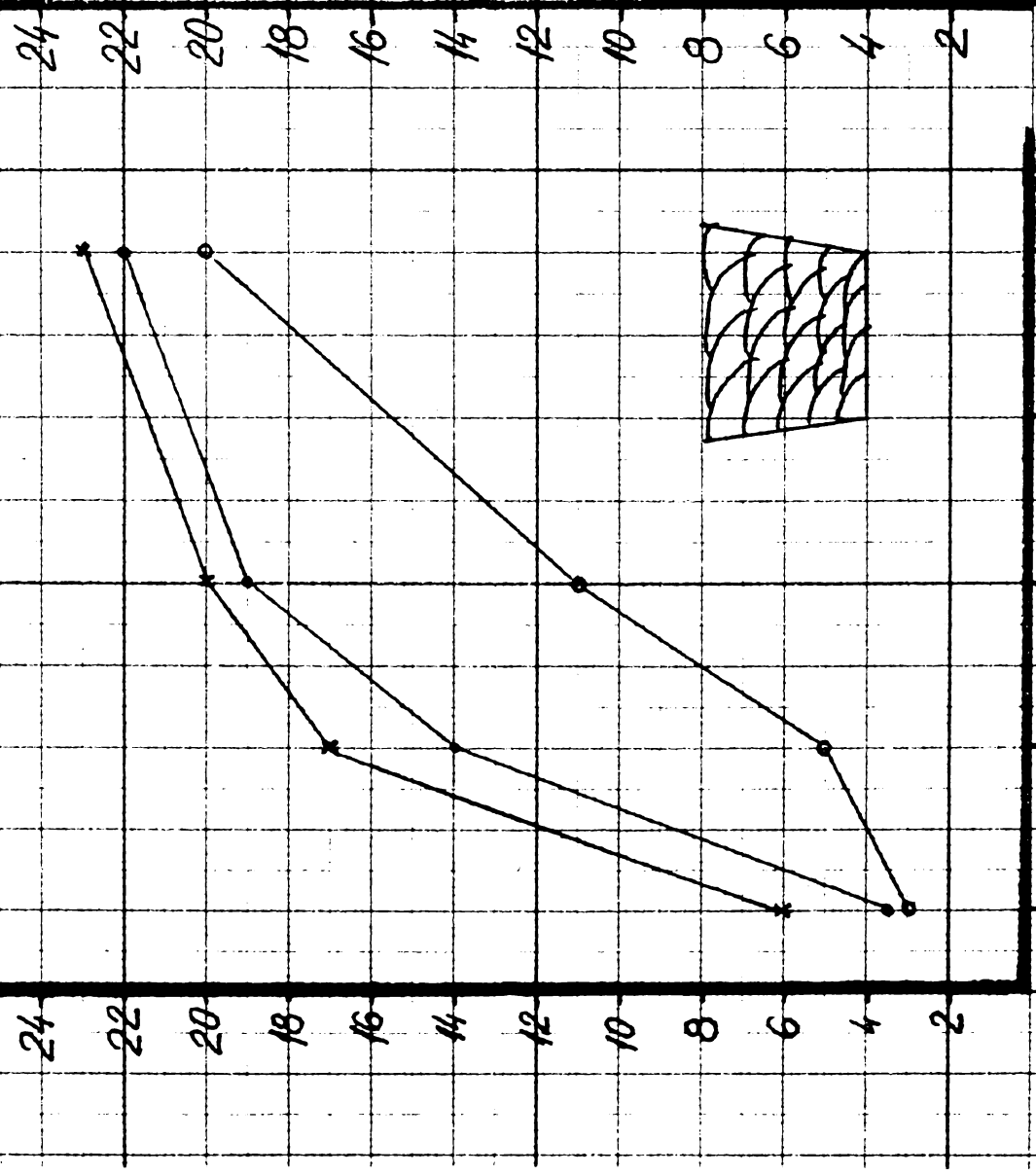


Fig. 56a. Valorile reziliantelor in functie de temperaturile de incercare, obtinute pe epruvete preluate din metalul depus (Rinduri filiforme).

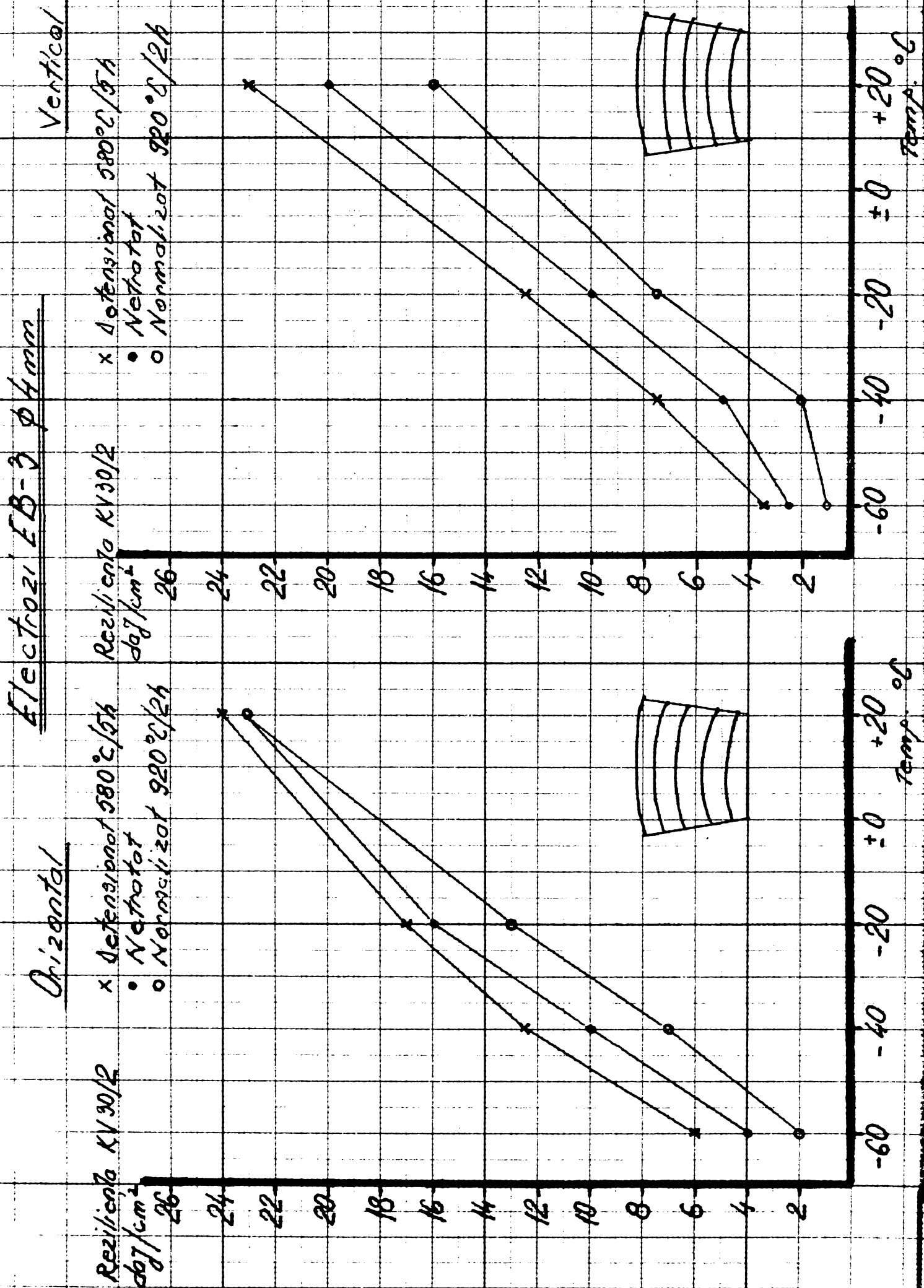


Fig. 50b. Valorile reziliențelor în funcție de temperaturile de încălzire, obținute pe epruvete prelevate din materialul depus (Straturi late cu pendularea electrodului).

- la temperaturi negative, se observă o diferență între valorile reziliențelor obținute din sudurile executate în poziție orizontală și cele executate în poziție verticală, precum și între sudurile executate cu rîndurile filiforme și cele executate cu rînduri late;

- tratamentul termic de normalizare reduce valorile reziliențelor;

- tratamentele termice anulează influența poziției de sudare și a modului în care se execută rîndurile de sudură.

Cercetarea a fost extinsă și asupra îmbinărilor sudate din oțel RV 52 cu electrozi EB-3.

Rezultatele încercărilor mecanice sînt indicate în tabelul nr.14.

S-a constatat că îmbinările sudate cu electrozi care depun un metal cu rezistența la rupere mai mare se comportă mai slab la proba de îndoire pe dorn, în cazul în care epruvetele au îngroșarea sudurii neprelucrată. Metalul îmbinării este mai sensibil la încreștări, din care cauză, în majoritatea cazurilor nu se poate realiza unghiul de îndoire de 180° , așa cum cer normele. Creșterea conținutului de nichel și în consecință rezistența de rupere la tracțiune, accentuează acest efect. Creșterea conținutului de nichel poate avea un efect dăunător și datorită conținutului de sulf din mediile depozitate, precum și datorită faptului că favorizează formarea fisurilor în cazul coroziunii fisurante sub tensiune. Pentru eliminarea acestor dezavantaje, ultimile straturi de sudură care vin în contact cu mediul depozitat, se execută cu electrozi fără conținut de nichel, Superbaz. Electrozii Superbaz depun un metal cu rezistența de rupere la tracțiune foarte apropiată de cea a metalului de bază, dar nu asigură, în îmbinări sudate în poziție verticală, valori corespunzătoare a rezilienței la temperaturi mai mici de minus 20° C (253° K). Avînd în vedere că electrozii Superbaz se utilizează numai pentru ultimile straturi, unde amestecul cu metalul de bază este foarte redus, se poate conta pe obținerea unor reziliențe corespunzătoare la temperaturi de minus 30° C (243° K) deoarece în metalul depus electrodul asigură asemenea proprietăți. Datorită faptului că rezistența de rupere la tracțiune a metalului depus cu electrozi Superbaz este mai mică și foarte apropiată de cea a metalului de bază, precum și datorită reducerii sensibilității la efectul de încreștare, se observă o creștere a unghiului de îndoire. De asemenea, se poate conta pe o sensibilitate mai mică la efectul de coroziune fisurantă sub tensiune și la coroziunea în mediu de sulf.

PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE ÎMBINĂRILOR SUDATE
PE TABELE RV 52 CU ELECTROZI EB-3, Ø 4 mm

Tratamentul termic	Fără pendularea electrodului (rînduri filiforme)												
	Orizontal					Vertical							
	R _m	A5	R _g	R _m	A5	R _m	A5	R _m	A5	Vertical			
N/mm ²	%	N/mm ²	N/mm ²	%	N/mm ²	N/mm ²	%	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²			
Fără	520	24	500	580	23	220	190	140	35	190	120	70	28
Detensionare	510	24	510	580	23	230	200	170	60	200	140	80	28
Normalizare	320	29	340	490	28	200	110	50	28	190	90	40	15
Cu pendularea electrodului (straturi late)													
Fără	490	24	460	530	25	230	160	100	40	200	100	50	25
Detensionare	470	23	460	530	25	240	170	125	60	220	125	75	35
Normalizare	330	32	340	510	27	230	130	70	20	120	75	20	15

4.4. Cercetări pentru stabilirea tratamentului termic optim.

4.4.1. Influența detensionării asupra coroziunii figurante sub tensiune.

O metodă importantă pentru reducerea posibilității apariției fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune este aplicarea unui tratament termic de detensionare. În urma tratamentului termic de detensionare, structura sudată rămâne cu tensiuni remanente nesemnificative. După aplicarea tratamentului, asupra structurii sudate acționează practic numai tensiunile introduse de sarcina externă și în consecință pericolul de apariție a coroziunii sub tensiune este mult mai redus. El nu este eliminat complet, avându-se în vedere că poate apare și în situația când avem concentrații ridicate de hidrogen și concentrări reduse de tensiuni. Ca urmare a detensionării sînt reduse și tensiunile provenite din deformarea la rece,

În cazul în care, în urma operației de sudare, au apărut structuri fragile, acest tratament are și un efect de revenire, în urma căruia structurile fragile devin mai plastice, reducîndu-se în același timp și duritatea zonei influențată termic. În situațiile în care, datorită zonelor fragile, nu s-a putut obține la proba de îndoire un unghi de 180° , tratamentul a îmbunătățit radical această proprietate.

Decizia privind aplicarea tratamentului termic se poate lua numai după cercetarea atentă a fragilizării oțelului la detensionare.

4.4.2. Verificarea susceptibilității de fragilizare la detensionare.

La detensionarea unor structuri sudate, cu grosimi relativ mari este posibil ca în urma tratamentului termic de detensionare să apară fenomenul de fragilizare la detensionare. Datorită acestei fragilizări este posibil să apară fisuri în structura sudată încă în perioada tratamentului termic.

Avînd în vedere că o parte din recipientele sferice se supun tratamentului termic de detensionare, metalele utilizate au fost verificate la sensibilitatea față de fragilizarea la detensionare. Verificarea s-a făcut prin detensionarea unor epruvete cu suduri, prelevate din plăci de control cu grosimea de 20 mm. În primul rînd

s-a sudat rostul cel mic, realizându-se cusătura de încercat. În continuare s-a sudat, în rostul cel mare, cusăturile 1, 2, 3 ... ce introduc tensiuni de întindere în cusătura de încercat. Nivelul acestor tensiuni se estimează cu ajutorul unghiului Q (fig.57).

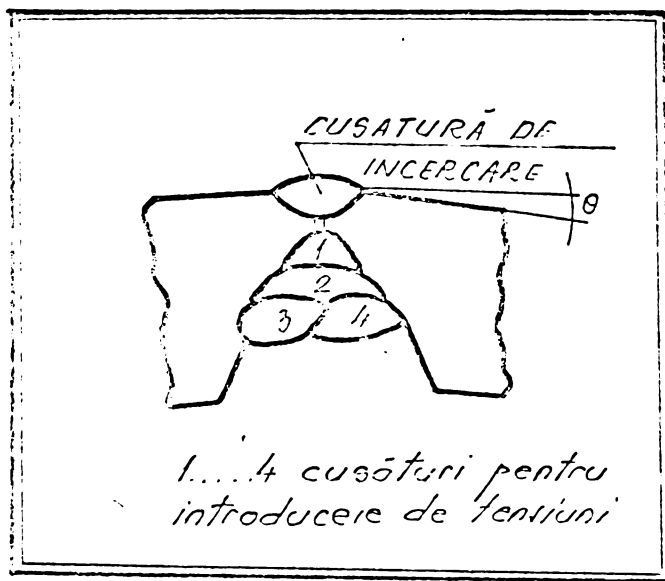


Fig.57. Modul de depunere a straturilor de sudură pentru proba de verificare a susceptibilității de fragilizare la detensionare.

În tabelul 15 sînt indicate unghiurile rezultate la probele efectuate pentru verificarea tablei elaborate la C.S.G. Piesele sudate, fără fisuri preexistente, au fost detensionate după următorul grafic:

- încălzire la 300° C (fără prescripții speciale);
- încălzire între 300 și 600° C cu viteza de 50° C/h;
- menținere la 600° C timp de trei ore;
- răcire de la 600° C la 300° C cu viteza de 50° C/h;
- răcire de la 300° C la temperatura ambiantă în aer liniștit.




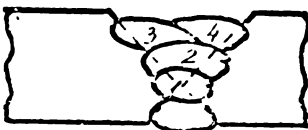

Probele efectuate pe tabla utilizată pentru confecționarea recipientelor sferice nu au evidențiat existența unor fisuri nici la examinarea microstructurii la o mărime de 600 ori.

Concluzia acestei încercări este că oțelul fabricat la C.S.G. pentru confecționarea recipientelor sferice, nu prezintă sensibilitate la fisurare în urma detensionării.

Tabelul nr.15

Unghiul Q realizat la proba de susceptibilitate la fragilizare la detensionare pe tabelle R52-7a/S1 fabricat la C.S.Galați

Tabelul nr. 15.

Marcaj	Forma cusăturilor	Unghi de deformatie θ	
		Grade	Radiani
F5-6		1	$1,74 \times 10^{-2}$
F7-8		2,2	$3,84 \times 10^{-2}$
F1-2		3,5	$6,1 \times 10^{-2}$
F9-10		3,5	$6,1 \times 10^{-2}$
F3-4		4	$6,98 \times 10^{-2}$

4.4.3. Necesitatea efectuării tratamentului termic.

Stabilirea necesității efectuării tratamentului termic se face în baza criteriilor indicate în tabelul nr. 16.

Tabelul nr. 16.

Analiza necesității efectuării tratamentului termic.

Criteriul analizat	Concluzii
1. - Valoarea grosimii peretelui.	Da, pentru grosimi $S > 30$ mm.
2. - Temperatura pe care o poate atinge peretele aparatului în exploatare.	Da, pentru grosimi $S > 30$ mm (cu condiția ca materialele utilizate să fie garantate pentru temperatura minimă pe care o poate atinge peretele recipientului în exploatare).
3. - Posibilitatea apariției coroziunii fisurante sub tensiune, generată de mediul tehnologic depozitat.	Da, numai în cazul în care utilizatorul stabilește că mediul depozitat favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune (indiferent de grosimea peretelui și de temperatura pe care o poate atinge în exploatare).
4. - Natura mediului depozitat.	Da, dacă utilizatorul stabilește că mediul depozitat este letal. De obicei, mediile depozitate în recipientele sferice nu sînt letale (indiferent de grosimea peretelui recipientului).
5. - Condiție dictată de tehnologia de sudare.	Dacă hotărăște executantul.

Analizînd mai multe normative și instrucțiuni, rezultă că pentru categoria de oțeluri în care se încadrează materialul utilizat pentru recipientele sferice, tratamentul termic se aplică pentru grosimi mai mari de 30 mm.

Avînd în vedere că oțelul este elaborat pentru temperaturi pînă la minus 50° C (223° K), adică temperatura minimă la care poate ajunge recipientul în exploatare, al doilea criteriu nu schimbă concluzia rezultată la punctul 1.

Criteriul executării tratamentului termic în cazul cînd mediul conținut poate provoca coroziunea fisurantă sub tensiune este:

. // ,

explicat în următoarele coduri: BS 5500-76 paragraful 4.4.3.1.d., OST 26-291-71 paragraful 3.14.1.C, CAER RS 1277 paragraful 2.10.1.d, AD Merkelatt H.1. paragraful 3.2, ISCIR C4-73 paragraful 435.b. Criteriul este independent de grosimea peretelui, temperatura sa, sau alți parametri de funcționare. În celelalte coduri analizate fie se amintește că, în cazul existenței unui astfel de mediu trebuie în general luate măsuri speciale, neindicându-se în mod precis tratamentul termic (ex. ISO DIS 2694 paragraful 20.3. și 31.2), fie nu se specifică nimic în legătură cu adoptarea unor măsuri speciale generate de posibilitatea apariției coroziunii fisurante sub tensiune (ex. codul ASME S VIII DIV 1.2).

Având în vedere că amoniacul și hidrogenul sulfurat provoacă apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, pentru recipientele care conțin aceste elemente, se impune efectuarea unui tratament termic, indiferent de grosimea peretelui recipientului.

Un criteriu, care de asemenea depinde de mediul tehnologic, este acela care afirmă că tratamentul termic se impune pentru recipientele în care se depozitează medii letale. Codul american specifică că nu sînt considerate ca substanțe letale următoarele: clorul, amoniacul, gazele naturale, orice gaz petrolier lichefiat (ex. : propan, butan, butadien) și vaporii oricărui produs petrolier. Criteriul este independent de grosimea peretelui, temperatura sa, sau alți parametri de funcționare.

Ultimul criteriu este acela care se referă la necesitatea de a efectua tratamentul termic în scopul realizării caracteristicilor mecanice cerute îmbinărilor sudate. Acest criteriu este apreciat de executantul recipientelor.

4.4.4. Situațiile în care recipientele sferice sînt tratate termic.

Analizînd condițiile de execuție și exploatare a recipientelor sferice s-a hotărît efectuarea tratamentului termic în următoarele situații:

- pentru toate recipientele a căror pereți sînt mai mari de 30 mm, indiferent de mediul tehnologic depozitat;
- pentru toate recipientele în care urmează a se depozita amoniac, indiferent de grosimea peretelui;
- pentru toți segmentii prevăzuți cu racorduri, indiferent de grosimea peretelui și de mediul tehnologic depozitat.

În primele două situații se aplică un tratament termic integral, la locul de montaj. În ultima situație tratamentul termic se efectuează în întreprinderea 23 August, în cuptor, pentru fiecare segment individual. Toate racordurile se sudează în cadrul întreprinderii.

La baza hotărârii de a se trata termic segmentii cu racorduri a stat faptul că, îmbinările de colț au o comportare mai nefavorabilă în comparație cu îmbinările cap la cap.

În anumite situații, în procesul de sudare apar structuri nestabile cu duritate mare. Asemenea structuri apar, de obicei, în zona influențată termic, în direcția ultimului strat de sudură care nu mai poate fi tratat termic de straturile ulterioare. În această situație, tratamentul termic de detensionare are un efect de revenire, ceea ce conduce la modificarea structurii instabile într-o structură mai stabilă cu efecte asupra proprietăților mecanice. Aceste modificări reduc duritățile și măresc plasticitatea îmbinării. Reducerea durității are o influență pozitivă și asupra rezistenței îmbinării la coroziunea fisurantă sub tensiune. Valorile durităților obținute după operația de tratament variază în funcție de temperatura de încălzire. În fig. 58 se arată variația durității pentru un oțel cu 0,2% C, în funcție de temperatura de tratament termic.

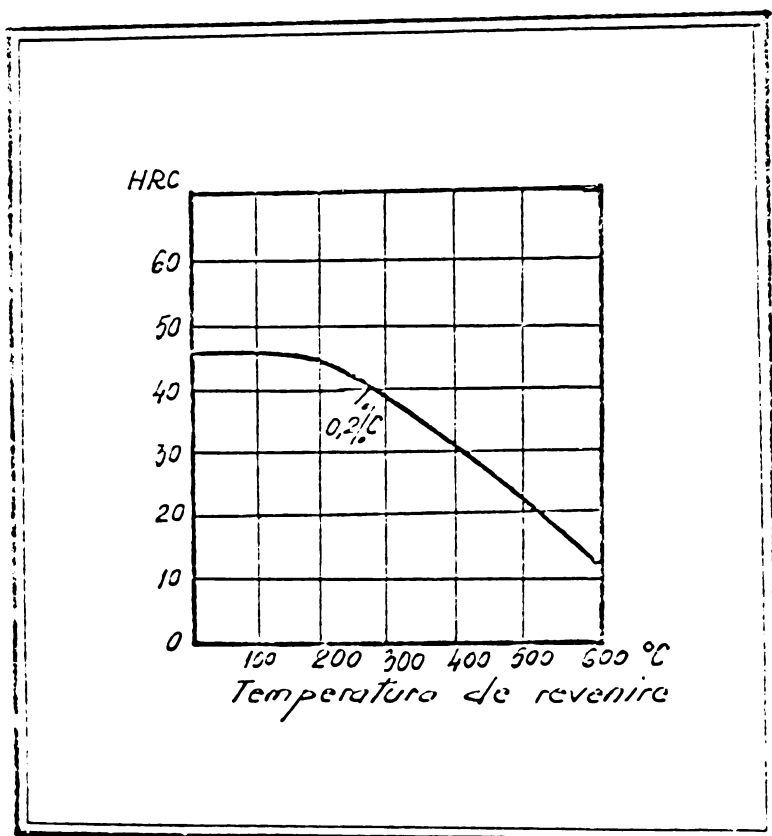


Fig. 58. Variația durității pentru un oțel cu 0,2% C în funcție de temperatura la care are loc tratamentul termic. [33]

În cazul obținerii unor structuri nemartensitice, așa cum se întâmplă în cazul recipientelor sferice, la temperaturi joase de revenire, duritatea nu se modifică (fig.59). Din această cauză s-a ales temperatura de încălzire peste 500°C și în așa fel, încât să coincidă cu temperatura prescrisă pentru tratamentul termic de detensionare.

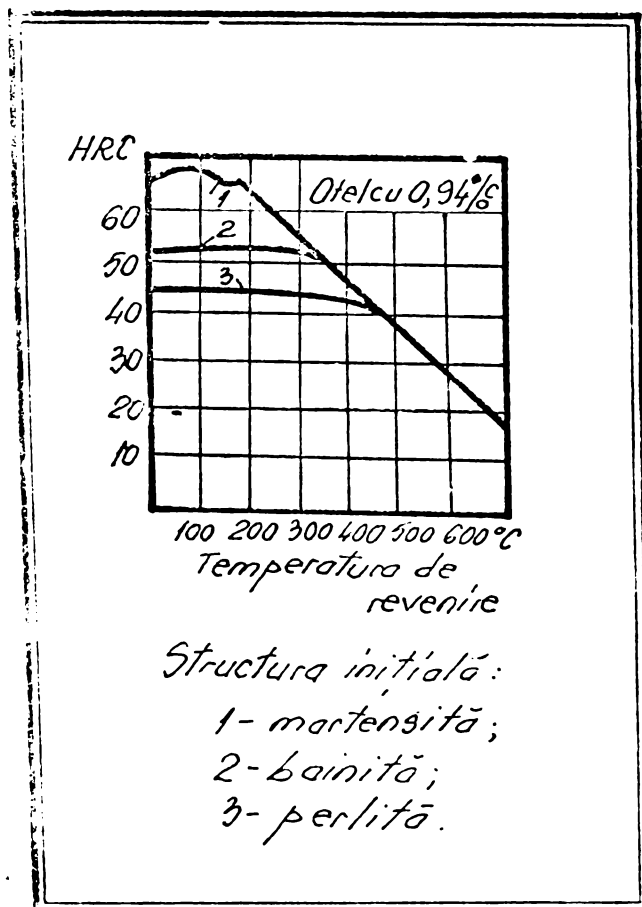


Fig.59. Variația durității în funcție de structura inițială a oțelului și de temperatura la care are loc tratamentul termic. [33]

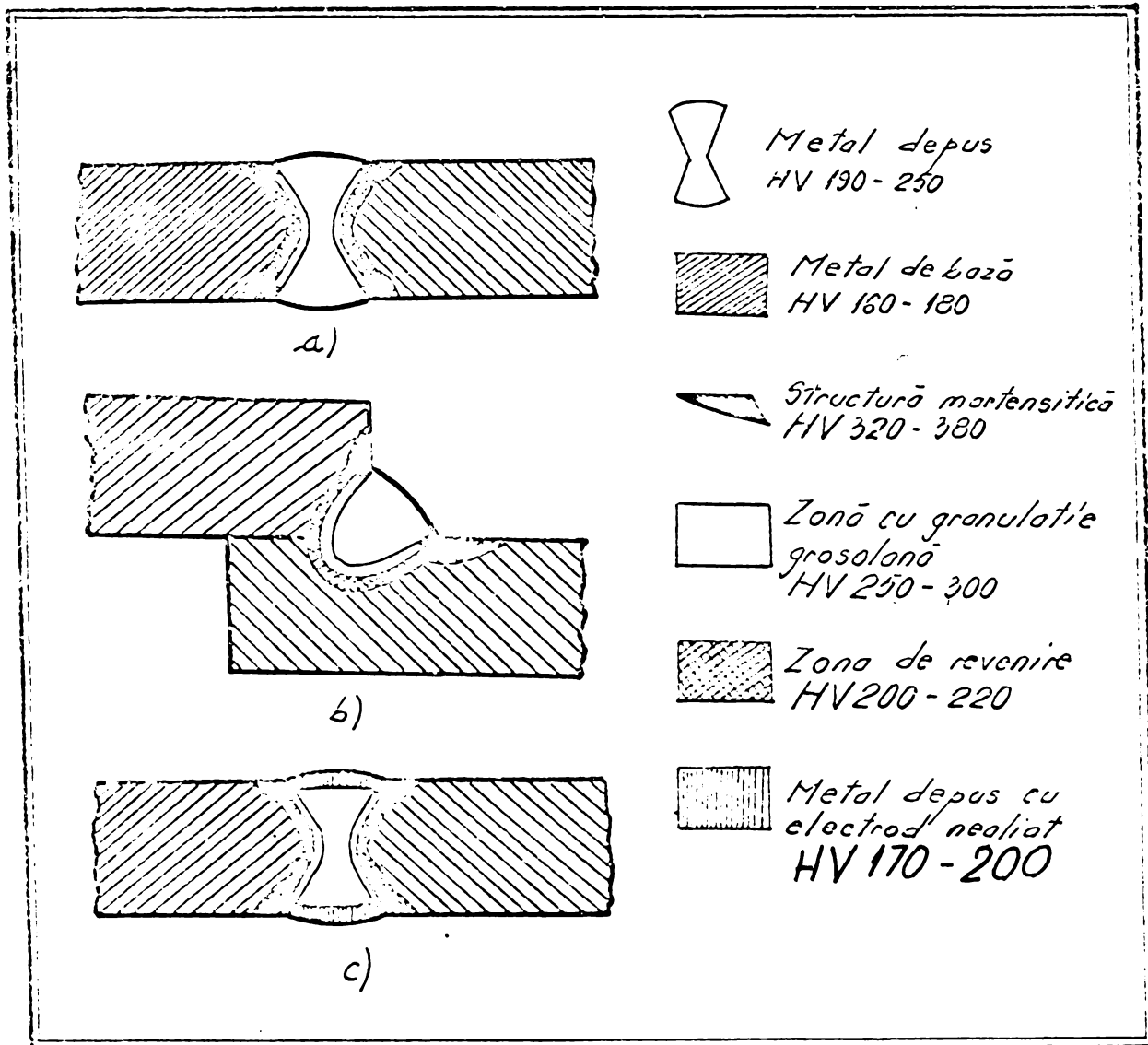
4.4.5. Cercetări pentru stabilirea temperaturii optime de tratament termic.

Încălzirea de $550 - 650^{\circ}\text{C}$ produce, la majoritatea oțelurilor carbon, reducerea tensiunilor remanente la circa $0,15 R_c$. Un tratament termic mai complet este acela care reduce concomitent și neomogenitatea structurală și prin urmare și neomogenitatea electrochimică cu efect asupra rezistenței la coroziunea figurantă sub tensiune. Pentru realizarea acestui scop, se recomandă încălzirea elementelor sudate în vederea tratamentului termic, la $620-700^{\circ}\text{C}$. La alegerea temperaturii trebuie avut în vedere că, uneori, la

încălziri peste 600°C , se poate produce o reducere a rezilienței și a celorlalte proprietăți mecanice.

În mod obișnuit, pentru calitățile și grosimile de oțel utilizate pentru confecționarea recipientelor sferice, tratamentul termic nu este necesar. Tratamentul termic este necesar numai în cazul în care condițiile de exploatare crează posibilitatea apariției fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune. În acest caz, prin tratament termic, se urmărește atât modificarea structurii metalografice, care are ca rezultat direct reducerea durității, cât și reducerea tensiunilor remanente.

În procesul de sudare, în anumite condiții tehnologice, pot apărea constituenți fragili cu durități foarte mari. De obicei, acești constituenți apar în Z.I.T., în direcția ultimului strat de sudură, unde nu mai apare efectul de tratament termic produs la straturile ulterioare, fig.60.



INSTITUTUL POLITEHNIC
BUCUREȘTI
FACULTATEA DE METALURGIE

Fig.60. Poziția zonelor în care se produc transformări structurale specifice oțelurilor cu limita de curgere ridicată.

Creșterea fragilității în această zonă este foarte bine pusă în evidență de proba de îndoire pe dorn. La probele de îndoire s-a observat, în numeroase cazuri, apariția unor fisuri la unghiuri mai mici de 180° . S-a constatat că, de obicei, ruperea începe de la zona de racordare dintre metalul de bază și metalul cusăturii și continuă în metalul de bază la o oarecare distanță de cusătură - fig.61. Observațiile macroscopice au pus în evidență, după atac chimic, zone de colorație mai intensă decât restul zonelor de influență termică - fig.60 și 62a. În zona de influență termică cu colorație intensă se observă o structură bainitică, de călire în aer - fig.62b. În restul zonelor de influență termică, tratate termic de straturile de sudură, structura metalografică prezintă perlită sorbitică și ferită. În metalul de bază se observă ferită și perlită cu granulație fină, iar în metalul cusăturii ferită și perlită cu structură de cristalizare primară. În zonele de colorație intensă, duritățile sînt foarte mari, între 350 și 450 HV cu sarcină de 5 kg. Duritățile obținute în zona de colorație intensă sînt indicate în tabelul 17.

Reducerea durității în zona de colorație intensă poate fi obținută în două moduri:

- prin aplicarea unei tehnologii de sudare speciale;
- prin aplicarea unui tratament termic de detensionare, care contribuie, pe lîngă eliminarea tensiunilor remanente, și la revenirea structurii de călire existentă după sudare în zonele amintite și care considerăm că au favorizat fisurarea probelor de îndoire la unghiuri mai mici de 180° .

4.4.5.1. Reducerea durității prin aplicarea unei tehnologii de sudare speciale.

Tehnologia respectivă va fi tratată mai pe larg în paragraful următor. La principiu, se are în vedere ca duritatea să fie redusă prin executarea ultimului strat de sudură din cel puțin trei rînduri. Primele două rînduri, care trebuie să fie foarte subțiri, se depun în zona de contact cu metalul de bază, iar al treilea pe centru, avînd scopul să trateze termic rîndurile care au venit în contact cu metalul de bază și respectiva zonă de influență termică. Acest tratament reduce duritatea din zona de racordare care produce ruperea la unghiuri mai mici de 180° . Prin aplicarea acestei tehnologii se obțin durități sub valoarea de 300 HV5, ceea ce este în conformitate cu prescripțiile normelor. Valorile durităților realizate sînt indicate în tabelul nr. 17.

Fig.61a: Probă ruptă la încercarea de îndoire (ruperea s-a produs în Z.I.T. la un unghi de 87°)

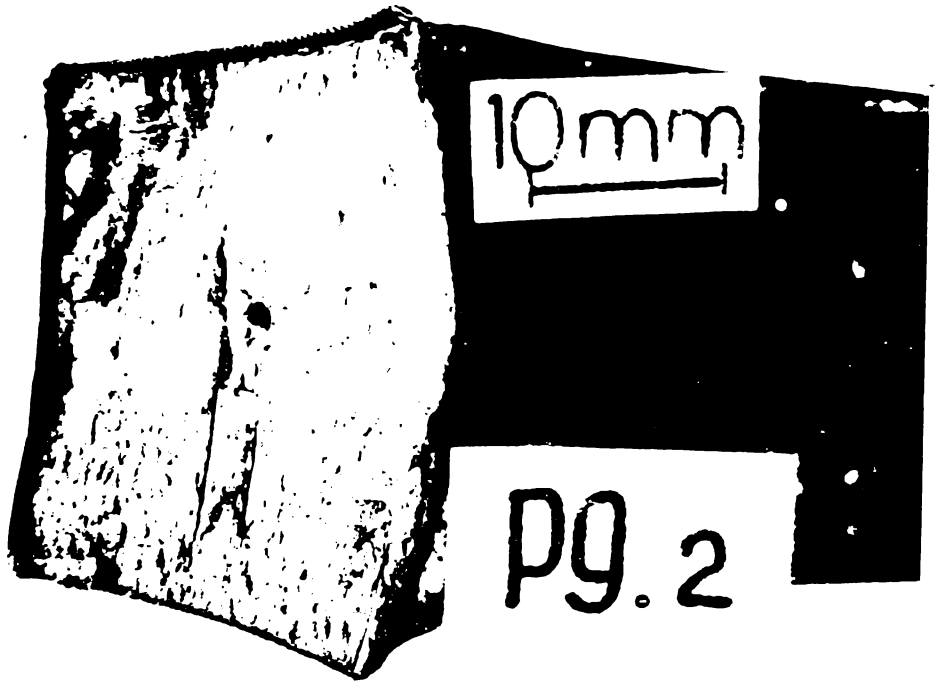


Fig.61b: Aspectul rupturii la proba din fig. 61a.

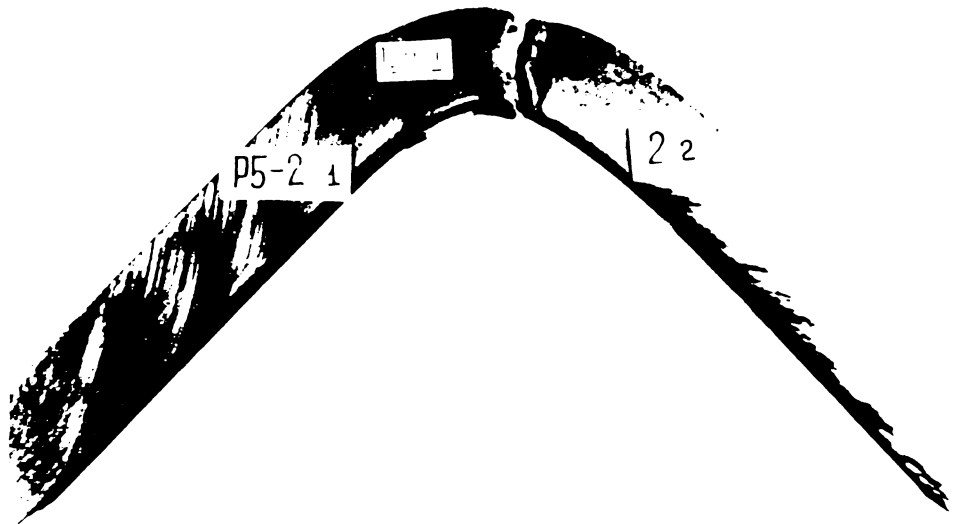


Fig.61c: Probă ruptă la încercarea de îndoire (ruperea s-a produs în Z.I.T. la 56°)

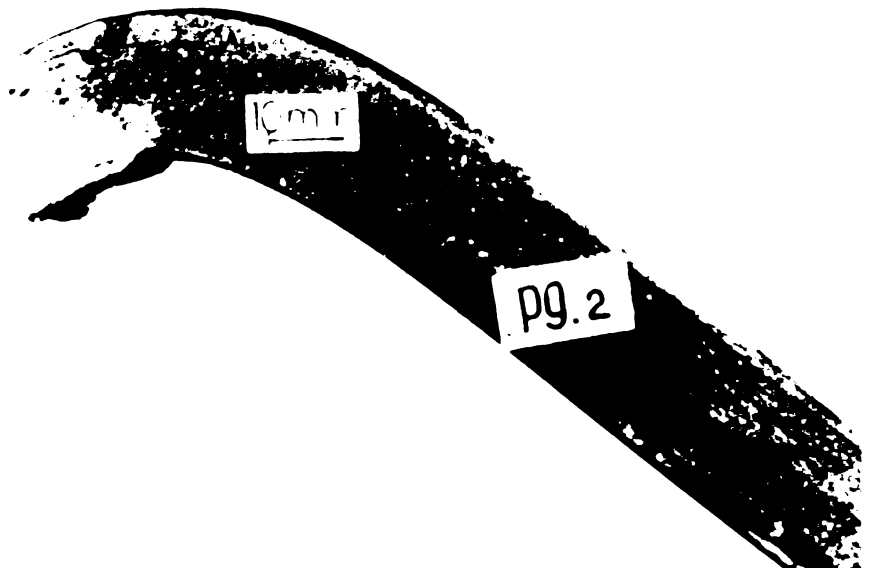


Fig.62b: Structura metalografică a zonei de colorație intensă, de unde pornesc, de obicei ruperile.

Structură bainitică de călire în aer.

(Atac: Nital 2%, 100X)



Fig.62a: Aspectul macroscopic tipic pentru probele de îndoire fisurate.
În colțurile laterale ale sudurii s-au pus în evidență, după atac chimic, zone de colorație mai intensă decât restul subsonelor din Z.I.T.
(1,5X)

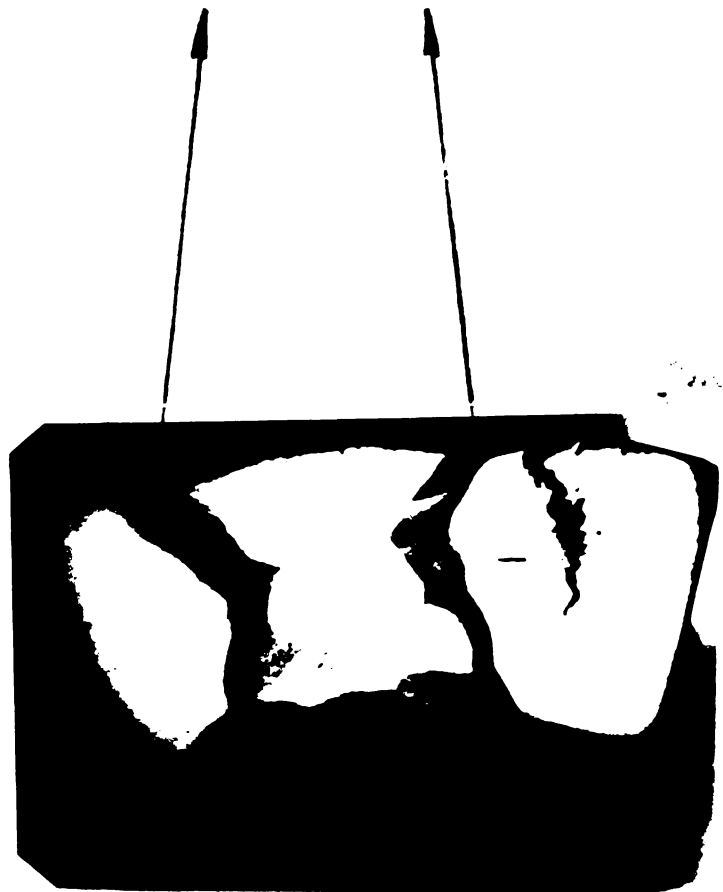


Fig.62c, d: Structura metalografică în metalul de bază.

Ferită și perlită cu granulație fină.
(Atac: Nital 2%, 200X)

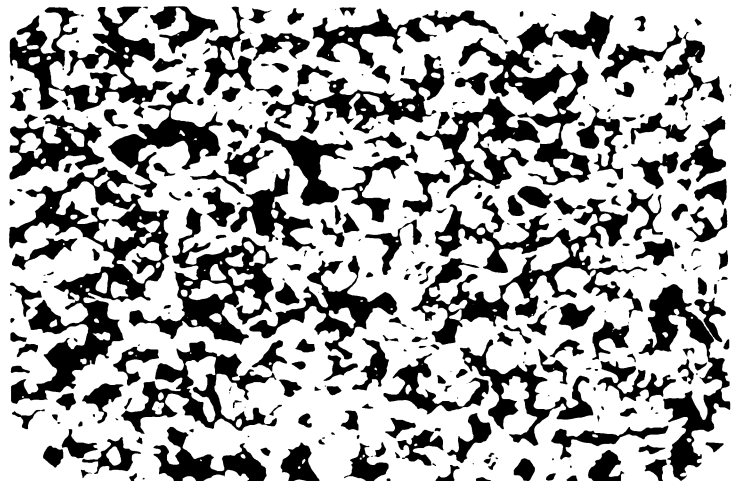
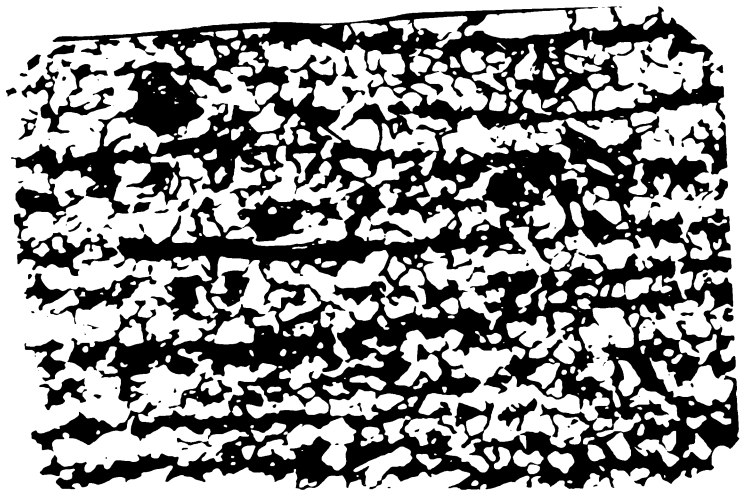


Fig.62e: Structura metalografică în Z.I.T. (cu excepția zonei cu colorație intensă) Perlită sorbitică și ferită.

(Atac: Nital 2%, 200X)

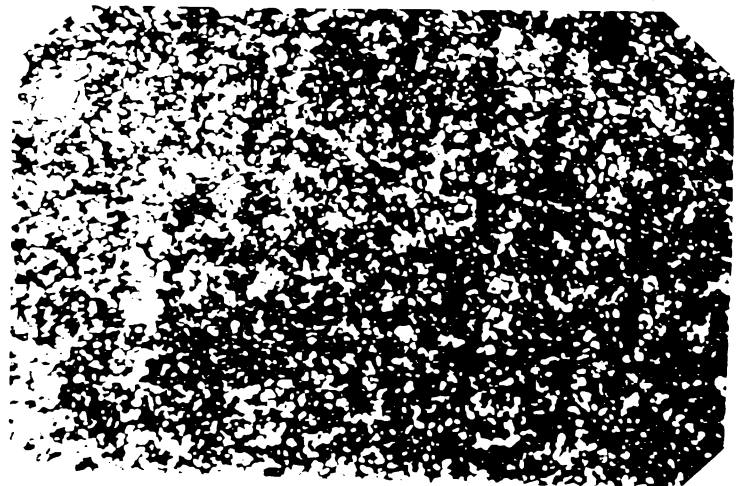


Fig.62f: Structura metalografică în sudură.

Ferită și perlită.
Structură de cristalizare primară.
(Atac: Nital 2%, 200X)



Duritățile zonelor de racordare obținute prin diferite variante tehnologice de sudare.

Duri tăvile HV.5 în zonele de colorație intensă	
Plăci de control prelevate din segmentii sudați pe șantier	Placă de control sudată cu ultimul strat executat din minimum trei rînduri.
Fără tratament termic	Fără tratament termic
412; 454; 321; 362;	După tratament termic de detensionare.
561; 321; 412.	241; 229; 244; 227;
Media: 399	268; 240.
	Media: 241
	Poziția de sudare orizontală
	Poziția de sudare verticală
	247; 251; 253; 251;
	245; 244; 246; 250;
	253; 252.
	243; 242.
	Media: 245

Duritățile realizate sînt satisfăcătoare pentru recipientele care nu sînt exploatate în condițiuni care favorizează coroziunea fisurantă sub tensiune. Pentru condițiile de exploatare care favorizează coroziunea fisurantă sub tensiune se impune condiția ca duritățile să nu depășească valoarea HRC 22 (HV5 = 240). Acest lucru poate fi realizat, în cazul oțelului analizat, numai prin aplicarea unui tratament termic de revenire.

4.4.5.2. Reducerea durității prin aplicarea unui tratament termic.

Pentru alegerea temperaturii optime, la care duritățile se reduc la valori corespunzătoare fără o reducere importantă a celorlalte proprietăți mecanice, s-au efectuat o serie de experiențe. Probele au fost efectuate pe plăci de control, din oțel RV 52 sudate. Pentru sudarea lor s-a utilizat un regim care a favorizat obținerea unor durități mai mari, situație care poate apare, uneori, și pe șantier. Pentru tratament plăcile de control sudate au fost încălzite la următoarele temperaturi: 540-550; 560-570°C, 580-600°C și 600-620°C.

Tratamentele termice au fost efectuate în două moduri:

- în condițiuni care imită situația reală a tratării unui recipient sferic;
- într-un cuptor de laborator.

Pentru imitarea situației reale, s-a executat o cutie metalică pe care s-a așezat placa de control sudată - fig.63. În acest mod numai una din suprafețele plăcii vine în contact direct cu mediul încălzit. Suprafața opusă este protejată cu vată de sticlă. În interiorul cutiei metalice a fost dispusă sursa de căldură, respectiv elemente electrice. Temperatura a fost urmărită cu termocuple de contact și înregistrată permanent. Pentru comparație, un set de plăci de control sudate, a fost tratat în cuptor, la temperaturile indicate anterior. Situația este diferită de cea reală, în cazul unui recipient sferic, deoarece întreaga placă de control se găsește în mediul încălzit. Prin această probă s-a urmărit o evidențiere mai clară a modificărilor care au loc în condițiuni ideale de tratament termic.

Din plăcile de control tratate termic au fost prelevate epruvete pentru încercări mecanice și metalografice.

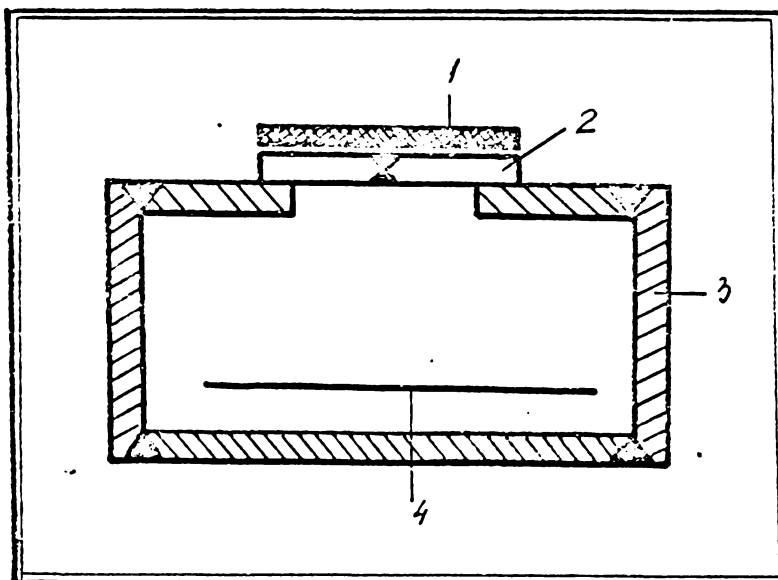


Fig.63. Schema cuptorului pentru probe de tratament termic:

- 1. - protecție din vată de sticlă;
- 2. - placa de control sudată;
- 3. - cutia metalică (cuptor);
- 4. - sursa de căldură

S-a urmărit, în special, modificarea durităților în zonele caracteristice unei îmbinări sudate și în mod deosebit, duritățile din zonele cu structură bainitică, care au după sudare valori foarte mari. Valorile minime și maxime ale durităților sînt prezentate în tabelul 18. Reducerea cea mai spectaculoasă a valorilor durităților se produce în zona cu structura cea mai apropiată de călire. Paralel cu reducerea durității se reduce și rezistența de rupere la tracțiune și limita de curgere.

Duritățile cele mai convenabile (sub 240 HV5) se realizează în urma unui tratament termic cu încălzire la 600- 620° C. La această temperatură rezistența de rupere la tracțiune ajunge la o valoare de circa 470 N/mm², adică sub valoarea minimă a metalului de bază. În mod similar scade și limita de curgere. Duritățile cele mai convenabile, cu păstrarea celorlalte proprietăți mecanice la valori corespunzătoare, s-a realizat pe epruvetele din plăcile de control încălzite la temperatura de 580 - 600° C.

Tabelul nr. 18

Modificarea durităților în diferite zone ale unei îmbinări sudate la diferite temperaturi de tratament termic.

HV 5 (Valorile minime și maxime înregistrate)				
Temperatura la care se efectuează tratamentul termic °C (°K)	Metalul de bază	Zona de influență termic.	Zona de colorație intensă	Cusătura
Fără tratament.	180-200	230-260	270-420	210-250
540 ± 550 (813±823)	170-190	220-250	-	200-220
560 ± 570 (833±843)	170-180	210-240	250-270	190-220
580 ± 600 (853±873)	170-180	190-220	220-240	190-220
600 ± 620 (873±893)	160-170	170-190	180-230	180-200

4.4.6. Alegerea diagramei de tratament termic.

Din analiza parametrilor indicați de diferite norme pentru diagrama de tratament (timp, temperatură), precum și toleranțele care se acceptă, a rezultat pentru oțelurile de tipul TT St E 36 diagrama din fig.64.

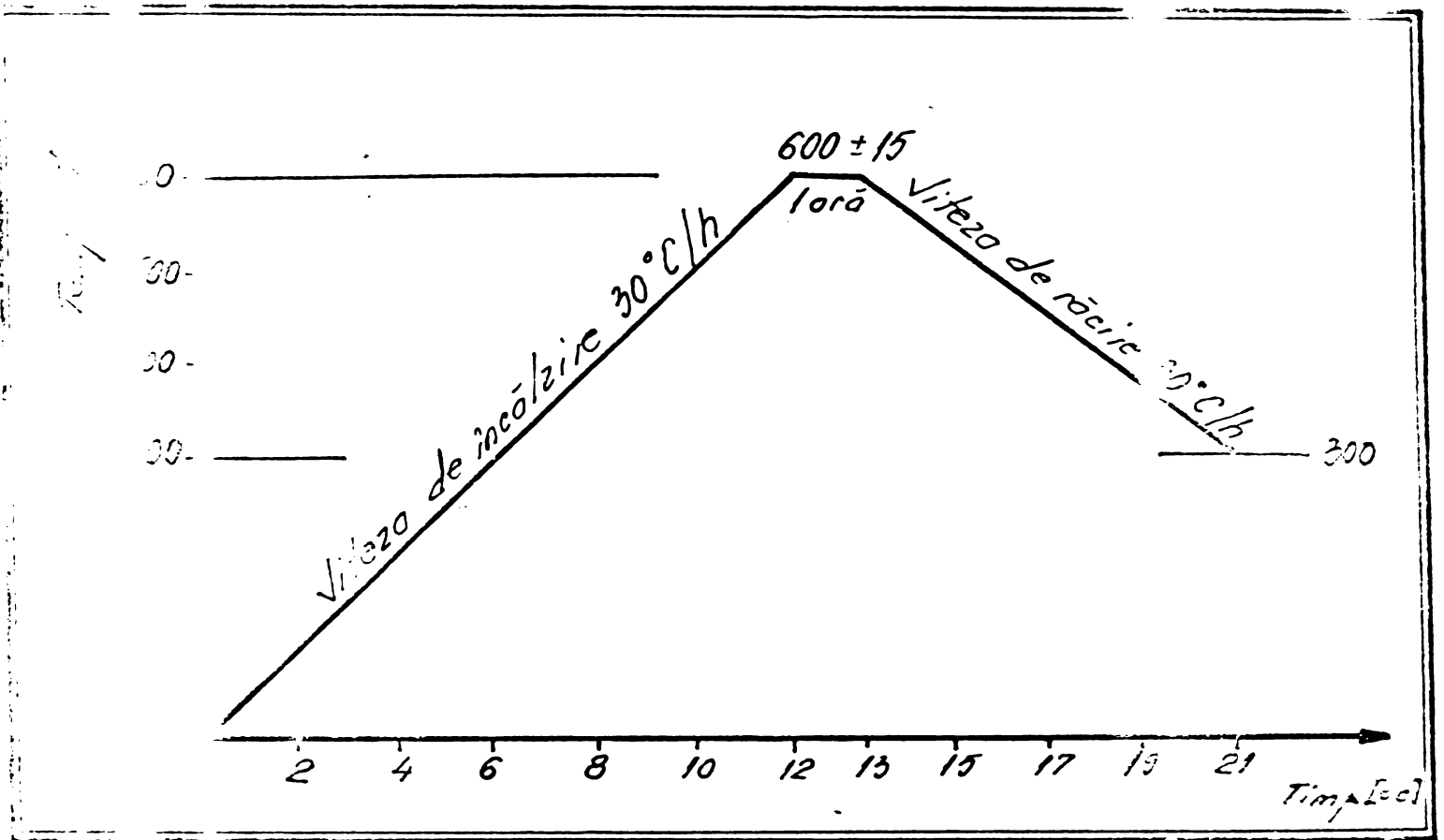


Fig.64. Diagrama de încălzire pentru tratamentul de detensionare.

4.4.7. Schema de tratament termic aplicată recipientelor sferice, executate de Intr. "23 August."

Pentru tratamentul termic integral al recipientelor sferice s-a utilizat schema cu un singur arzător de mare viteză montat la partea superioară a sferei, fig.65.

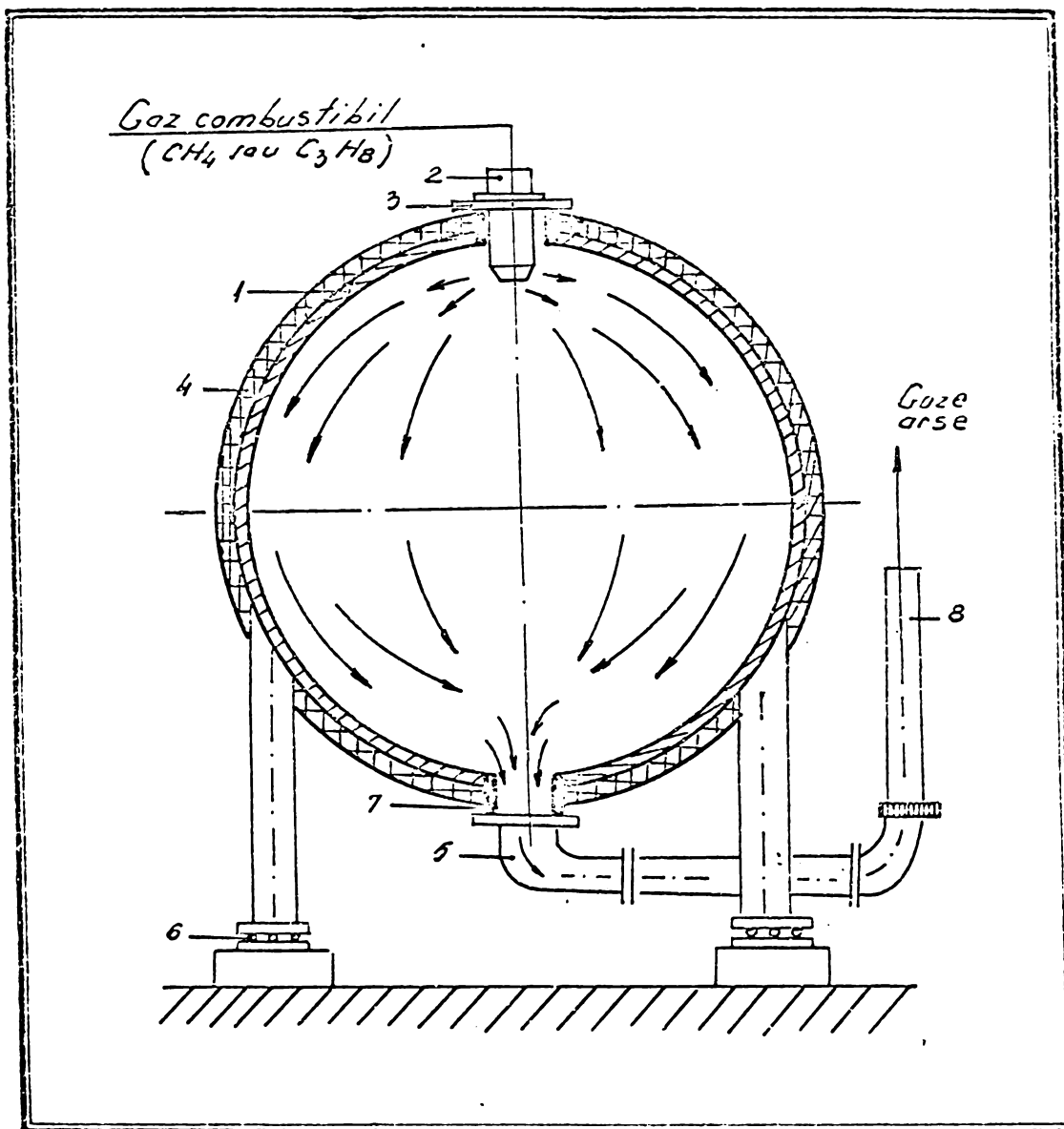


Fig.65. Schema montării arzătorului pentru tratamentul termic al unui recipient sferic.

Gazele fierbinți necesare tratamentului sînt realizate de un arzător (2) montat în vîrf al sferei. Montarea arzătorului la baza sferei ar duce la crearea unui drum preferențial al fluxului termic de la gura de vizitare inferioară la cea superioară, pe cel mai scurt drum, datorită tirajului natural care se creează. Prin montarea arzătorului în vîrf, căldura se acumulează treptat și se distribuie uniform în întregul volum al sferei. O serie de recipiente sferice nu dispun de guri de vizitare și la polul inferior. În această situație, gazele fierbinți sînt dirijate cu ajutorul unor șicane, în așa fel, încît, evacuarea lor să se facă tot pe la

• // ,

gura de vizitare dispusă la polul superior al recipientului.

La exterior recipientul este izolat termic cu panouri din vată minerală. De modul în care se realizează izolarea față de factorii climatici, depinde reducerea la minimum posibil a cantității de căldură care se pierde prin izolație și prin urmare, o realizare mai corectă a diagramei propuse.

Reșemarea recipientului sferic pe zece picioare independente, determină necesitatea prelucrării dilatărilor împiedicate pentru fiecare picior în parte. Acest lucru se realizează ridicând recipientul sferic de pe fundație și așezându-l pe un sistem cu role pentru prelucrarea dilatărilor, independent pentru fiecare picior în parte. Un astfel de sistem este prezentat în fig.66.

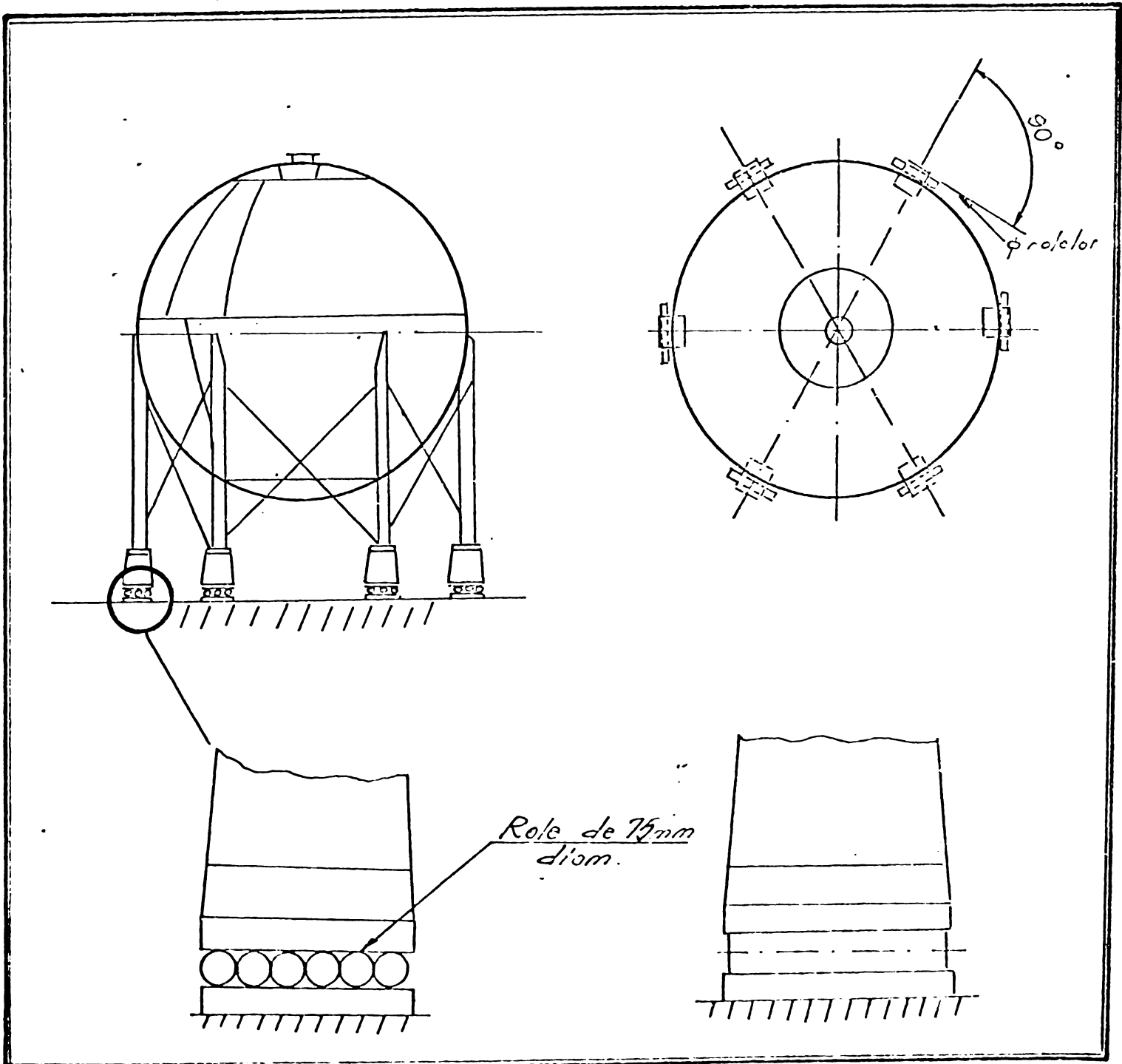


Fig.66. Dispositiv cu role pt.prelucorarea dilatărilor care apar în timpul tratamentului termic.

4.5. Cercetări pentru stabilirea temperaturii de preîncălzire la sudarea oțelurilor cu granulație fină.

Alegerea temperaturii optime de preîncălzire este hotărâtoare pentru calitatea unei îmbinări sudate. Dacă se aleg temperaturi de preîncălzire prea mari, apare pericolul unei fragilizări a îmbinării sudate datorită supraîncălzirii materialului și creșterii excesive a granulației.

Temperatura de preîncălzire, pentru execuția sudurilor de prindere și a îmbinărilor sudate, se stabilește în funcție de procedeul de sudare, de rigiditatea construcției, de calitatea și grosimea metalului de bază, de diametrul electrozilor, precum și de tipul îmbinării sudate.

Pentru a alege în mod corespunzător temperatura de preîncălzire se utilizează diferite metode de calcul. Majoritatea metodelor de calcul a temperaturii de preîncălzire pornesc de la noțiunea carbonului echivalent al oțelului. Compoziția chimică este exprimată prin noțiunea de carbon echivalent, în care sînt reprezentate prin procente de greutate, diferite conținuturi ale elementelor chimice ce intră în compoziția metalului de bază.

Tipul îmbinării sudate influențează direct asupra valorii vitezei de răcire. Cantitatea de căldură introdusă în îmbinarea sudată se evacuează în funcție de numărul căilor de evacuare a căldurii în materialul de bază. La îmbinările cap la cap se disting două căi de scurgere a căldurii, la îmbinările în T, se disting trei căi de scurgere a căldurii, iar la îmbinările în cruce, patru căi. Este evident că, cele mai dezavantajoase îmbinări pentru aceleași grosimi, în ceea ce privește creșterea vitezei de răcire, /e prezintă îmbinările în cruce.

Electrozii intervin, nu prin diametrul lor propriu-zis, ci prin energia termică degajată de arcul electric, în unitatea de timp.

Grosimea elementului de îmbinare influențează, de asemenea direct vitezele de răcire pentru aceeași sursă de căldură, precum și asupra (temperaturii) structurii metalografice în vecinătatea sudurii.

Pentru oțelurile de tipul T1 StE 36, utilizate la execuția vaselor sferice, necesitatea preîncălzirii și valoarea temperaturii de preîncălzire a fost estimată prin calcul și verificată experimental prin proba CTB.

Temperatura de preîncălzire a fost calculată cu diferite relații și rezultatele acestor calcule sînt indicate în tabelul nr.19. În formule s-au introdus valorile reale, pentru șarja respectivă, ale elementelor compoziției chimice. În realitate, aceste valori pot fi mai mari decît cele indicate în tabel, fără să depășească limitele admisibile prevăzute în norme. În această situație, "C" poate avea o valoare mai mare, în care caz, preîncălzirea devine necesară.

Tabelul nr.19

Temperatura de preîncălzire (T_{pr}) rezultată prin utilizarea a diferite formule de calcul a carbonului echivalent (C_e)

Metoda	C_e %	Formula de calcul	T_{pr} C_e
I.I.S.	0,4429	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$	Nu
Normă Japonia	0,434	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{14}$	Nu
Tschénche C.	0,4263	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4}$	Nu
Kosatchin B.S.	0,440	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{10} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	Nu
Normă Canada	0,430	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Cu}{10} + \frac{V}{10}$	Nu
Seferian D.	0,349	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$	
Seferian D.	0,349	$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$	
		$T_{pr} = 350 \sqrt{C_e} - 0,25$	
		$C'_e = 0,05 \cdot \delta \cdot C_e$	133,3
		$C''_e = C_e + C'_e$	

Deoarece tehnologia de sudare trebuie să țină cont de situațiile cele mai defavorabile, s-a prevăzut necesitatea preîncălzirii cu toate că, din tabelul 19, rezultă că acest lucru nu este necesar. În tabelul 20 sînt indicate temperaturile de preîncălzire, în funcție de grosimea tablei. Pentru îmbinările de colț, pentru sudurile de prindere și pentru remedierile locale, cînd viteza de răcire este mai mare, s-a ales o valoare superioară a temperaturii de preîncălzire 160-180°C. Pentru operația de debitare cu oxigen, temperatura de preîncălzire, pentru toate grosimile, a fost stabilită la 120-140°C.

În vederea limitării supraîncălzirii oțelului, temperatura între două treceri succesive nu trebuie să fie mai mare de 200°C.

Tabelul nr.20

Temperatura de preîncălzire utilizată pentru sudarea recipientelor sferice.

Grosimea tablei, mm	Temperatura de preîncălzire, °C	
	Sudare electrică cu electrod în- velit.	Sudare automată sub strat de flux
20	120	100
30	150	120
45	180	150

4.5.1. Cantitatea de căldură introdusă la sudare.

La sudarea oțelului cu granulație fină se impune limitarea cantității de căldură introdusă în piesă, în urma procesului de sudare. Cantitatea de căldură influențează fenomenele care se produc în zona de trecere. Printr-un aport prea mare de căldură se poate provoca formarea unei structuri cu granulație grosolană, cu proprietăți mecanice scăzute. Invers, în cazul unui aport prea redus de căldură se poate produce o creștere a durității și o structură cu constituenți fragili. Pentru fiecare calitate de metal și grosime de tablă este necesară o anumită cantitate de căldură care să păstreze caracteristicile optime în zona de trecere.

În fig.67 se ilustrează în mod schematic dependența durității metalului din zona influențată termic de energia liniară

de sudare. Pentru ca duritatea să nu depășească o anumită valoare H admisibil, iar granulația să nu fie mai mare decât un anumit punctaj N admisibil, este necesar ca regimul de sudare să se încadreze într-un anumit interval de energii liniare de sudare D . Cu cât este mai lung intervalul admisibil de energii liniare la care nu se deteriorează proprietățile mecanice inițiale ale metalului de bază, cu atât oțelul se poate suda mai ușor.

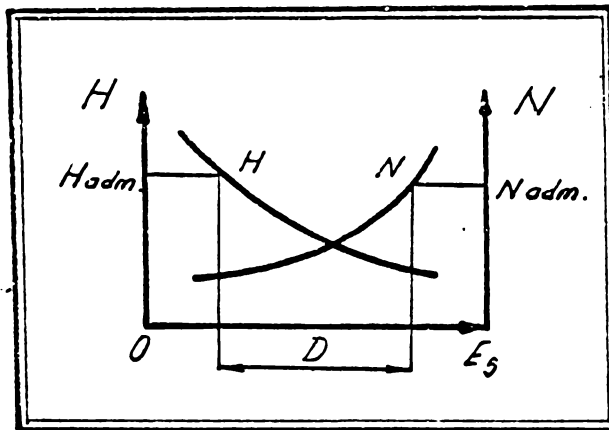


Fig.67. Dependența durității "H" și a granulației "N" în zona de influență termică de valoarea energiei liniare de sudare "Es".

Pentru oțelurile de tipul Tt St E 36 se recomandă ca aportul de căldură în urma procesului de sudare să se găsească între 6000 - 20000 Joule/cm.

Cantitatea totală de căldură introdusă într-o îmbinare sudată se compune din căldura C_s provenită din sudare și căldura C_p provenită din preîncălzire, adică $C_{tot} = C_p + C_s$.

Valoarea lui C_s depinde de intensitatea curentului de sudare (I , exprimată în amperi), de mărimea tensiunii arcului electric (U exprimată în volți) și de viteza de sudare (V exprimată în cm/sec.). Căldura C_s introdusă pe unitate de lungime (cm) se exprimă prin energia liniară de sudare, notată cu E_s , care se calculează cu formula:

$$E_s = \frac{U \cdot I}{V} \quad (\text{J/cm})$$

• // •

In tabelul 21 sînt date valorile lui E_s pentru diferite procedee de sudare.

Căldura introdusă în îmbinare depinde și de procedeul de sudare. Un procedeu care dezvoltă multă căldură, ca de exemplu, sudarea sub flux, cauzează răcirea mai lentă a îmbinării sudate. In cazul acestui procedeu preîncălzirea se face la temperaturi mai joase sau se aplică numai la depunerea primului strat pentru reducerea șocului termic.

O altă mărime influentă este grosimea tablelor. Alegerea energiei liniare cu care se sudează în condiții optime depinde de grosimea tablei care se sudează și de temperatura de preîncălzire. In tabelul 22 se dau indicații cu privire la temperatura de preîncălzire pentru diferite grosimi de tablă, în funcție de căldura introdusă la sudare. Acest tabel a stat la baza tehnologiei de sudare întocmită pentru recipientele sferice. Din tabel rezultă că, atunci cînd temperatura de preîncălzire se apropie de limita inferioară, trebuie să se sudeze cu electrozi groși, iar dacă temperatura de preîncălzire se apropie de limita superioară, trebuie să se sudeze cu electrozi subțiri.

Tabelul nr. 21

Energia liniară pentru diferite diametre de electrozi și procedee de sudare.

Procedeul de sudare	Energia liniară de sudare E_s - J/cm
Sudare manuală cu electrozi înveliți: \varnothing 3,25	7000 - 11.000
\varnothing 4,0	9000 - 13.000
\varnothing 5,0	11000 - 18.000
Sudare sub strat de flux în straturi multiple.	9000 - 26.000

Tabelul nr. 22

Recomandări pentru parametrii optimi de sudare

Energia liniară J/cm	Grosimea tablei mm.	Intervalul de temperatură pentru preîncălzire °C
5.000	5	10 - 150
	10	100 - 250
	15	150 - 250
	20	170 - 250
	30	200 - 300
	40	220 - 300
10.000	5	10 - 100
	10	10 - 100
	15	60 - 200
	20	100 - 200
	30	150 - 250
	40	170 - 250
15.000	10	10 - 100
	15	10 - 200
	20	30 - 200
	30	100 - 200
	40	130 - 250
	50	150 - 250
20.000	10	10 - 100
	15	10 - 100
	20	10 - 200
	30	50 - 200
	40	100 - 200
	50	130 - 200
30.000	15	10 - 100
	20	10 - 100
	30	10 - 200
	40	50 - 200
	50	50 - 200
40.000	20	10 - 100
	30	10 - 100
	40	10 - 200
	50	50 - 200

4.5.2. Verificarea temperaturii de preîncălzire prin proba C.T.S.

Pentru stabilirea temperaturii de preîncălzire s-a recurs și la o investigație prin proba C.T.S. Proba a fost efectuată pentru diferite valori ale temperaturii de preîncălzire: $+20^{\circ}\text{C}$ (temperatura ambiantă); 50°C ; 100°C ; 150°C și 200°C .

Probele sudate cu regimurile prezentate în tabelul 23, au fost lăsate în montaj rigid timp de o săptămână, pentru a permite dezvoltarea eventualelor fisuri întârziate. Din probele scoase din dispozitiv s-au prelevat epruvete pentru examinarea metalografică și a durității cordoanelor bi și tridimensionale. Examinarea metalografică s-a făcut la o mărire de $\times 600$, urmărindu-se apariția fisurilor. În nici o probă nu au fost evidențiate fisuri.

Măsurătorile de duritate HV5 au fost efectuate conform schemei de amplasare a amprentelor, din fig.68.

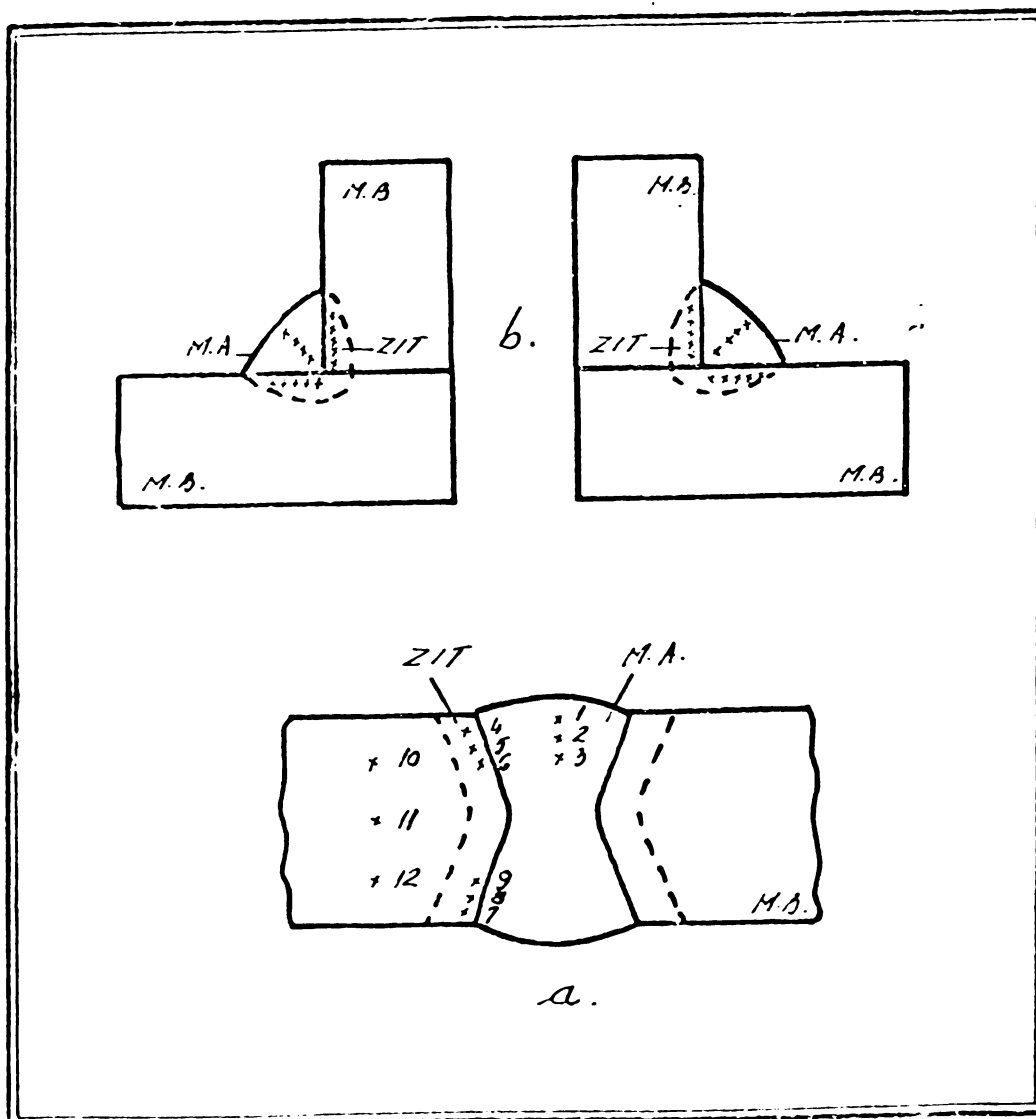


Fig.68. Schema de amplasare a punctelor pt.determinarea durității: a - pentru îmbinări cap la cap; b - pentru îmbinări de colț.

În tabelul 24 sînt prezentate valorile măsurătorilor de duritate, cu care s-au trasat curbele $HV5_{(max.)} = f(T_{pr})$ din fig. 69. Analiza curbelor de duritate trasate ilustrează că și la temperatura de $200^{\circ}C$ apare o valoare a durității maxime de 404 HV5 (cordonul tridimensional) și 341 HV5 (cordonul bidimensional), dar date fiind condițiile specifice de execuție ale probei CTS (electrod cu diametrul de 3,25 mm, energii liniare mici, un singur cordon, condiții de răcire foarte severe) considerăm că proba este prea severă și temperatura rezultată este prea mare. De altfel, acest lucru este confirmat și de valorile durităților, mult mai mici, obținute pe epruvete care imită îmbinarea reală - tabel 25.

În fig.70 sînt indicate valorile medii ale durităților, HV10, în diferite oțeluri cu granulație fină, în metalul de bază și în zona de influență termică, pe îmbinări sudate cu și fără preîncălzire. Pentru fiecare probă s-a calculat carbonul echivalent pe șarja respectivă.

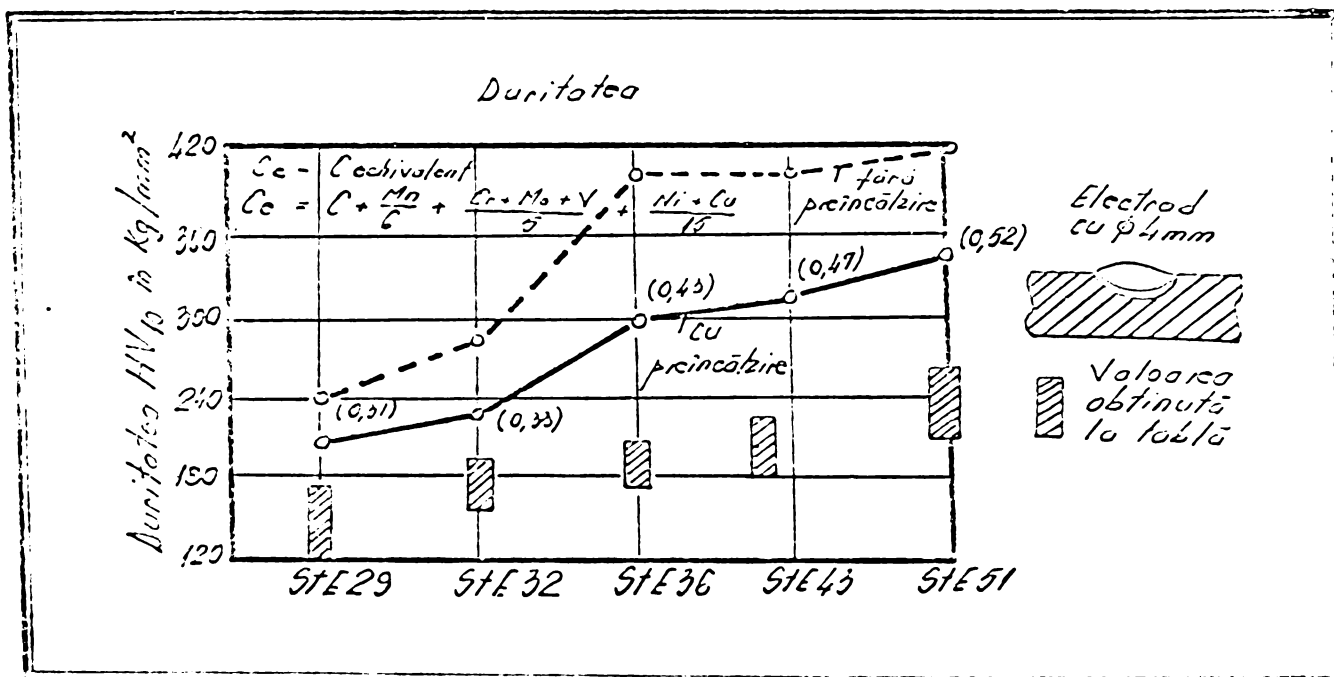


Fig.70. Valoarea medie a durităților (HV10) în diferite oțeluri cu granulație fină, în metalul de bază și în zona de influență termică, pe îmbinări sudate cu și fără preîncălzire.

Graficul durităților.

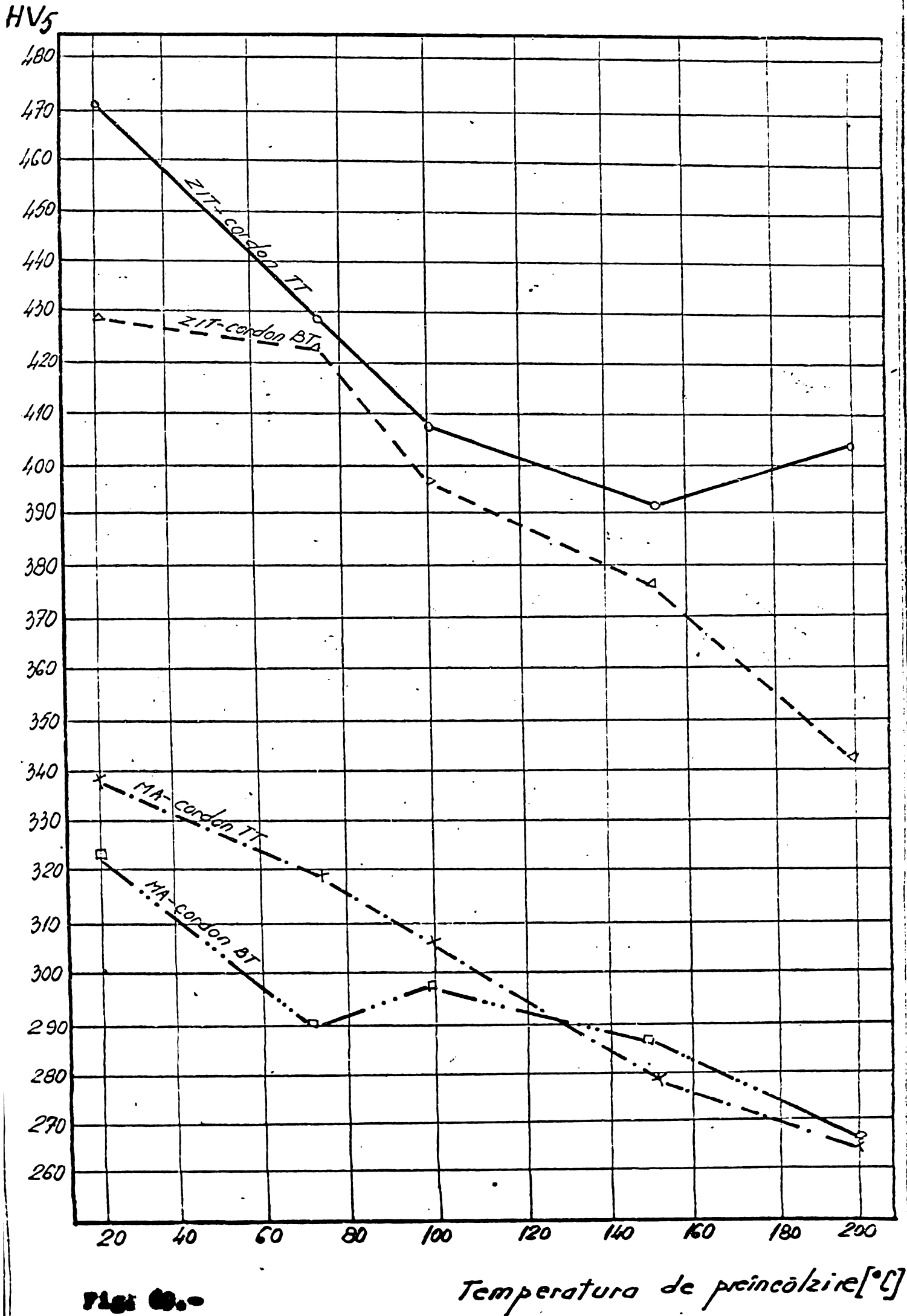


Fig. 6.-

Temperatura de încălzire [°C]

Tabelul nr. 23

Regimul de sudare utilizat pentru proba C.3.S.

T_{pr} °C	Cordon	U_a V	I_B A	t_B (s)	V_s cm/s	E_L J/cm
20	BT	23	130	20	0,37	8080
	TT	23	132	21	0,36	8380
50	BT	23	130	19	0,39	7680
	TT	23	132	23	0,33	9150
100	BT	23	130	20	0,39	7670
	TT	23	132	20	0,37	8150
150	BT	23	130	20	0,37	8080
	TT	23	132	20	0,37	8150
200	BT	23	130	21	0,36	8300
	TT	23	130	21	0,36	8300

T_{pr} = temperatura de preîncălzire;

I_B = curent de sudare;

U_a = tensiunea arcului;

t_B = timp de sudare;

V_s = viteza de sudare;

E_L = energia liniară;

BT = bitermică

TT = tritermică

Tabelul nr.24

Duritatea în probele C.T.S. (care au stat la baza întocmirii graficului din fig.69)

Temperatura de preîncălzire, °C	Cordonul	Duritatea Vickers HV.5	
		Z.I.T.	Metalul cusăturii
20	BT	429	321
	TT	473	336
50	BT	423	286
	TT	429	317
100	BT	396	303
	TT	407	296
150	BT	376	284
	TT	391	277
200	BT	341	270
	TT	404	264

BT = bitermic

TT = tritermic

Tabelul nr.25

Duritățile în zonele caracteristice unei îmbinări sudate.

Duritatea Vickers HV.10				
Metal de bază 1.	Z.I.T. 1.	Metal cusătură	Z.I.T. 2.	Metal de bază 2.
160	251	201	268	176
162	253	198	276	175
159	256	196	273	167
162	251	191	218	
175	242	194	227	
163	243	209	242	
		191		
		194		
		207		
		196		
		198		
min.159	242	191	218	167
max. 175	256	209	276	176
med.163	249	198	250	273

4.5.3. Influența temperaturii de preîncălzire asupra valorii rezilienței.

În ceea ce privește încercarea rezilienței la temperaturi negative, se observă că influența temperaturii de preîncălzire asupra valorii rezilienței este semnificativă - tabel 26. Probele au fost efectuate pe table cu grosimea de 20 mm. De exemplu : la îmbinările sudate în poziție orizontală cu energii liniare de același ordin de mărime (11,45 - 13,70 KJ/cm la straturile 1,2 și 9,90 - 13,20 KJ/cm pentru restul straturilor), la scăderea valorii temperaturii de preîncălzire de la 150°C (423°K) la 100°C (373°K), valoarea rezilienței KCV la temperatura de -30°C (243°K) scade de la 9,9 daJ/cm² la 3,5 daJ/cm². La îmbinările sudate în poziție verticală fenomenul se repetă, valoarea rezilienței KCV la temperatura de - 30°C (223°K), scăzând de la 8,4 la 3,3 daJ/cm².

Tabelul nr. 26

Influența temperaturii de preîncălzire asupra valorii rezilienței la -30°C (243°K)

Poziția de sudare	Temperatura de preîncălzire °C(°K)	Numărul stratului.	Energia liniară E _L , J/cm	Valoarea rezilienței KCV 30/2-daJ/cm ²	
				Valori individuale	Media
Orizontală	150 (423)	1,2	11450-12200	8,2;12,7; 8,8	9,9.
		restul	9900-11800	8,2;12,7; 8,8	9,9.
	100 (373)	1,2	11600-13700	2,7;3,9; 4,0	3,5
		restul	9900-13200		
Verticală	150 (423)	1,2	12600-15500	7,8;7,2; 10,4	8,4
		restul	10900-16300		
	100 (373)	1,2	10250-16000	3,5;2,1; 4,3	3,3
		restul	14400-19400		

4.6. Examinarea zonei influențate termic

Pentru a scoate în evidență susceptibilitatea de fragilizare a metalului de bază în zona influențată termic, s-a ales ca mod de investigare, în afară de variația valorilor durității, încercarea de încoviere prin șoc, pe epruvete cu creștătură în V. Pentru examinarea tuturor subsonelor care formează zona influențată termic, creștăturile au fost dispuse la diferite . // ,

distanțe în raport cu axa cusăturii.

În oțelurile utilizate pentru recipiente sferice, zona de influență termică are următoarele subzone (fig.71):

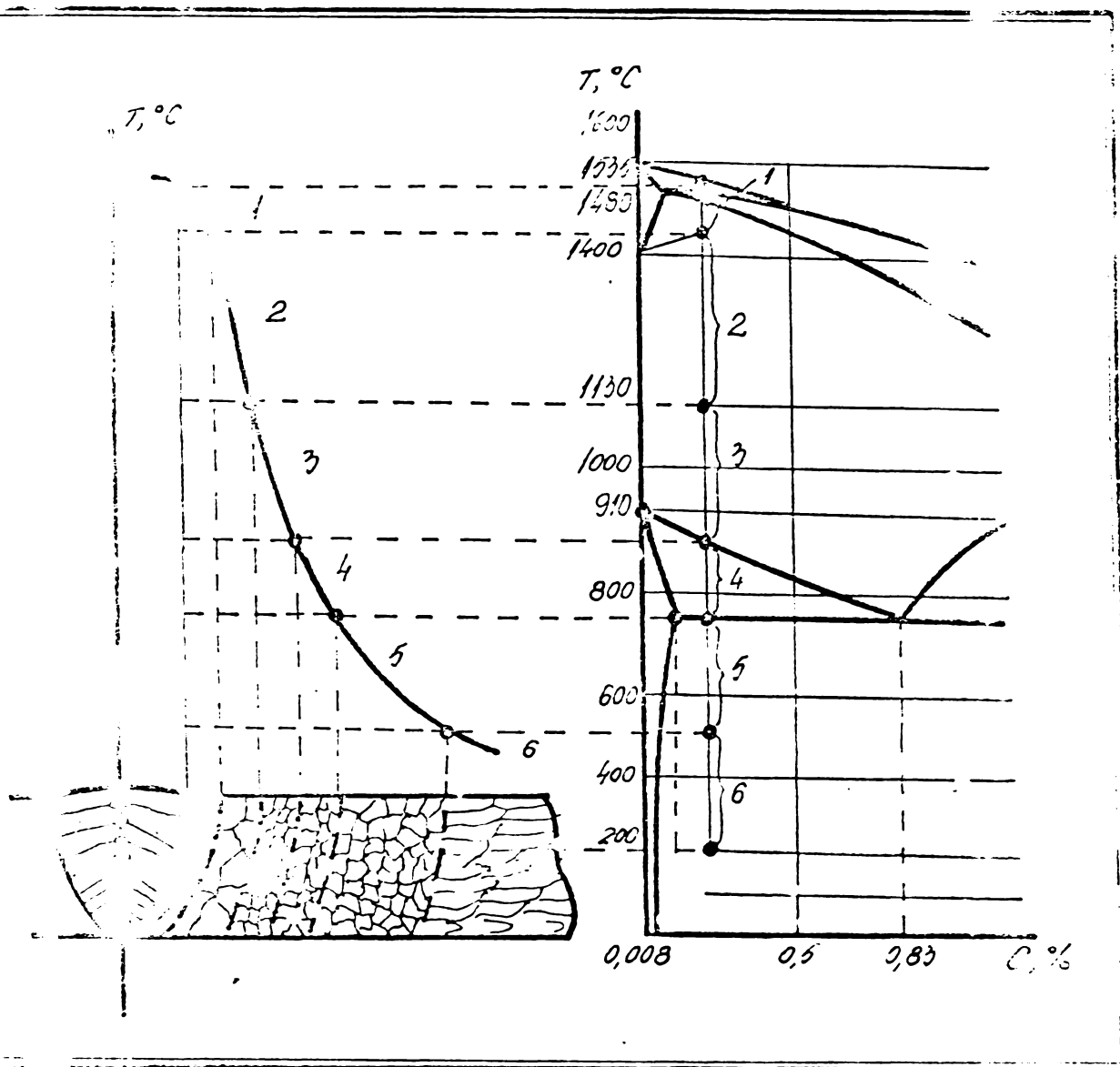


Fig.71. Zonele caracteristice ale unei îmbinări sudate.

- subzona de topire parțială, denumită și zona de trecere;
- subzona de supraîncălzire, cuprinsă în regiunea a cărei limită superioară este subzona de topire intermediară iar limita inferioară este temperatura de 1130°C; se formează o structură cu cristale mari de ferită și perlită cu proprietăți mecanice mai reduse; în anumite condiții, în această subzonă apare structura widmanstätten;

- subzona de normalizare, cuprinsă în regiunea a cărei limită superioară este 1130°C iar limita inferioară punctul AC3 pe diagrama Fe-C; granulația este mai fină și proprietățile mecanice sînt superioare celor din celelalte subzone;

- subzona de recristalizare incompletă, care cuprinde regiunea încălzită la temperaturi între AC3 și AC1;

. // ,

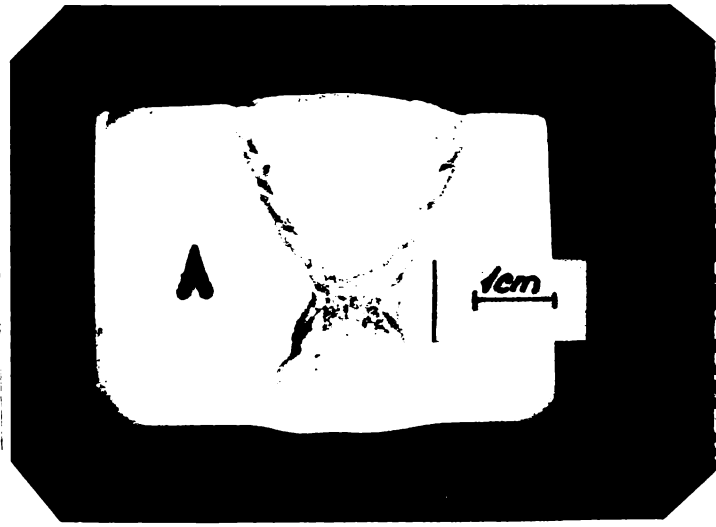


Fig. 71.b. - Imbinare sudată cap la cap.
Nr. straturi 3+5
Forma rostului: X
(atac: nitral 10%, 1X)

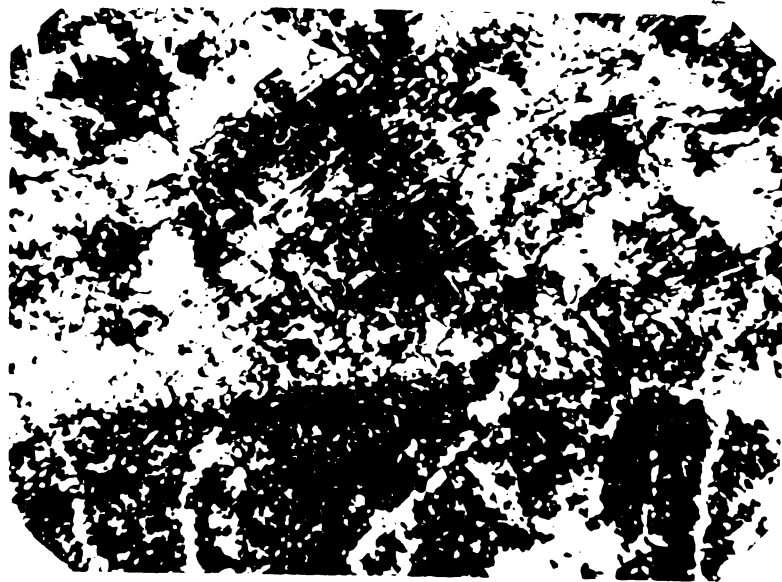


Fig. 71.c. - Structură metalografică în Z.I.T.
Subzona de supraîncălzire: ferlita și ferita
cu ferita aciculară.
Subzona de normalizare: ferlita și ferita
de granulație fină.
Subzona de transformare incompletă: ferlita
și ferita.
(atac: nitral 2%, 100X)

Fig.71d: Structura metalo-
grafică în metalul
depus.
Structură basalti-
că de turnare în
grăunții alungiți
pe direcția fluxu-
lui termic.
(Atac: Nital 2%, 100X)

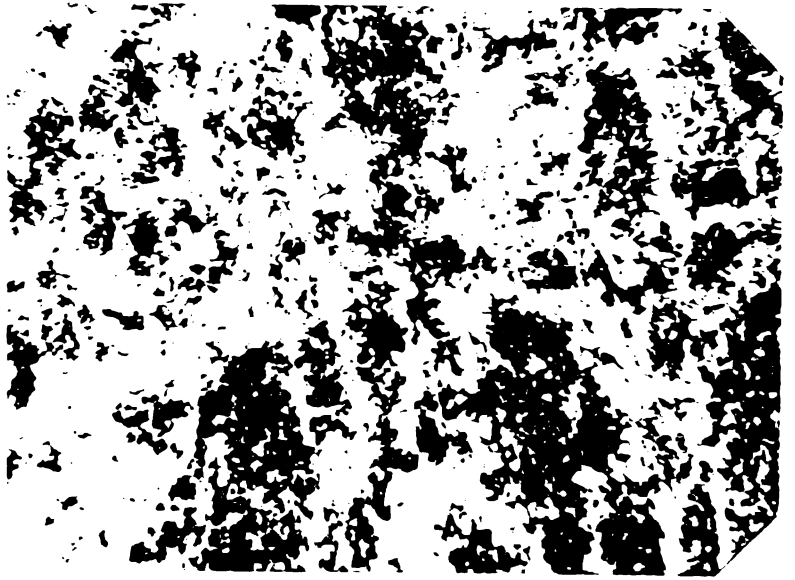
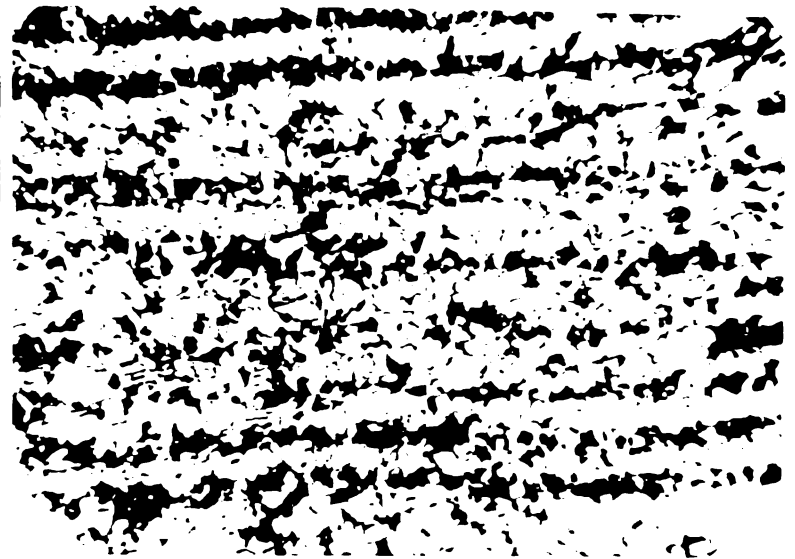


Fig.71e, f: Structura metalo-
grafică în metalul
de bază.
Perlită și ferită
în șiruri.
(Atac: Nital 2%, 100X)



- subzona de recristalizare, cuprinsă în regiunea a cărei limită superioară este punctul AC1 iar limita inferioară temperatura de 500°C ; această subzonă apare numai în cazul în care metalul de bază a fost deformat la rece înainte de sudare; se produce o recristalizare a grăunților zdrobiți în procesul de deformare la rece; recristalizarea redă metalului proprietățile mecanice inițiale, pierdute în procesul de deformare la rece;

- subzona de fragilitate la albastru, care cuprinde regiunea încălzită între $200 - 500^{\circ}\text{C}$ ($473-773^{\circ}\text{K}$) este caracterizată de o reducere a plasticității, fără modificarea structurii metalografice.

Pentru a verifica variația rezilienței în toate subzonele caracteristice, s-au prelevat epruvete din plăci de control, cu rostul prelucrat în "K", conform STAS 5540/4-77. Plăcile erau din oțel RV52, cu grosimea de 28 mm și au fost sudate cu tehnologia utilizată la sudarea recipientelor sferice. Incercarea de încovoiere prin șoc s-a efectuat la diferite temperaturi. Rezultatele obținute sînt indicate în diagrama din fig.72.

Se observă că materialul RV 52 nu prezintă susceptibilitate de fragilizare pînă la temperaturi de minus 50°C (223°K).

4.7. Influența parametrilor regimului de sudare.

4.7.1. Diametrul electrodului.

Pentru a putea realiza straturile cît mai subțiri, cu o pătrundere minimă, dar suficientă, în metalul de bază și pentru a realiza o valoare optimă a energiei liniare se utilizează electrozi cu diametrele de 3,25; 4,0 și 5,0 mm. Electrozii cu diametrul de 3,25 mm se utilizează pentru primele straturi de la rădăcina rostului, iar electrozii cu diametrul de 5 mm numai pentru ultimele straturi de la suprafața rostului și numai pentru cusăturile executate în poziție orizontală. În rest, se utilizează numai electrozi cu diametrul de 4 mm.

Pentru îmbinările în colț se preferă electrozii cu diametrul de 4 mm, evitîndu-se electrozii cu diametrul de 3,25 mm. Aceasta pentru a mări cantitatea de căldură introdusă la sudare, avînd în vedere că îmbinările în colț se răcesc mai repede după sudare, decît sudurile cap la cap.

La sudarea automată sub strat de flux se utilizează sîrmă cu diametrul de 4 mm. Nu se utilizează diametre mai mari pentru a nu depăși energia liniară optimă și pentru a putea realiza straturi suficient de subțiri.

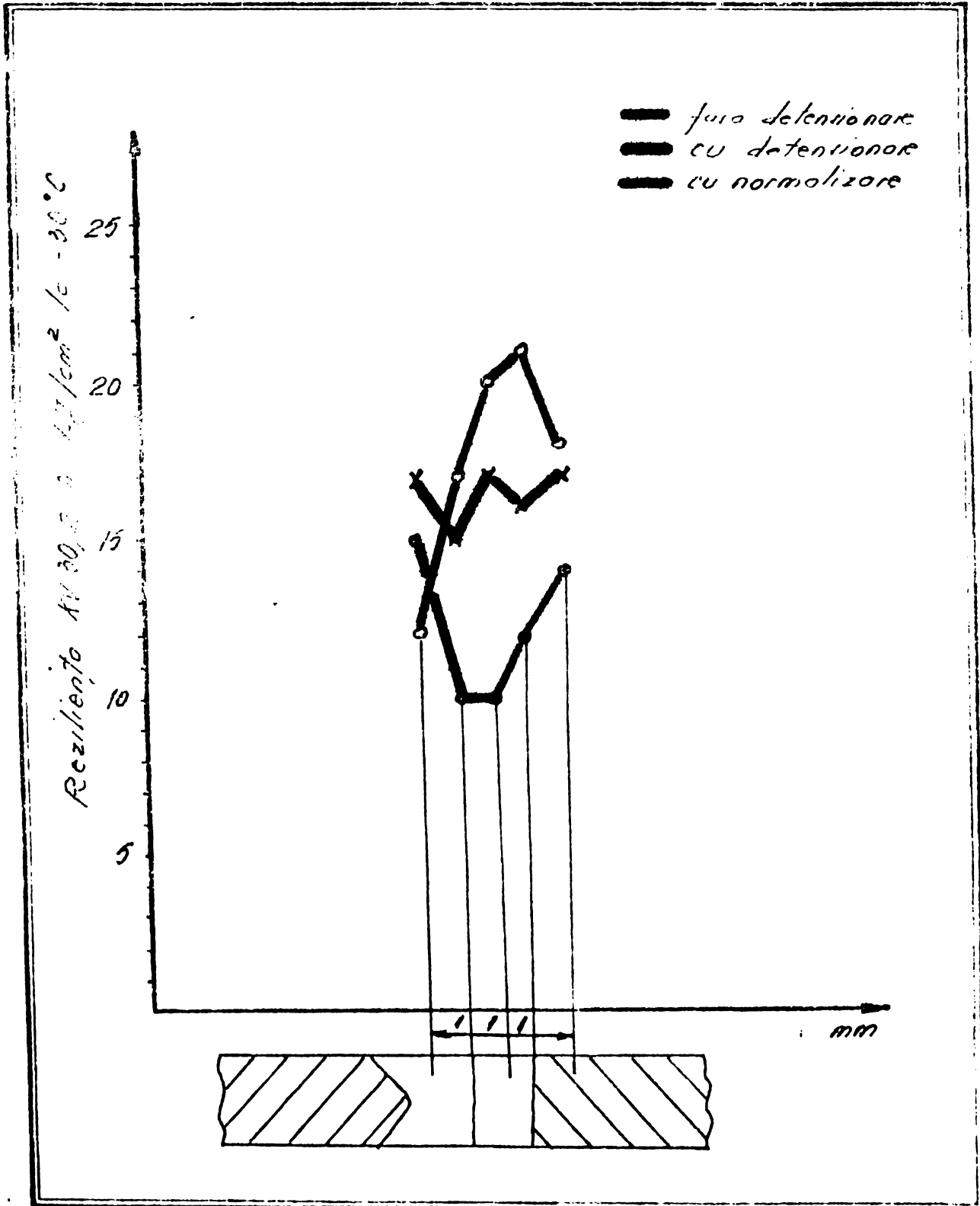


Fig172: Variația reziliențelor KV în senale caracteristice unei îmbinări sudate

4.7.2. Curentul de sudare.

Deoarece se urmărește obținerea unei băi reduse de metal lichid și obținerea unei pătrunderi minime, s-a ales o valoare mai mică a curentului de sudare. La un curent redus se topește o cantitate mai mică din metalul de bază, obținându-se o cusătură formată în cea mai mare parte din metalul de adaos, ceea ce constituie una din condițiile impuse regimului de sudare.

Reducerea curentului de sudare asigură introducerea unei cantități mici de căldură în piesă și obținerea unei zone de influență termică redusă.

La sudarea automată sub strat de flux, mai trebuie avut în vedere ca raportul dintre valoarea intensității și tensiunii curentului de sudare să asigure obținerea unei cusături cu coeficient de formă corespunzător, adică, cu un raport între înălțimea și lățimea cusăturii care să nu favorizeze formarea fisurilor de cristalizare - fig.73.

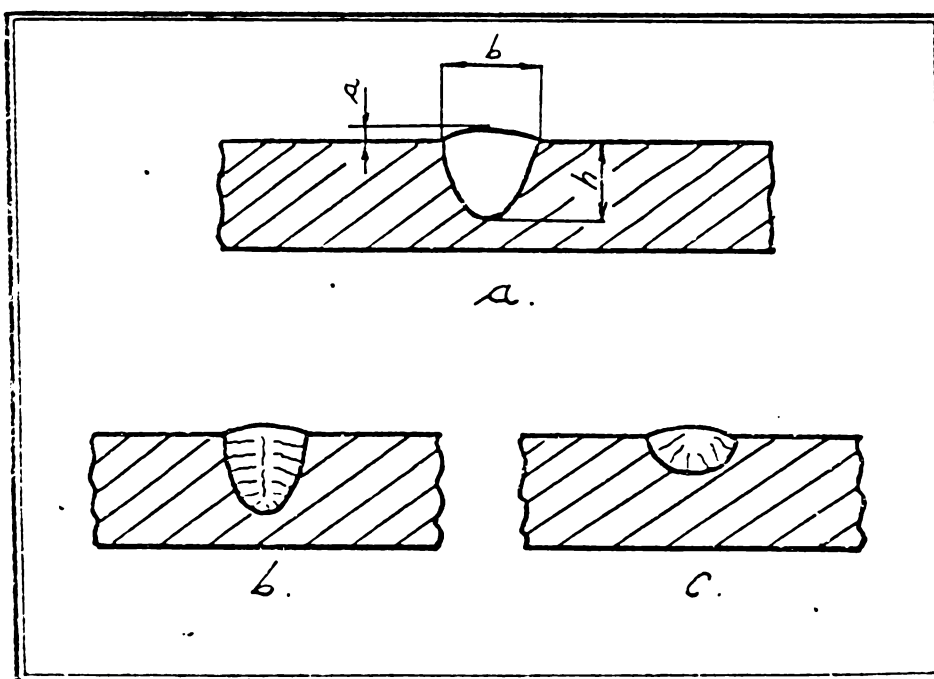


Fig.73. Diferite forme de cristalizare a metalului cusăturii:

- a) - dimensiunile caracteristice ale unei cusături;
- b) - cristalele se întâlnesc cap la cap;
- c) - cristalele se întâlnesc sub un unghi ascuțit.

Valorile curentului de sudare sînt indicate în tabelul nr.27.

Tabelul nr.27.

Valorile curentului de sudare pentru diferite diametre de electrozi și sîrme.

Procedeul de sudare	Poziția de sudare.	Intensitatea curentului de sudare (A) pentru diametrele (mm):			
		3,25	4,0	5,0	4,0
Manual cu electrozi înveliți.	Orizontală	90-130	140-180	180-240	-
	Diferită de orizontală	80-110	120-160	160-210	-
Automat sub strat de flux.	Orizontală	-	-	-	500-550

4.7.3. Numărul de treceri.

Atît la sudarea podului de la Giurgeni - Vadu Oii cît și la sudarea recipientelor sferice s-a folosit metoda straturilor multiple, în așa fel încît structura metalului cusăturii să se îmbunătățească prin tratarea termică a straturilor depuse de căldura generată de trecerile ce le urmează. În același timp, metalul de bază se încălzește mai puțin, zona influențată termic este mai redusă și supraîncălzirea oțelului este minimă. Totodată tensiunile și deformațiile sînt ceva mai mici. Obținerea unor valori corespunzătoare pentru reziliența KV depinde de numărul de straturi. KV este cu atît mai mare cu cît este mai mare numărul de straturi. Creșterea numărului de straturi înseamnă de fapt sudarea cu electrozi sau sîrme de sudură cu diametrul mic. Reducerea diametrului înseamnă curenți de sudare mici și deci energie liniară, de asemenea, mică.

În concluzie, sudarea în straturi multiple asigură îmbinării caracteristici de plasticitate mai bune și reduce riscul de rupere fragilă.

Trebuie avut însă în vedere, că sudarea în straturi multiple este mai puțin productivă și productivitatea scade cu creșterea numărului de straturi. Creșterea numărului de straturi face ca probabilitatea prezenței incluziunilor nemetalice în cusătură să crească, fiindcă, după fiecare trecere zgura trebuie îndepărtată și apoi sudat stratul următor.

4.7.7.1. Influenta actiunii de revenire la sudarea in straturi multiple.

Comportarea oțelului la sudarea în straturi multiple a fost examinată din punctul de vedere al aportului de căldură necesar pentru excluderea riscului de formare a unor structuri fragile cu duritate mare, prin depunerea unui al doilea strat de sudură peste primul strat. S-a avut în vedere că, prin efectul de revenire, al doilea strat să producă o restaurare structurală completă a primei zone de influență termică. În fig.74 este ilustrat (în mod) schematic modul în care influențează numărul de straturi asupra structurii metalografice.

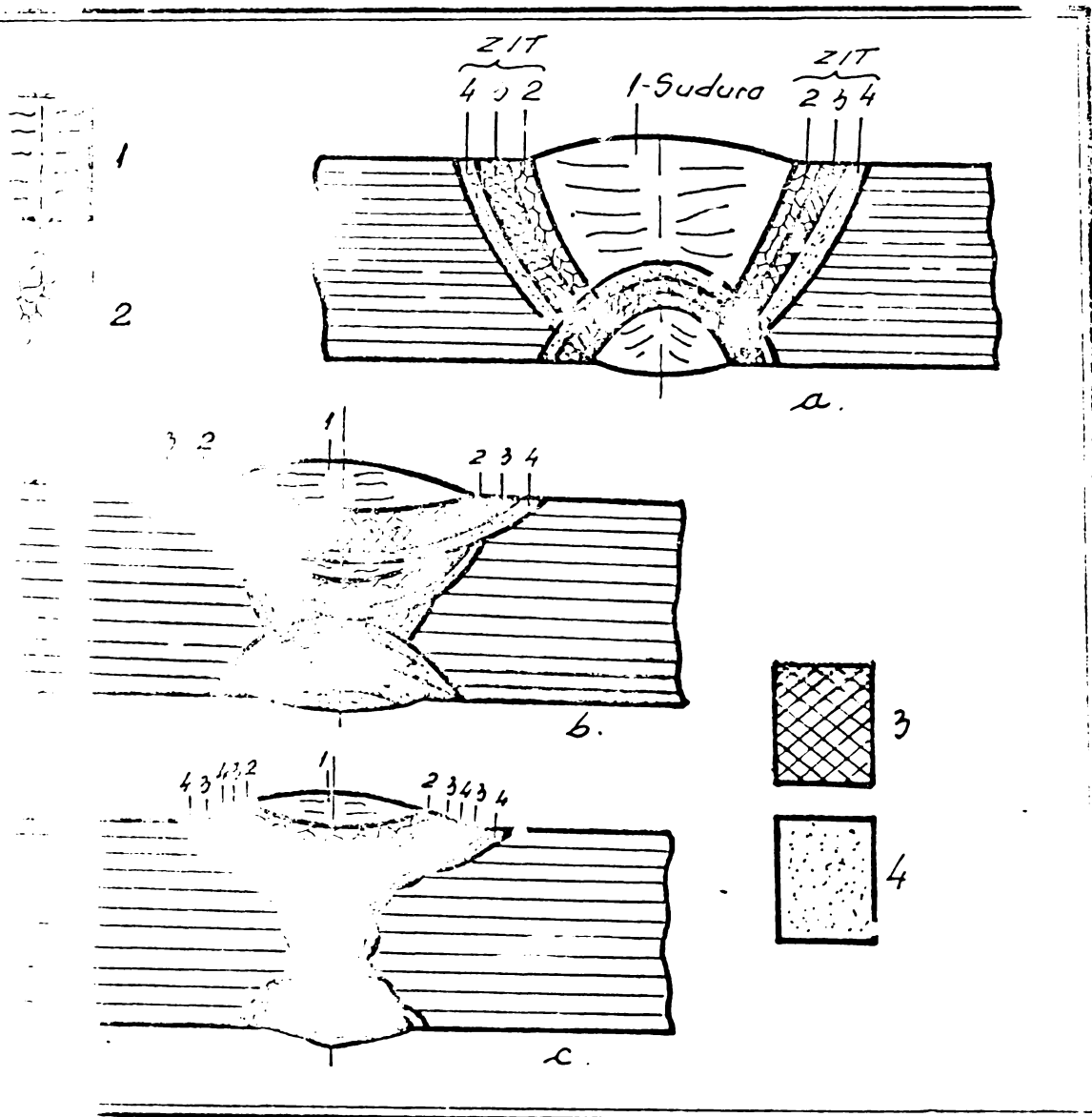


Fig.74. Structura unei îmbinări sudate în funcție de metoda de sudare: a - sudare într-un singur strat (din ambele părți); b - sudare în straturi multiple înguste; - 1 cusătura; 2 - structura dendritică de turnare, supraîncălzită; 3 - structura supraîncălzită compl.recrystalizată; 4 - structură fină incompl.recrystal.

Variația aportului de căldură al celui de al doilea strat față de primul s-a realizat prin schimbarea vitezei de sudare. Cu ocazia acestei examinări s-a dovedit că, în afară de grosimea stratului de sudură, o importanță majoră o are și aportul de căldură.

În cazul sudării la rece, într-un singur strat, se obține în zona subordon o structură de călire bainitică cu duritatea de peste 400 HV-10.

În zona subordon din epruveta sudată în două straturi, dintre care primul cu un aport mic de căldură și al doilea cu aport mare de căldură, s-a format o structură de călire cu granulație fină cu duritatea peste 350 HV-10, care s-a format în urma unei reaustenizării produse la depunerea celui de al doilea strat de sudură. Această structură este nefavorabilă și este indiciul unei reîncălziri excesive la sudare în straturi multiple.

Rezultatele cele mai bune s-au obținut în condițiile în care primul strat s-a sudat cu un aport mai mare de căldură, iar al doilea cu un aport ceva mai mic, cu condiția ca al doilea strat să se depună peste primul înainte de răcirea acestuia sub temperatura de 100°C (373°K). În aceste condiții a rezultat o structură de revenire bine pusă în evidență, cu duritate mai mică de 300 HV-10.

În vederea verificării influenței modului de conducere a electrodului și a grosimii stratului de sudură depus, asupra valorilor rezilienței Charpy V a sudurilor la temperatura de -30°C (243°K) s-au efectuat o serie de probe indicate în continuare.

Probele de sudare s-au executat pe tablă din oțel RV 52, 20 mm grosime, cu forma rostului în X sau V. Sudarea s-a executat cu electrozi SHV-1 (\varnothing 4 mm și 5 mm) respectiv electrozi cu înveliș rutilic EL 44 T (\varnothing 4 și \varnothing 5 mm). S-a folosit procedeul de sudare manuală cu arc electric, în poziție orizontală. Electrocul cu înveliș rutilic s-a folosit datorită proprietății acestuia de a permite depunerea unor cordeane de sudură de grosime mai mică în comparație cu electrozii cu înveliș basic.

Rezultatele acestor probe sînt indicate în tabelul 28 și 29.

Tot în vederea verificării influenței modului de conducere a electrodului și a grosimii stratului de sudură asupra fragilizării, s-a verificat modificarea durităților pe înălțimea cusăturii și în 2.L.T., pe probe sudate în diferite variante tehnologice. Probele au fost sudate cu și fără pendularea electrodului, cu electrozi Superbas și SHV1. Probele au fost sudate fără preîncălzire și cu preîncălzire la $150-180^{\circ}\text{C}$ ($428-453^{\circ}\text{K}$).

Pentru oțelurile cu tendință mare de fragilizare, la care nu se poate evita formarea structurilor fragile în 2.L.T. nici prin

sudarea ultimului strat din minimum trei rânduri, se utilizează metoda placării. Se depune pe muchiile rostului un strat de sudură pentru placare, fig.75. Ulterior, la sudarea îmbinării, metalul de bază afectat termic la depunerea ~~stratului~~ stratului de placare suferă un tratament de revenire în Z.I.T., în urma căruia se formează o structură metalografică cu fragilitate mai redusă, evidențiată prin reducerea durității în această zonă. Pentru a verifica influența pe care o are aplicarea acestei metode de sudare în cazul oțelului KV 52 s-au efectuat o serie de probe.

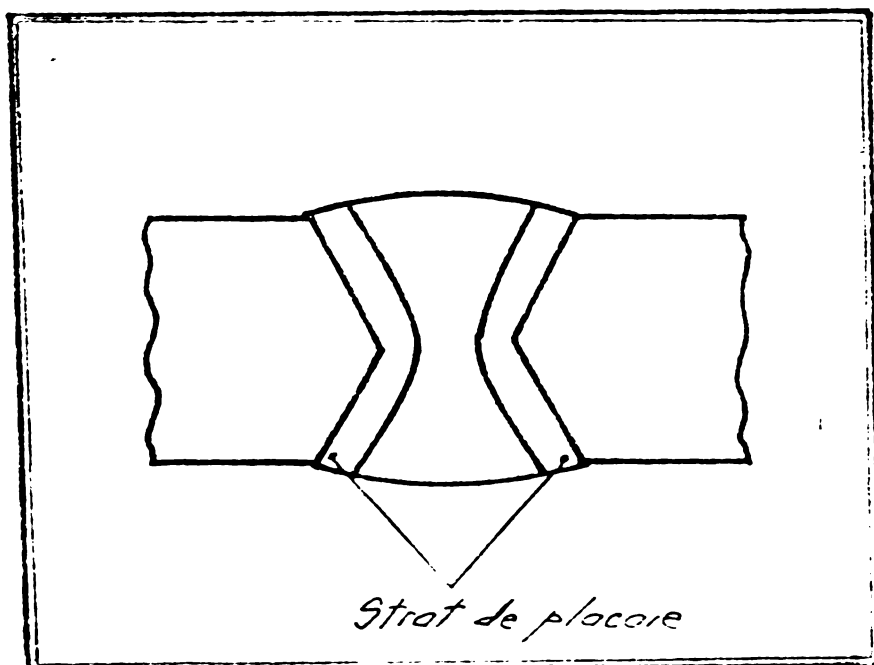


Fig.75. Metoda sudării cu strat de placare.

Modul în care variază duritatea pe înălțimea cusăturii și în Z.I.T., (pe probe sudate) în diferite variante tehnologice, este indicat în diagrama din fig.76.

Interpretarea rezultatelor.

Se constată că pendularea laterală este nefavorabilă atât la sudarea cu electrozi baziți cât și la sudarea cu electrozi titanici. Sudarea fără pendulare, asigură reziliențe superioare indiferent de natura electrozilor. Electrozi cu înveliș bazic se pretează mai greu la depunerea unor straturi subțiri decât electrozii cu înveliș titanico.

Duritatea straturilor mai numeroase și recoacerii mai profunde a metalului depus prin depunerea straturilor succesive, reziliența sudurii în zonele structurilor de recoacere este deosebit de ridicată.

Indicare detratată termică.

Endare în structură
filiformă.

Indicare în tablă termică
(de denumire).

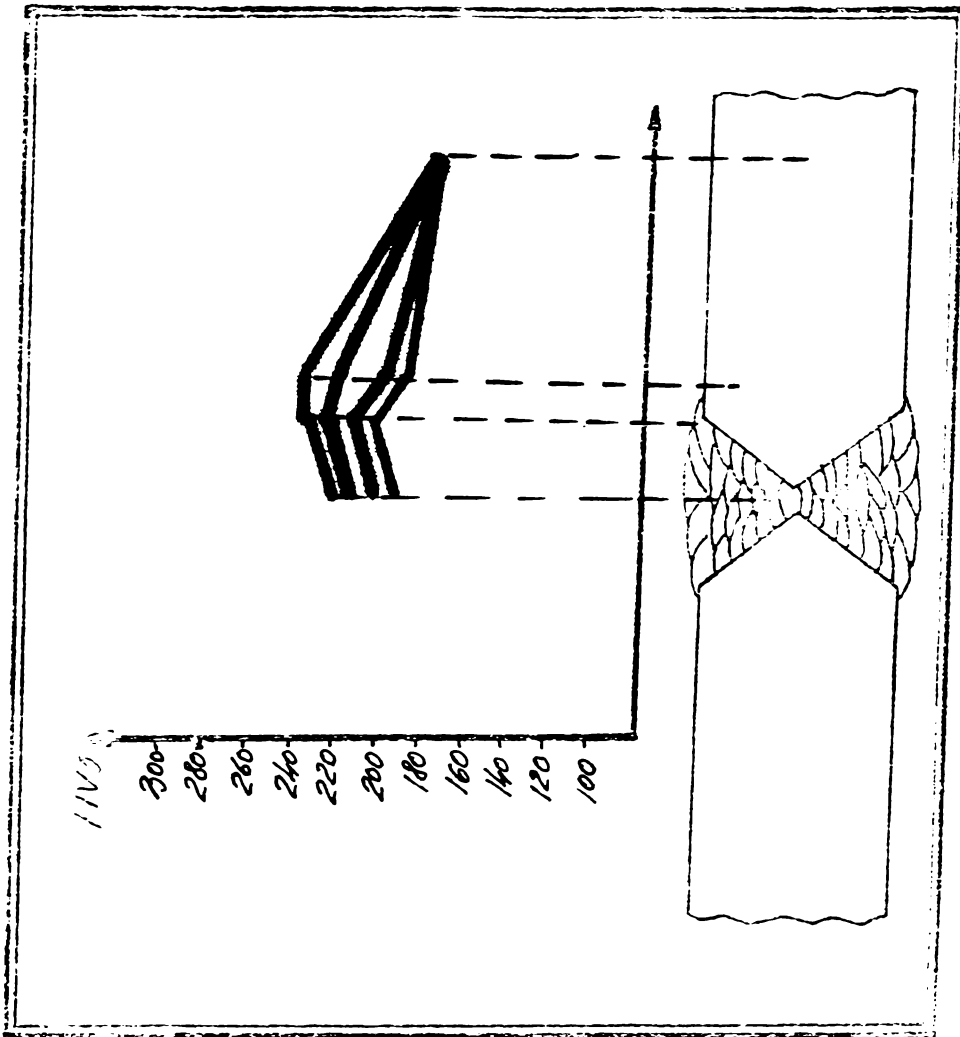
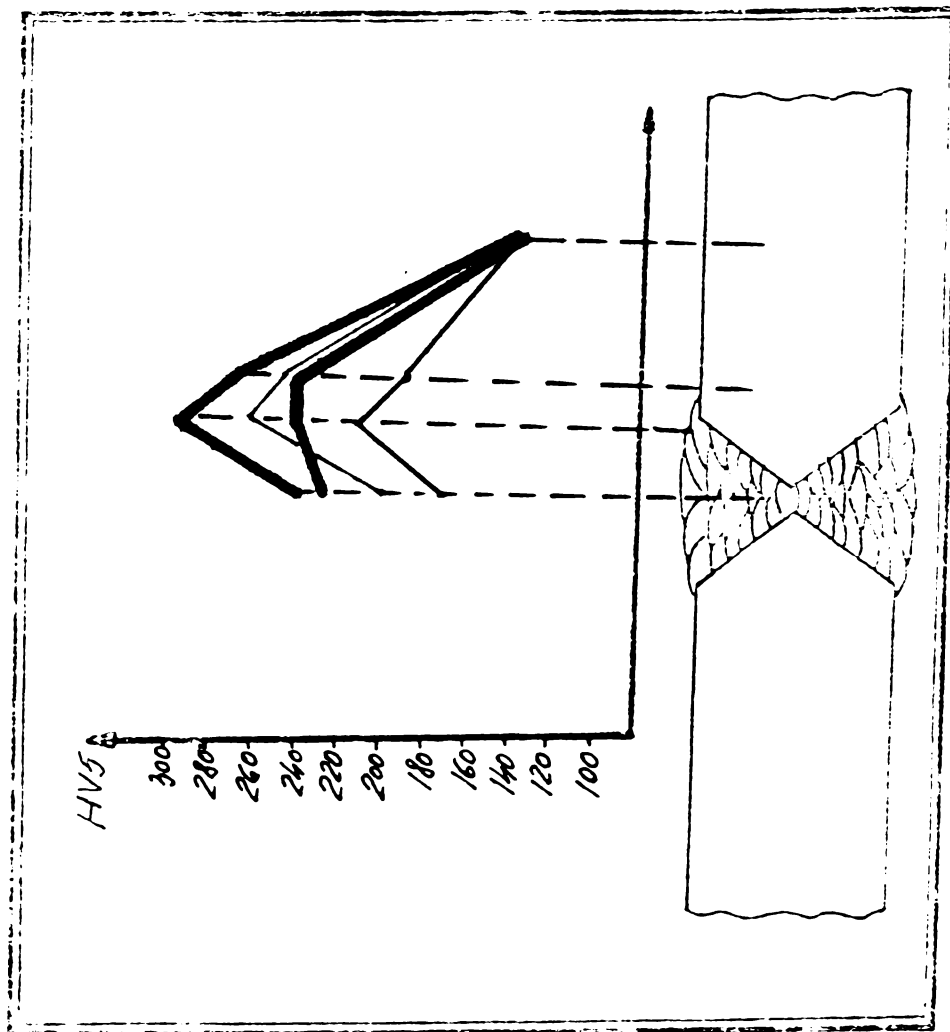


Fig.76. Variația durității HV5:
 — — — Electrozi SHVL, ρ 3,25
 — — — Electrozi SHVL, ρ 3,25
 - - - Electrozi Superbas ρ 3,25
 - · - · - Electrozi Superbas ρ 3,25

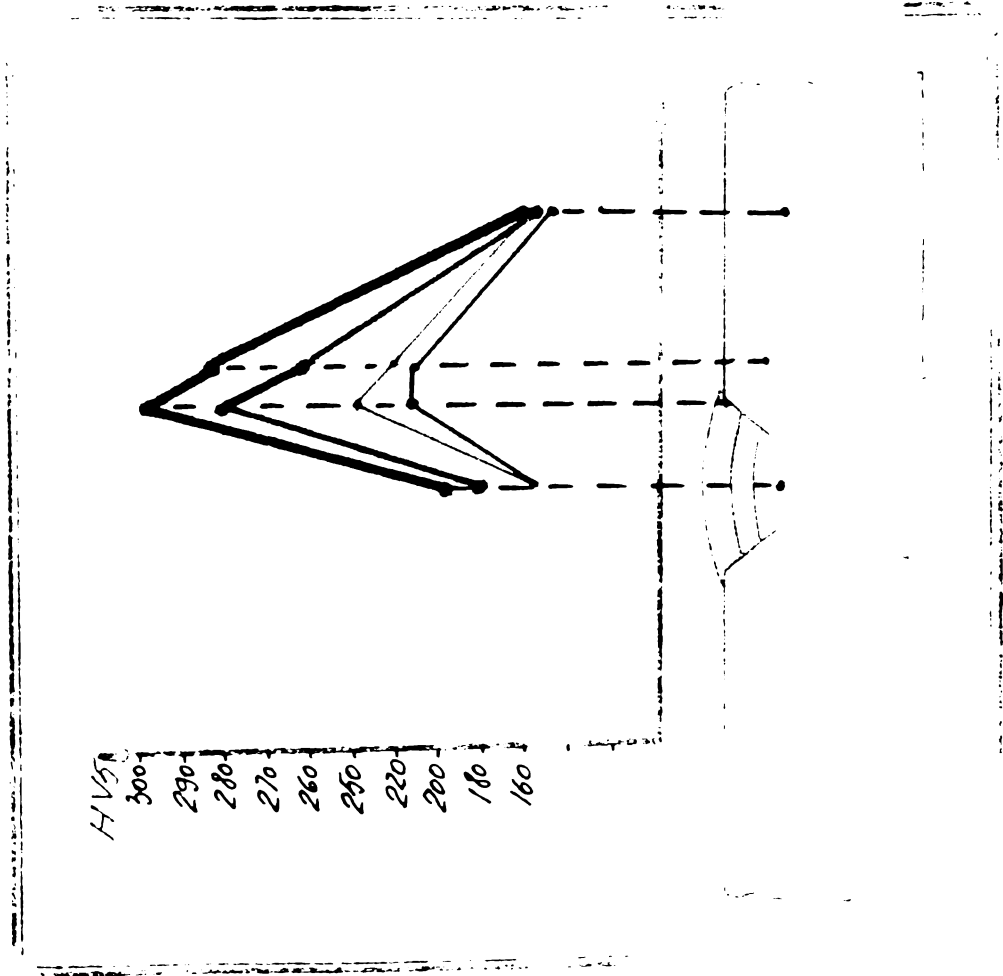
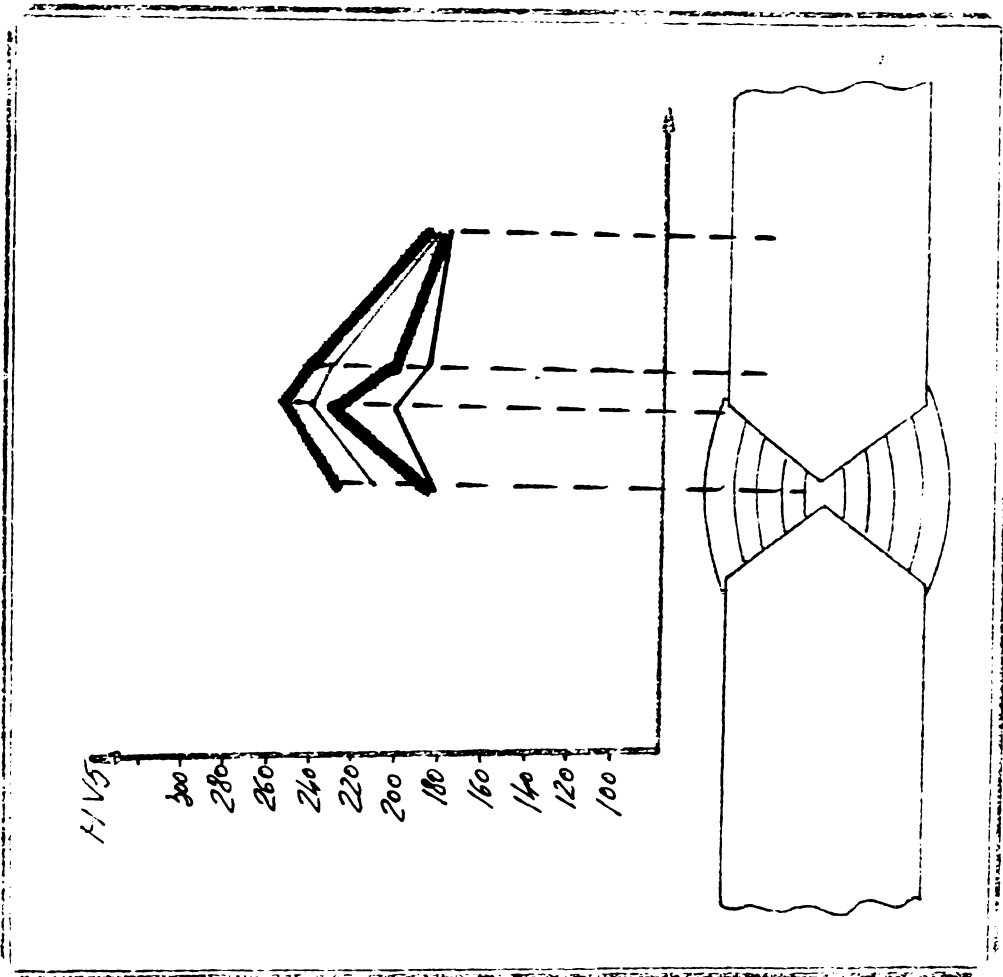


Fig. 76 (continuară)
 - Electrozi SHV1 ρ 3,25 ϕ 4, fără preincalzire.
 - Electrozi SHV1, ρ 3,25 ϕ 4, cu preincalzire 150-180°C.
 - Electrozi Superbus ρ 3,25 ϕ 4, fără preincalzire.
 - Electrozi Superbus ρ 3,25 ϕ 4, cu preincalzire 150-180°C.

Tabelul nr. 28

Nr. probă	Condițiile de execuție a probelor.	Metalografia
0.	1.	2.

1.

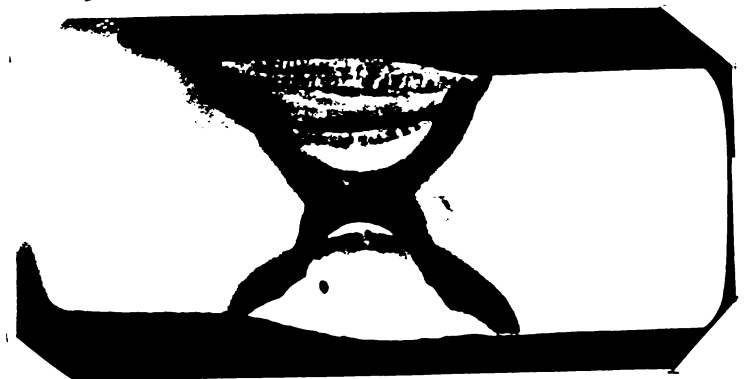
Forma rostului: X
Electrod: SHV-1
Nr. straturi: 3 cu \varnothing 4 mm
4 cu \varnothing 5 mm
Intensitate curent:
 \varnothing 4 - 160 A
 \varnothing 5 - 200 A
Mod de pendulare:
cu amplitudine mare



Atac: Nitol 10%, 2x

2.

Forma rostului: X
Electrod: EL 44 T
Nr. straturi: 3 cu \varnothing 4 mm
6 cu \varnothing 5 mm
Intensitate curent:
 \varnothing 4 - 140 A
 \varnothing 5 - 180 A
Mod de pendulare:
cu amplitudine mare




Atac: Nitol 10%, 2x

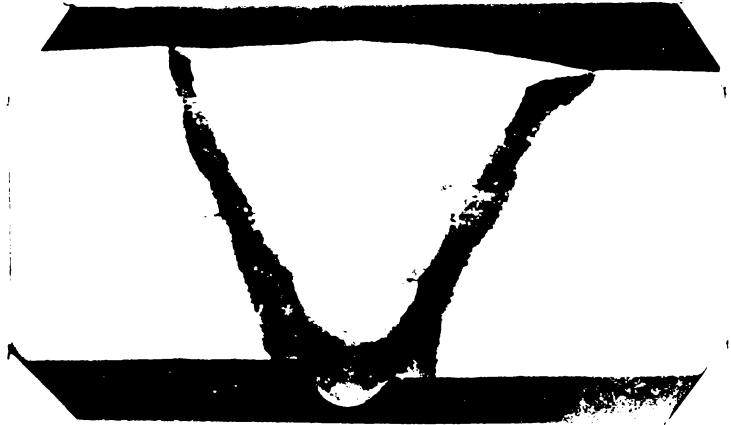
3.

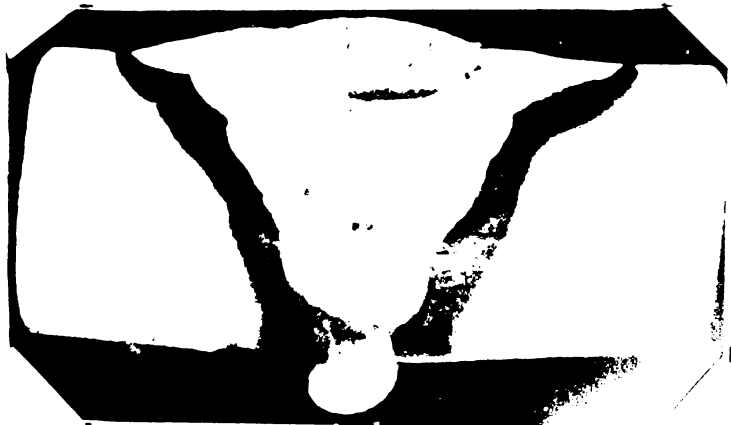
Forma rostului: X
Electrod: SHV-1
Nr. straturi: 10 + 10
 \varnothing electrod: 4 mm
Intensitate curent: 160 A
Mod de pendulare:
cu amplitudine mică



Atac: Nitol 10%, 2x

0.	1.	2.
4.	Forma rostului: X Electrod: EL 44 T Nr. straturi: 16 & 15 Ø electrod: 4 mm Intensitate curent: 160 A Mod de pendulare: cu amplitudine mică.	 <p data-bbox="969 844 1498 909"><i>Atac: Nitol 10%, 2x</i></p>

5.	Forma rostului: V Electrod: SHV-1 Nr. straturi: 2 cu Ø 4 mm 8 cu Ø 5 mm Intensitate curent: Ø 4 - 160 A Ø 5 - 200 A Mod de pendulare: cu amplitudine mare	 <p data-bbox="969 1360 1498 1424"><i>Atac: Nitol 10%, 2x</i></p>
----	---	--

6.	Forma rostului: V Electrod: EL 44 T Nr. straturi: 2 cu Ø 4 mm 8 cu Ø 5 mm Intensitate curent: Ø 4 - 140 A Ø 5 - 130 A	 <p data-bbox="969 1952 1498 2017"><i>Atac: Nitol 10%, 2x</i></p>
----	---	---

Tabelul nr.29

Încercări la încovoiere prin șoc la temperatura
de -30°C (243°K)

Placa nr.	Valori individuale daJ/cm ²	Media a 3 încercări daJ/cm ²	Obs.
1	3,80	2,53	
	2,00		
	1,80		
	1,20	1,93	
	1,40		
	3,20		
2	3,60	2,75	
	3,40		
	1,25		
	0,90	0,96	defect
	1,20		
	0,80		defect
3	12,85	13,69	
	16,40		
	11,80		
	18,25	16,15	
	14,70		
	15,50		
4	5,70	4,65	
	4,25		
	4,00		
	7,70	5,61	
	5,40		
	3,75		
5	15,25	13,08	
	21,20		
	1,80		
	12,80	6,29	
	3,25		
	2,80		
6	4,25	3,75	
	3,75		
	3,25		
	5,75	6,48	
	7,30		
	6,40		

4.7.3.2. Influente nefavorabile a sudării în straturi multiple.

Un exemplu a influenței pe care o are numărul de rînduri asupra creșterii prezenței incluziunilor nemetalice din cusătură îl constituie analiza rezultatelor controlului radiografic al sudurilor de montaj de la tablierul metalic al podului de la Giurgeni-Vadu Oii. Tablierul este compus din cinci tronsoane.

Indicele de calitate la reziliența sudurilor la -30°C (243°K) I_c (KV), care este cu atît mai mare cu cît crește numărul de straturi, respectiv de rînduri, a fost calculat cu raportul dintre numărul de reziliențe cu valoarea peste 2,5 daj/cm² și numărul de reziliențe cu valoarea sub 2,5 daj/cm². Media generală a reziliențelor KV la -30°C (243°K) pe întregul tablier era de 3,7 daj/cm².

La controlul radiografic, indicele de calitate a sudurilor de montaj, I_c (Ra), a fost calculat cu raportul dintre filmele de clasa I și II și filmele de clasa III și IV.

Reprezentînd grafic cei doi indici de calitate se obține variația pe tronsoane indicată în fig. 77. Se observă că acolo unde I_c (KV) este mai mare - adică s-a sudat cu un număr mare de straturi - I_c (Ra) este mic și invers, ceea ce demonstrează influența numărului de straturi și respectiv de rînduri.

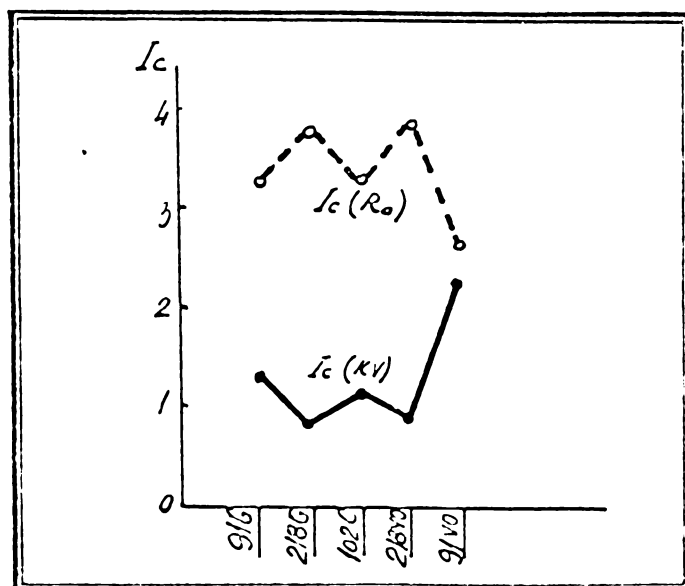


Fig. 77. Indicele de calitate al rezilienței I_c (KV) și indicele de calitate al radiografiilor I_c (Ra) la tronsoanele componente ale tablierelor metalice de la podul peste Dunăre Giurgeni-Vadu Oii

4.7.4. Așezarea straturilor în rost.

Îmbinările cap la cap și îmbinările racordurilor prevăzute cu rost se execută în rînduri multiple, înguste, fără pendularea electrodului. Îmbinările de colț se execută din minimum două straturi.

Ordinea de așezare a rîndurilor a fost astfel stabilită, încît, fiecare rînd să pătrundă complet între rîndurile sudate anterior, fără incluziuni de zgură sau nepătrunderi între rînduri.

S-a respectat regula ca la depunerea rîndurilor succesive să se înceapă totdeauna din apropierea metalului de bază și să se continue spre centrul sudurii (fig.78). Este contraindicat ca ultimele rînduri de sudură să se depună în apropierea metalului de bază, deoarece zona de influență termică a acestora rămîne dură și fragilă, favorizînd apariția unor fisuri și reducerea valorii unghiului de îndoire pe dorn a îmbinării. Acest rînd care nu mai poate fi tratat termic decît parțial, trebuie scos din zona de contact cu metalul de bază, zonă care este în general mai sensibilă.

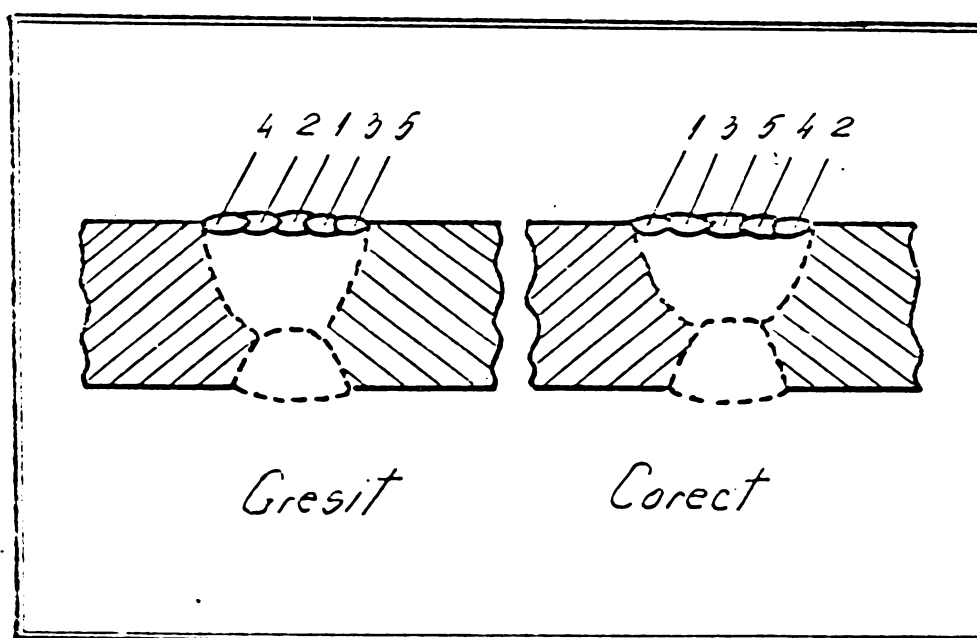


Fig.78. Ordinea de depunere a rîndurilor la ultimul strat de sudură.

Din aceleași motive nu se recomandă ca rîndul care vine în contact cu metalul de bază să topească mult din acesta, fig.79.

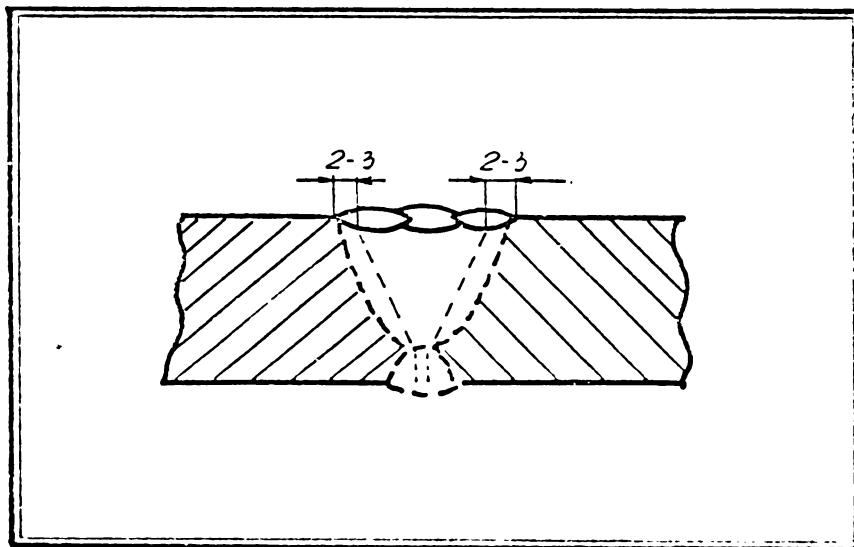


Fig.79. Pătrunderea în metalul de bază.

Trebuie să se evite formarea șanțurilor marginale și între rînduri.

Pentru sudurile executate în poziție verticală ascendentă se face o pendulare a electrodului, dar pendularea nu trebuie să fie mai mare de $4 \cdot d_e$ (d_e = diametrul electrodului).

4.7.5. Ordinea de sudare în lungul îmbinării.

Ordinea de sudare în lungul îmbinării este factorul ce influențează tensiunile și deformațiile pieselor. În același timp, prin alegerea ordinii de sudare, se urmărește o mai judicioasă utilizare a căldurii degajate de arcul electric, reducînd prin aceasta valcarea temperaturii de preîncălzire.

Avînd în vedere că, condițiile de răcire cele mai defavorabile se realizează în timpul depunerii primului strat, primele trei straturi s-au sudat în cascadă - fig.80. Prin această metodă, fiecare rînd depus produce o preîncălzire pentru rîndul de sudură depus ulterior. Restul straturilor se sudează de la mijloc spre

capete, cu doi sudori concențici, sau cu un singur sudor în segmente de cordoan, de o parte și de alta a mijlocului segmentului de sferă.

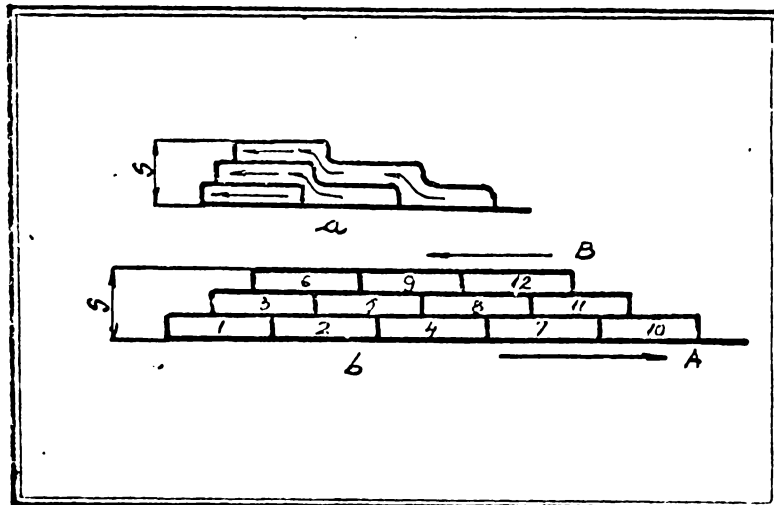


Fig. 80. Schema sudării în "cascadă" (a) și în "cecoașă" (b):
A - direcția de sudare la fiecare segment;
B - direcția generală de sudare;
s - grosimea tablei.

Pentru îmbinările executate în poziție verticală, sudurile situate sub ecuator se fac în mod^{ul} indicat în fig. 81. Sudurile se execută alternativ pe partea rostului dispusă la interiorul recipientului și în cea dispusă la exterior.

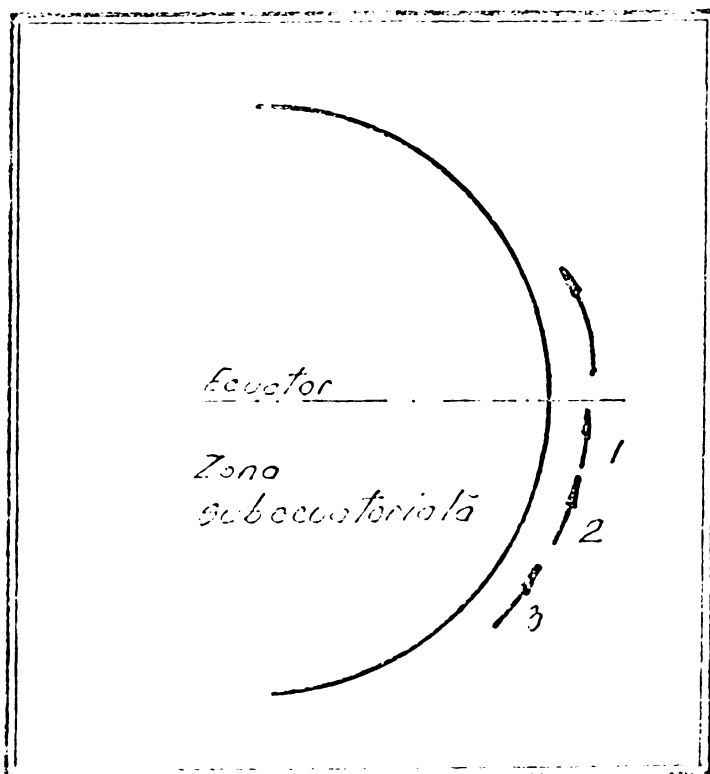


Fig. 81. Modul de sudare a cusăturilor verticale dispuse sub ecuator.

. // ,

4.8. Analiza probelor de coroziune fisurantă sub tensiune.

4.8.1. Scopul încercărilor.

Prin încercările de coroziune fisurantă sub tensiune se urmărește:

- alegerea materialelor pentru lucrări concrete;
- stabilirea limitelor de utilizare ale materialului;
- studierea influenței factorilor metalurgici și tehnologici

Un criteriu de apreciere a susceptibilității metalului la efectul de coroziune fisurantă sub tensiune, este considerat timpul pînă la ruperea unei epruvete, scufundate într-un mediu coroziv, la o tensiune determinată. Adică, se poate determina tensiunea sub care fisurarea nu se produce la o încercare pe o durată de timp nelimitată. De obicei, perioada de încercare este limitată la un număr de ore (baza încercării).

4.8.2. Metode de detenționare.

Metodele tradiționale de încercare sînt bazate pe diagrama $G - \lg T$ (tensiunea - timpul de încercare). Diagrama ne dă o imagine asupra comportării metalului la diferite valori ale tensiunii și permite, cu o oarecare aproximație, să se interpoleze curba $G - \lg T$ și pentru tensiuni mai mici.

Valoarea tensiunii sub care nu apar fisuri se numește rezistența îndelungată la coroziune sau tensiune limită

Pentru tensionare se utilizează două metode:

- aplicarea unei sarcini constante, fig.82a;
- aplicarea unei deformații constante, fig.82b;

Datorită vitezei mici cu care începe fisurarea la coroziune, metodele indicate pentru determinarea susceptibilității la acest fenomen, constînd în determinarea duratei de viață a unei epruvete necrestate, tensionate și imersionate în agentul chimic, sînt imprecise și pot da loc la interpretări eronate.

1. Pentru studiul fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, în special la oțelurile cu rezistența ridicată, se recomandă utilizarea unor epruvete în care s-au practicat, în mod artificial, creștături ascuțite. În acest mod se determină viteza de extindere a fisurii în funcție de tensiunea locală, existentă la baza fisurii (creștăturii). Această valoare prezintă un deosebit interes practic. . // ,

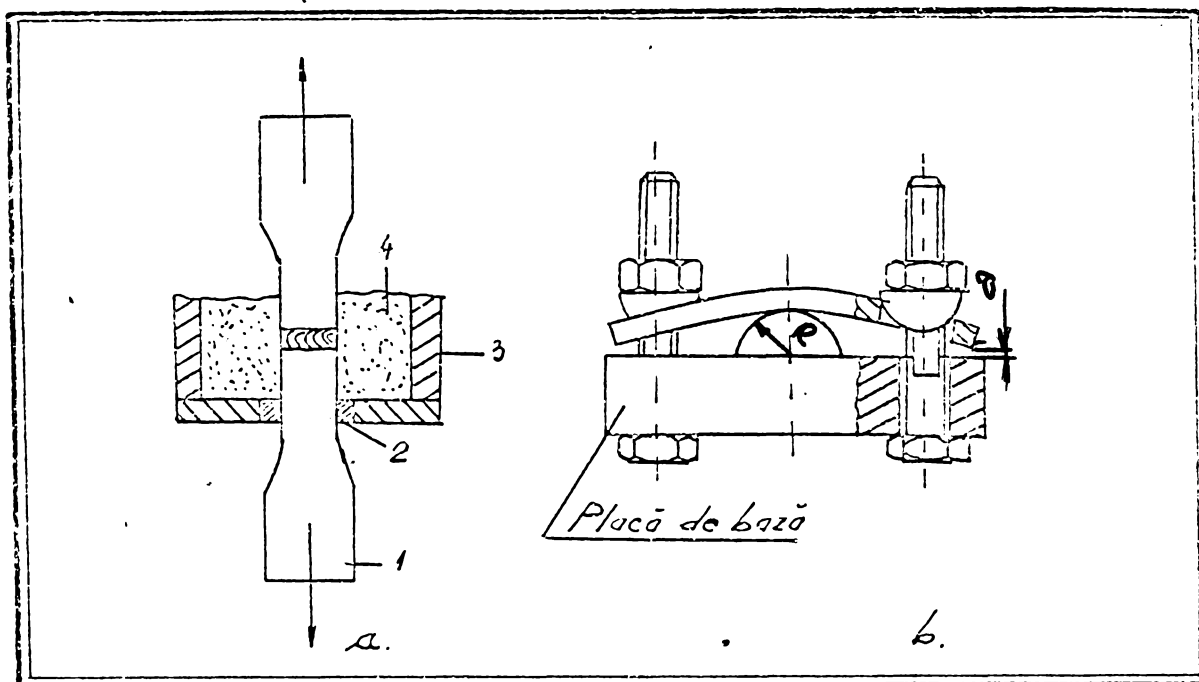


Fig.82. Diferite metode de tensionare a epruvetelor:

- a) - cu aplicarea unei sarcini constante;
- b) - cu aplicarea unei deformații constante;
- 1) - epruvetă;
- 2) - dop pentru etanșare;
- 3) - recipient;
- 4) - mediul coroziv.

O reglementare care stabilește metoda și condițiile de executare a încercării e constituie STAS 10904-78 "Determinarea tendinței la coroziune fisurantă sub tensiune a oțelurilor carbon și slab aliate".

Deși metoda indicată în STAS nu este recomandată pentru determinarea tendinței la coroziune fisurantă a sudurilor, totuși neexistând alte reglementări, majoritatea cercetătorilor utilizează metoda și în acest scop.

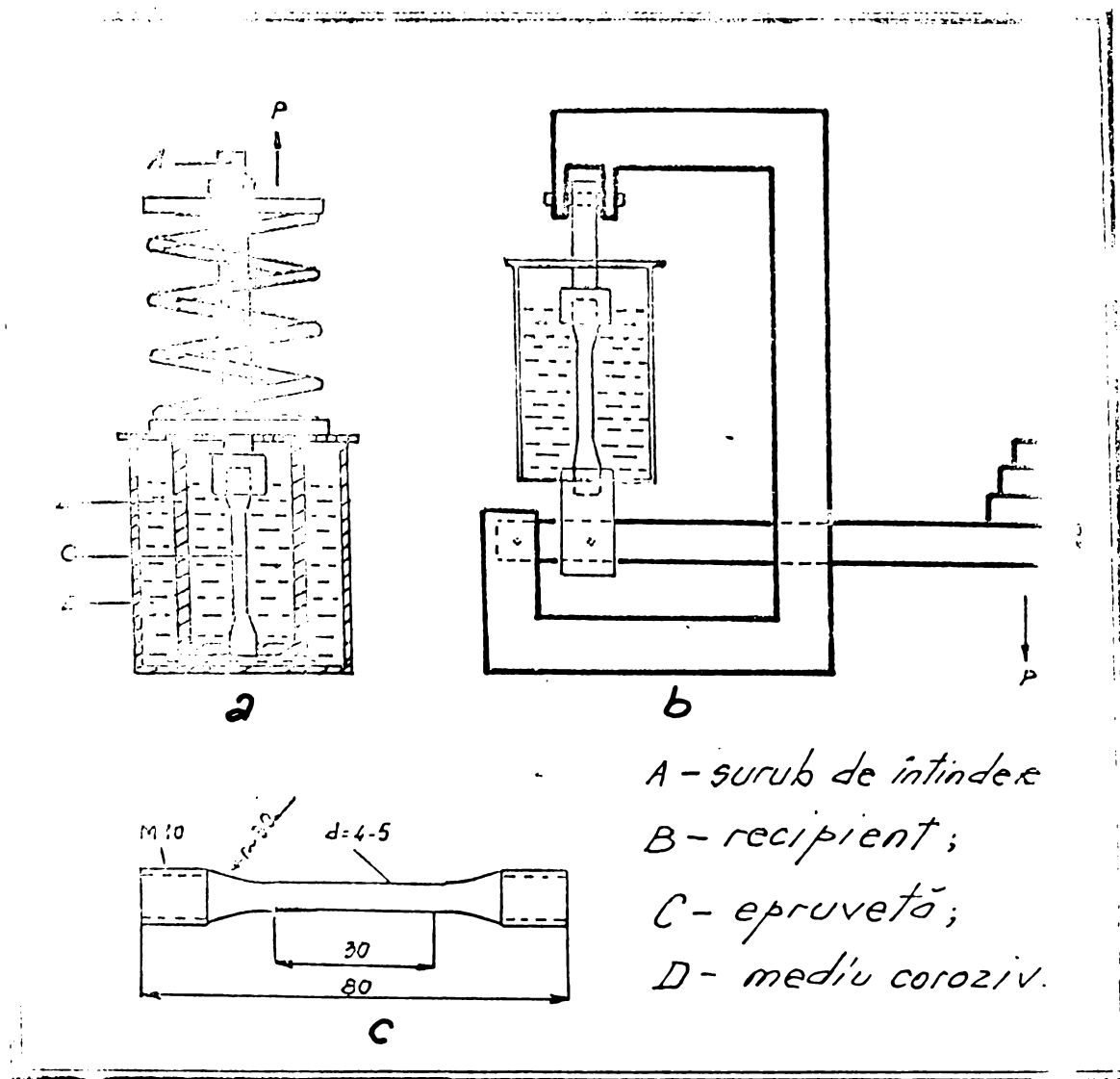
Ca mediu coroziv se utilizează o soluție care ne poate da o imagine generală a comportării oțelului. În majoritatea cazurilor acesta nu reprezintă mediul coroziv real, utilizat în exploatare.

În cazul îmbinărilor sudate metoda de deformare indicată în STAS nu reprezintă cea mai bună soluție. Datorită faptului că rezistența metalului îmbinării este superioară rezistenței metalului

de bază, deformația se localizează în afara sudurii și a zonei influențate termic. La aceasta se mai adaugă și faptul că, din dorința de a imita situația reală, îmbinările sudate sînt introduse în soluția corozivă cu îngroșarea neprelucrată. Datorită acestui lucru, rezultatele obținute sînt uneori eronate.

2. O altă metodă constă în încercarea la tracțiune a unei epruvete imersionate într-un mediu coroziv. Aparatura utilizată pentru această probă este reprezentată schematic în fig.83. Epruveta circulară, este prinsă într-un cadru și cu ajutorul unui arc, sau prin intermediul unei greutăți și al unui braț de pîrghie, este întinsă cu sarcina dorită. Epruveta sub tensiune este expusă mediului coroziv, determinîndu-se timpul pînă la rupere, fig.83.

1.ăc



1b'

Fig.83. Schema de principiu a aparatului pentru determinarea limitei inferioare de întindere sub care nu se declanșează corosiunea fisurantă sub tensiune:

- a) - realizarea efortului de tracțiune cu ajutorul unui arc;
 - b) - realizarea efortului de tracțiune prin intermediul unui braț de pîrghie;
 - c) - epruveta.
- . // ,

Prin această probă se stabilește limita inferioară de întindere sub care nu se declanșează coroziunea fisurantă sub tensiune. În cazul îmbinărilor sudate, epruvetele se prelevează transversal pe cusătură. Zona calibrată a epruvetei trebuie să cuprindă sudura, zona influențată termic de ambele părți ale cusăturii, plus câte 15 mm, de o parte și de alta, din materialul de bază neafectat de procesul de sudare.

Seturile de epruvete se încarcă la diferite sarcini, stabilindu-se sarcina la care apar fisuri după o perioadă de încercare mai mică de 300 ore. Dacă fisurarea se produce la o sarcină mai mare decât limita de curgere materialul este considerat rezistent la coroziune fisurantă sub tensiune.

3. La metodele descrise anterior, prelevarea epruvetelor din plăci de control sudate deranjează starea inițială a tensiunilor remanente. Deoarece tensiunile remanente joacă un rol determinant în declanșarea fenomenului de coroziune fisurantă s-au dezvoltat și metode care încearcă să elimine neajunsurile metodelor descrise anterior.

În acest scop s-au propus epruvetele indicate în fig.84 și 85. La sudarea acestor epruvete se încearcă realizarea unor tensiuni remanente apropiate de cele care apar în practică. Pentru a cerceta influența comună a tensiunilor remanente și a tensiunilor care apar în exploatare, are o importanță mare și direcția cordo-nului de sudură față de direcția solicitării, din care cauză se execută trei tipuri de epruvete: sudare longitudinală (fig.84a); sudare transversală (fig.84b) și sudare circulară (fig.85a). Pentru solicitare epruveta se îndoaie foarte puțin (2-2,5 mm) într-un dispozitiv (fig.85b). Probele astfel îndoite, se fierb într-o soluție de 60% nitrat de calciu, iar fisurile de coroziune care apar sînt luate ca măsură a sensibilității față de coroziunea fisurantă sub tensiune.

4. Unii cercetători folosesc mecanica ruperii pentru determinarea sensibilității la coroziunea fisurantă sub tensiune. În acest scop folosesc epruvete cu creștătură. În fig.26 se indică schema de principiu a aparatului cu care se efectuează încercarea.

5. În cazul cînd intervine hidrogenul ca element fragilizant sensibilitatea se poate judeca după modificarea plasticității (gîtuirea, ψ , în % și alungirea specifică, λ , în %), pe epruvete încercate în mediu corosiv în comparație cu alte epruvete încercate în aer. Se iau în considerație și verificările metalografice efectuate pe epruvetele distruse. Criteriul de bază îl constituie reducerea plasticității oțelului la încercări în electrolit, în

comparație cu încercările în aer, exprimate prin coeficientul de influență a mediului (indice de fragilizare):

$$K_f = \frac{\psi_{\text{aer}} - \psi_{\text{electrolit}}}{\psi_{\text{aer}}} \quad (\%)$$

unde:

ψ_{aer} ; $\psi_{\text{electrolit}}$ - stricțiunea (gîtuirea) relativă a epruvetei în aer și respectiv în electrolit.

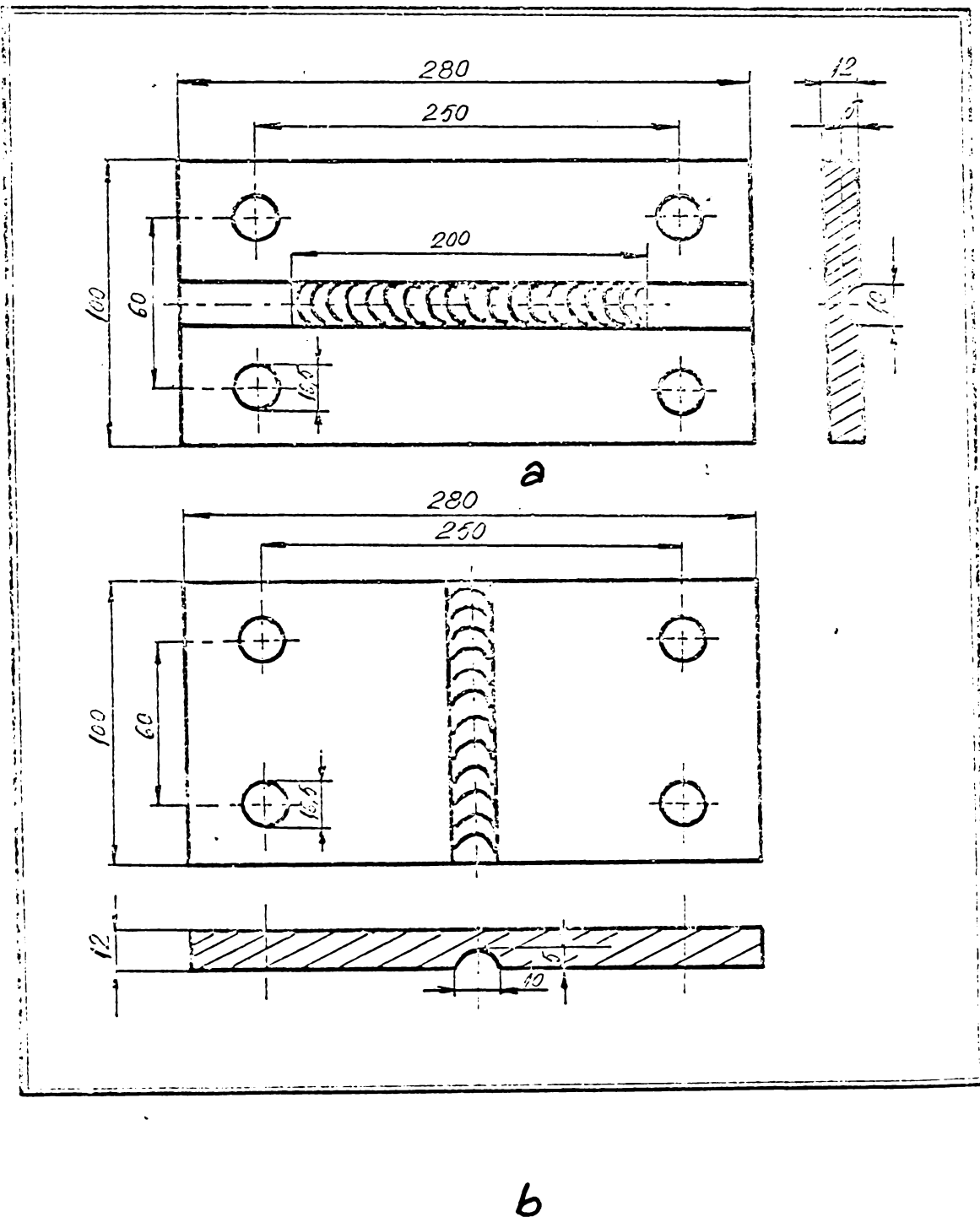


Fig.84. Probe pentru verificarea îmbinărilor sudate la coroziunea fisurantă sub tensiune:
a) - sudură longitudinală; b) - sudură transversală

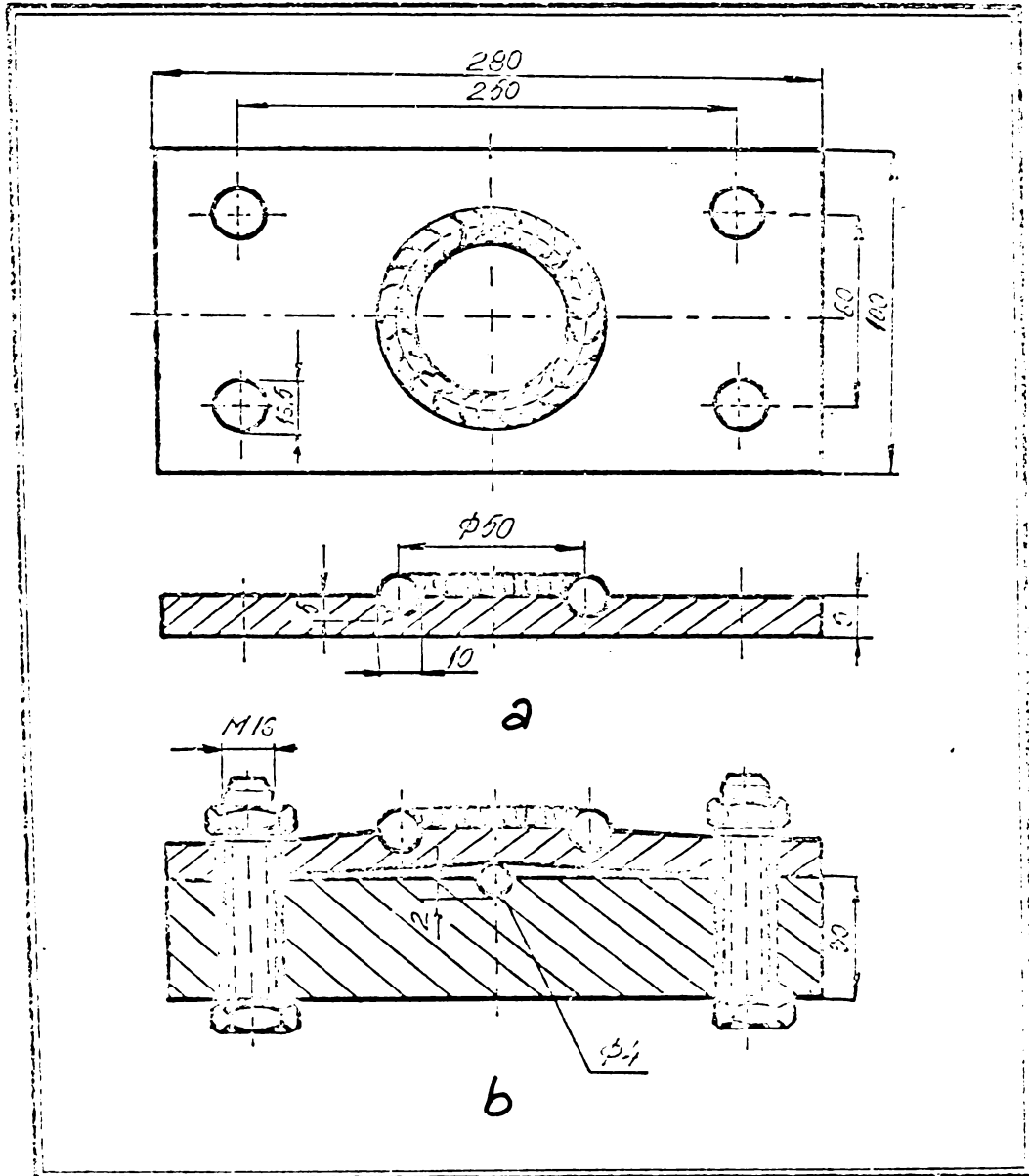


Fig.85. Probe și dispozitivul pentru verificarea îmbinărilor sudate la coroziune fisurantă sub tensiune:
a) - sudură circulară;
b) - dispozitivul de încercat.

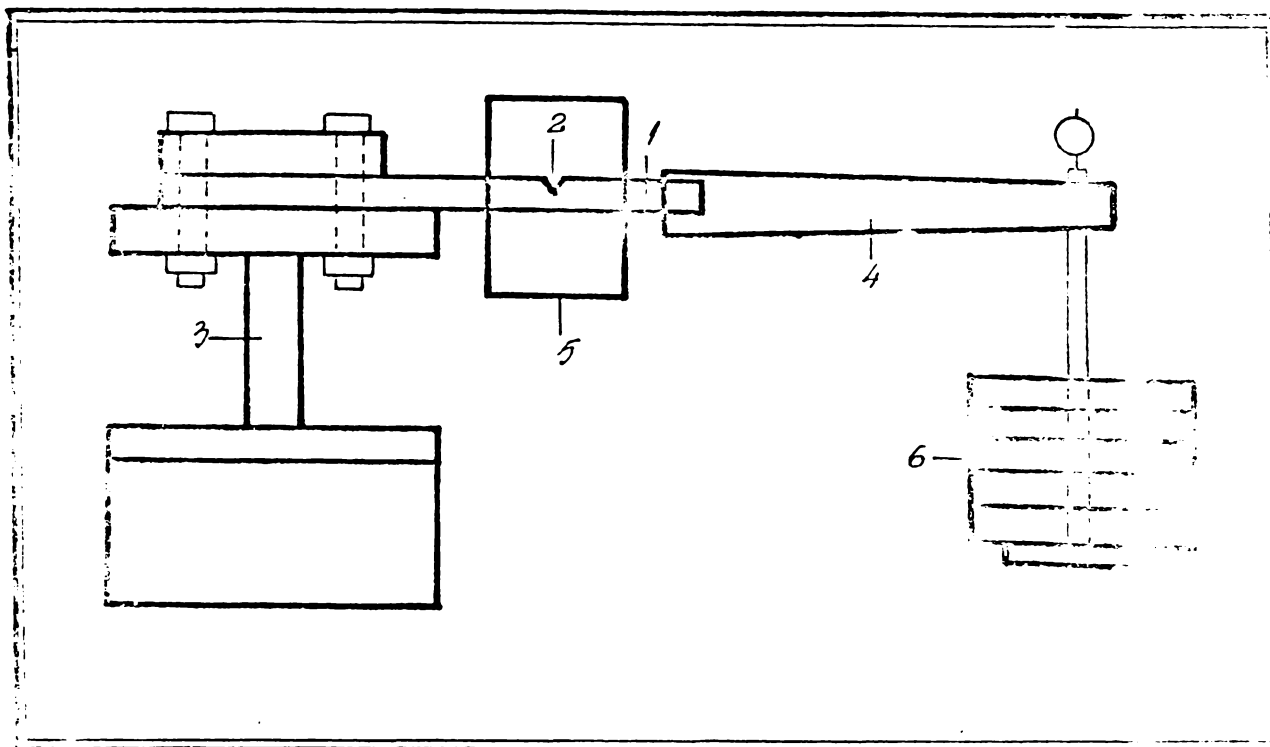


Fig.86. Schema dispozitivului pentru verificarea sensibilității la coroziune fisurantă sub tensiune prin mecanica ruperii:

- 1 - epruveta;
- 2 - crestătură;
- 3 - cadru metalic;
- 4 - pîrghie;
- 5 - recipient cu electrolit;
- 6 - greutate.

Toate metodele indicate au avantaje și dezavantaje, dar nici una nu poate fi considerată completă, deoarece mediul coroziv utilizat pentru probe este altul decît cel utilizat în realitate, iar condițiile de presiune și temperatură realizate nu pot reproduce exact pe cele întîlnite în exploatare.

O metodă care ar putea reproduce condițiile din exploatare ar fi încercarea cu aceleași epruvete și dispozitive utilizate pînă acum în laborator, cu deosebirea ca încănta cu mediul coroziv, să fie înlocuită cu o autoclavă specială, care permite reproducerea condițiilor de presiune ridicată și temperaturi joase. Metoda este costisitoare deoarece trebuie confecționată o autoclavă specială.

O altă posibilitate ar fi introducerea de epruvete tensionate într-un recipient sferic în timpul funcționării. Epruvetele se scot periodic și se examinează. Este foarte dificil să se aleagă locurile optime pentru amplasarea epruvetelor în recipient.

Ambele metode nu mai sînt accelerate, ci încercări de lungă durată.

Considerăm că concluziile cele mai bune le-am putut trage urmărind timp de 15 ani comportarea recipientelor sferice în exploatare. Verificarea s-a făcut periodic, cu control ultrasonic și cu pulberi magnetice.

**4.8.3. Verificarea sensibilității la coroziune
fisurantă sub tensiune după metoda cu
aplicarea unei deformatii constante.**

4.8.3.1. Materiale.

Pentru probe au fost utilizate trei calități de oțeluri: BH36S, R52-7a/S1 și RV52. Probele au fost sudate în diferite variante tehnologice rezultînd tipurile de îmbinări prezentate în tabelul 30.

Tabelul nr.30

Variantele tehnologice utilizate
pentru probe.

Nr. varian- tei tehnolo- gice.	Procedeu de sudare	Metalul de adaos	Tratamentul termic. Interval de temperatură °C	Modul de pre- lucrare a suprafeței întinse.
I		461-SHV1	-	<u>nepozitate (n)</u> <u>polizate (p)</u>
II	Sudare cu arc electric	461-SHV1 plus un strat Superbas	-	<u>n</u> <u>p</u>
III a		461-SHV1	<u>580-600</u>	
III b			<u>650-700</u>	<u>n</u>
III c			<u>750-780</u>	
III d	invelit		300	
IV a		461-SHV1 plus un strat Superbas	<u>580-600</u>	<u>n</u> <u>p</u>
IV b			<u>650-700</u>	<u>n</u> <u>p</u>
IV c			<u>750-780</u>	<u>n</u> <u>p</u>
IV d			300	<u>n</u>
V	Sudare automată sub strat de flux.	Sîrmă B10Mn1 Flux UV420TT	-	<u>n</u>
IV		Sîrmă B10Mn11	-	<u>n</u>

4.8.3.2. Probele ce se supun încercării

Numărul probelor supuse încercării este de 3-6 bucăți, forma și dimensiunile sînt prezentate în fig.87 și tabelul 31.

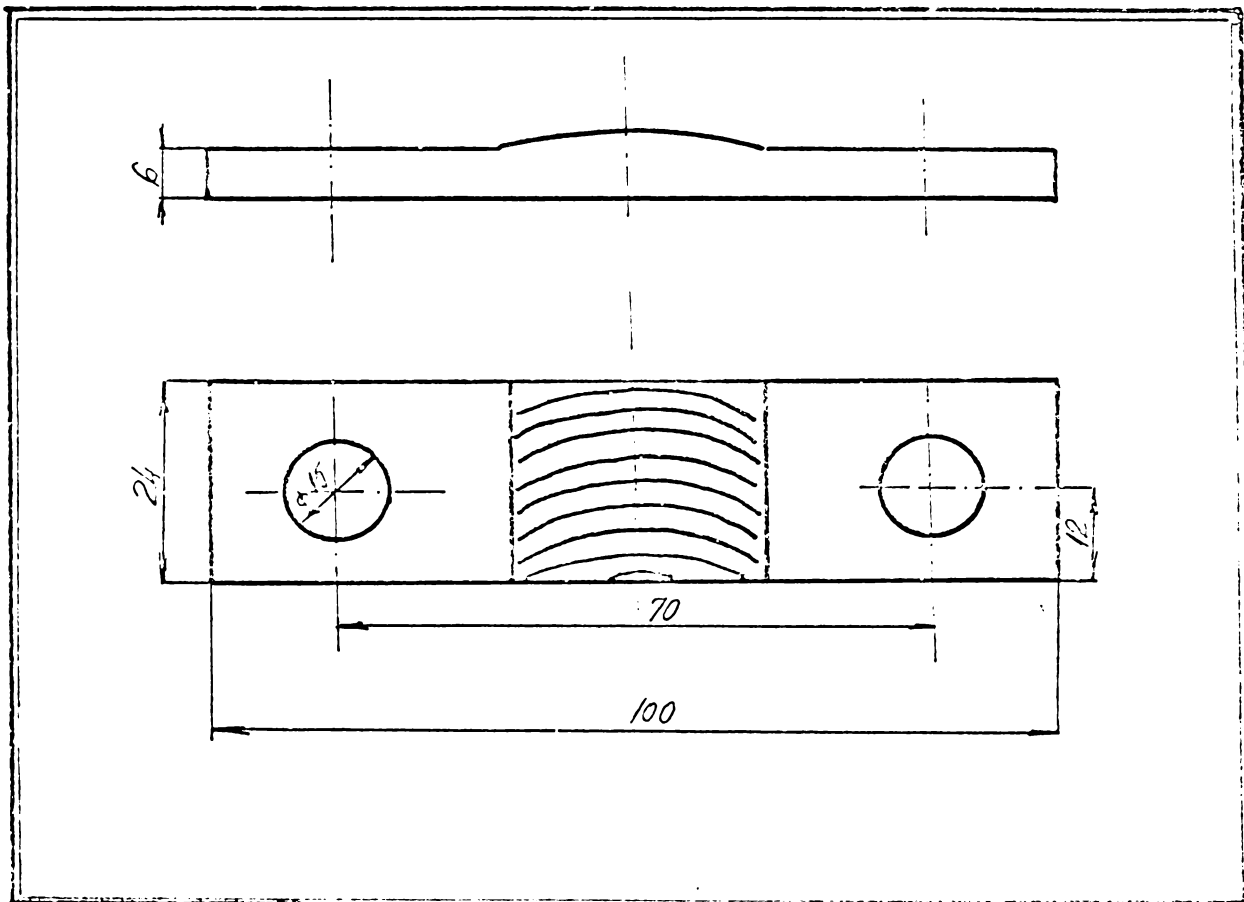


Fig.87. Epruveta pentru încercarea la coroziune fisurantă sub tensiune prin metoda cu deformare constantă.

Dimensiunile probelor pentru verificarea sensibilității la coroziunea fisurantă sub tensiune.

Tabelul nr. 31

Gros. probei.	Lungime L	Lățime b	Diam. gaură d	Distanța între găuri t
mm				
3	50	13	7,5	35
6	100	24	15	70

Prelucrarea probelor s-a făcut dintr-o singură parte și anume partea amplasată în zona de compresiune. În cazul îmbinărilor sudate, cusătura trebuie amplasată la mijloc chiar peste dorn, în așa fel ca rădăcina să se afle în zona de compresiune.

4.8.3.3. Tensionarea probelor.

Se realizează cu un dispozitiv de tensionare care constă în principiu dintr-o placă de bază cu dorn cu raza "r" și șuruburi de tensionare. Probele se tensionează prin strângerea șuruburilor de tensionare, pînă ce distanța între probă și placa de bază este egală cu "a". Forma dispozitivului este indicată în fig.82b, iar dimensiunile în tabelul 32.

Dimensiunile caracteristice
medului de tensionare

Tabelul 32

Grosimea probei s	Rază dorn R	Distanța a
	mm	
3	6	1
6	12	2

4.8.3.4. Aparatura și mediul coroziv utilizate la încercări.

În fig.88 se ilustrează o instalație de fierbere sub reflux. Drept mediu coroziv s-a utilizat o soluție preparată din 60 părți gravimetrice acetat de calciu anhidru și 40 părți gravimetrice apă distilată (densitatea la 20°C oca. 1,6 g/cm³) cu temperatura de fierbere 118-121°C, temperatură menținută constant pe întreaga durată a încercărilor. Reglarea temperaturii de fierbere se face prin menținerea concentrației soluției de 60%. Pe lângă temperatură și concentrație s-a controlat și pH-ul. Aceasta a variat între 3,5 - 4, deci încercarea a avut loc în mediu acid. Durata de încercare pentru aceste oțeluri este de 200 ore, ceea ce înseamnă că probele care resistă (fără să apară fisuri) peste 200 ore sînt declarate rezistente la corosiunea fisurantă sub tensiune, pe cînd

cele care semnalează fisuri într-un timp mai scurt, sînt susceptibile la fenomenul de coreziune fisurantă sub tensiune.

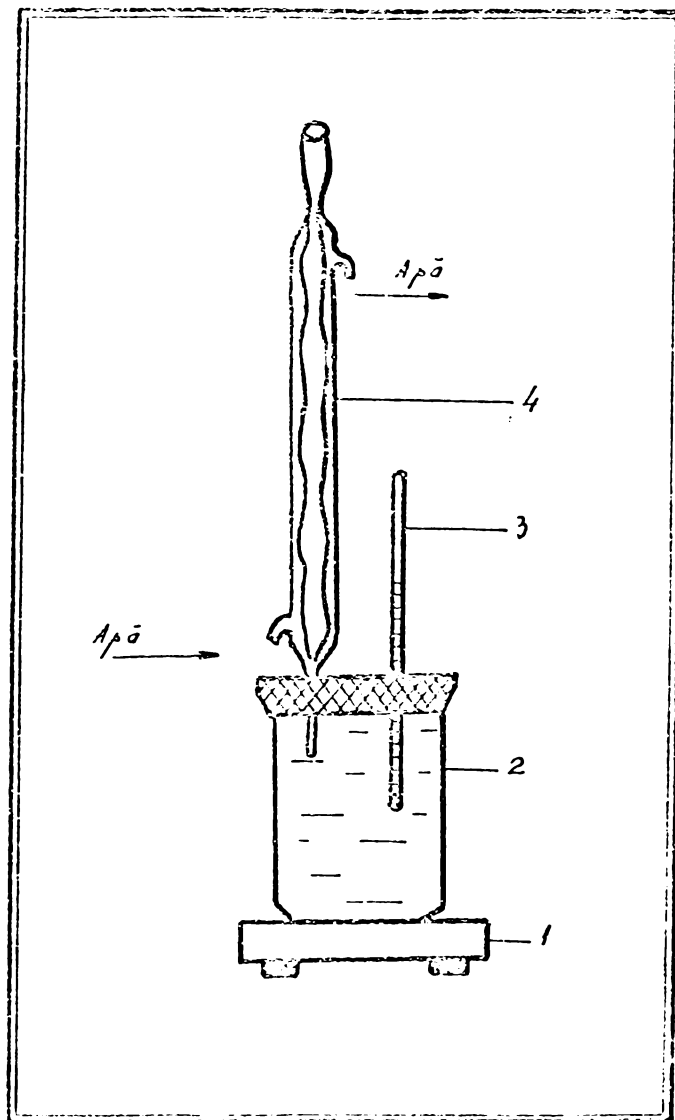


Fig.88. Instalație pentru fierbere sub reflux:

- 1 - sursă caldura;
- 2 - vas de sticlă cu mediul coroziv;
- 3 - termometru de control;
- 4 - refrigerent de reflux.

Controlul probelor, în vederea constatării apariției fisurilor, s-a efectuat periodic și anume, odată la 24 ore. Proba a fost scoasă din mediul coroziv, spălată cu apă distilată și examinată atent dacă au apărut fisuri.

Rezultă că încercarea constă în micșorarea timpului sau "duratei de viață" a unui material, respectiv îmbinarea sudată. Durata de viață fiind intervalul de timp (în ore sau minute)

măsurate din momentul imersării probelor tensionate în mediul coroziv la temperatura de fierbere a acestuia, pînă la apariția primelor fisuri.

În caz că s-a depășit durata de încercare și sînt nedumeriri în sensul că au apărut sau nu fisuri, controlul se poate efectua și la microscop, pe un șlif metalografic.

4.8.3.5. Interpretarea rezultatelor.

Timpul de fierbere sub reflux a probelor pînă la apariția fisurilor se numește "durata de viață a probelor" și este factorul care caracterizează această încercare. Conform normelor de încercare pentru oțelurile nealitate și slabaliate timpul de încercare este de 200 ore. Dacă în timpul încercării apar fisuri la 2 din 3 probe încercate, acestea se declară ca nefiind rezistente la coroziune fisurantă sub tensiune.

Deseori, în cursul încercărilor apar ciupituri (pitting) care însă nu trebuie confundate cu fisuri, apariția acestora nu înseamnă coroziune fisurantă. În caz că sînt neclarități, privind fisurile, se execută un șlif metalografic și proba este examinată la microscop.

În fig.89 sînt prezentate rezultatele unor încercări de coroziune fisurantă sub tensiune pe epruvete prelevate din plăci de control sudate în diferite variante tehnologice (tab 30).

Metalul de bază a fost încercat în stare de livrare, fără a prelucra suprafața efectiv analizată. Probele au demonstrat că metalul de bază în stare de livrare este rezistent la coroziune fisurantă sub tensiune.

Probele prelevate din îmbinarea sudată integral cu electrozi 461-SHV1, cu suprafața de încercare polizată și nepolizată, nu au prezentat fisuri după o perioadă mai lungă de 200 ore, ceea ce demonstrează că sînt rezistente la coroziune fisurantă sub tensiune.

Probele încercate din îmbinarea sudată cu electrozi 461-SHV1 și Superbas au avut o comportare puțin diferită de primele. Din setul de probe nepolizate pe suprafața de încercare, una din probe a prezentat fisuri după 196 ore încercare, ceea ce este foarte aproape de o comportare satisfăcătoare. Probele polizate la suprafață nu au prezentat fisuri după o perioadă de încercare mult mai mare de 200 ore.

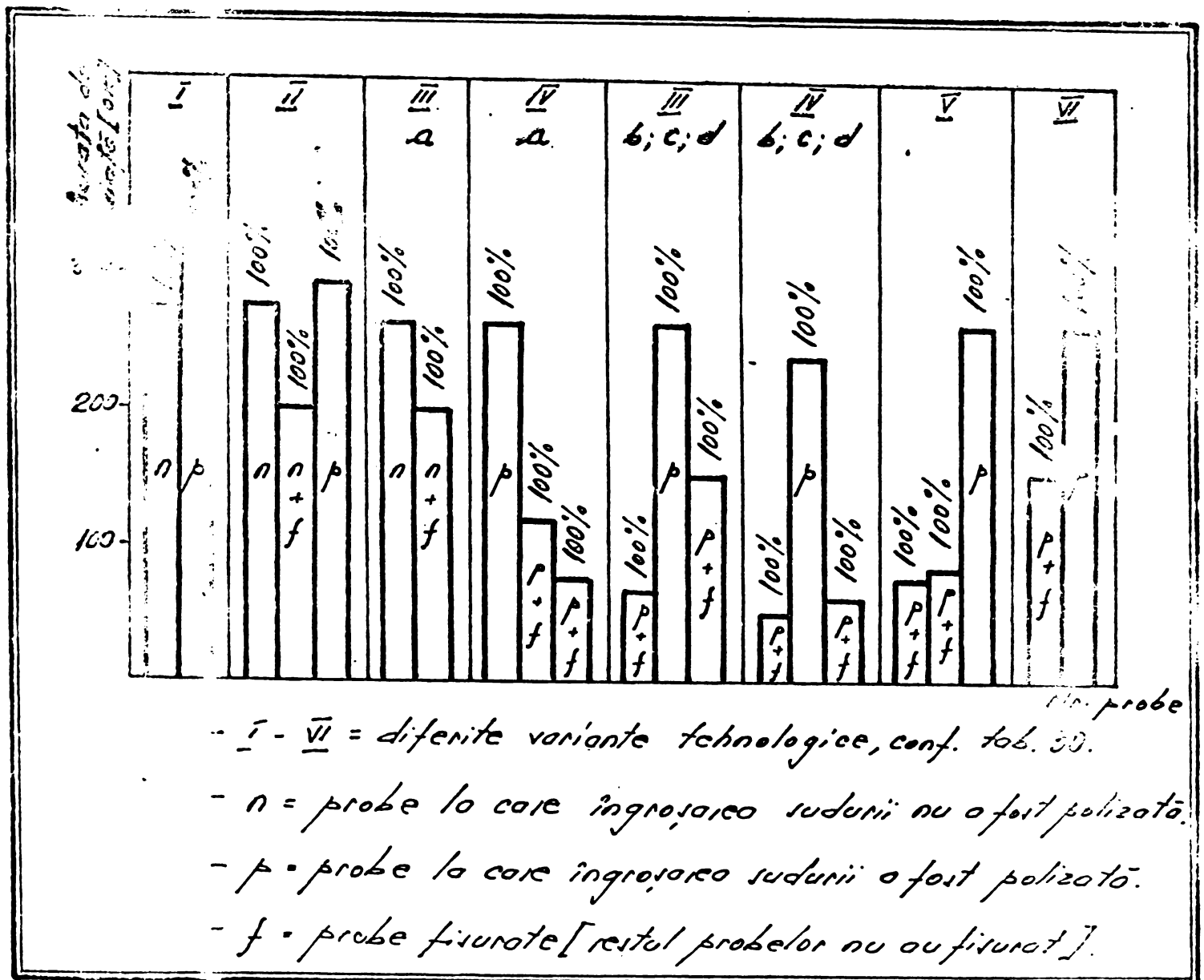


Fig. 89. Durata de viață a unor epruvete încercate după metoda cu deformății constante, pe probe sudate cu diferite variante tehnologice.-

Pentru a verifica influența tratamentului termic cîte un set din probele indicate mai sus au fost tratate termic la diferite temperaturi: 580-600°C; 650-700°C; 750-780°C; 300°C. Rezultate bune s-au obținut în urma încălzirii la 580-600°C. La temperatura de 650-700°C rezultatele sînt mai slabe, după care rezultatele se îmbunătățesc din nou.

Pentru verificarea comportării probelor sudate automat sub strat de flux, s-au prelevat epruvete din plăci sudate în două variante:

1. Sîrmă S10Mn1 și flux UV420TT.
2. Sîrmă S10Mn1N11 și flux UV420TT.

Epruvetele sudate cu sîrmă S10Mn1 prezintă o slabă rezistență la coroziune fisurantă sub tensiune.

Epruvetele sudate cu sîrmă S10Mn1N11 prezintă o rezistență mai bună la coroziune.

În ceea ce privește sudarea manuală nu se observă o diferență mare între cele două variante tehnologice, totuși tehnologia cu utilizare integrală a electrodului 461-SHV1 a dat rezultate mai bune. Probele sudate sub strat de flux au dat rezultate ceva mai slabe în comparație cu cele sudate manual..

Din punct de vedere al prelucrării suprafețelor nu se observă o influență favorabilă semnificativă în sensul diminuării fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Din punct de vedere al tratamentului termic nu rezultă o comportare superioară a probelor tratate față de cele netratate.

Pentru oțelurile analizate, se recomandă un tratament termic de detensionare după procesul de sudare. Domeniul de temperaturi optime este 580-600°C. Odată cu creșterea temperaturii de detensionare, rezistența la coroziune fisurantă sub tensiune scade. La depășirea punctului AC1 probele au dovedit din nou o rezistență bună la coroziune fisurantă. Totuși tratamente la temperaturi așa ridicate nu se aplică, deoarece scad restul proprietăților mecanice, sub valorile minime garantate.

Rezultatele obținute sînt destul de împăștiate și nu corespund totdeauna cu cunoștințele teoretice asupra modului de manifestare a fenomenului. Aceasta se datorește imperfecțiunii metodei de verificare, care este specifică unui material omogen și se pretează mai puțin pentru un material neomogen cum este îmbinarea sudată. La îndoire, un astfel de material cu limite de curgere diferite se îndoaie neuniform, de unde rezultă și tensiuni diferite. Metodele rapide utilizează drept mediu coroziv un solvent diferit de cel utilizat în exploatare, din care cauză nu poate scădea în

evidență efectivă negativă al unor elemente de aliere, în cazul nostru nichelul. Efortul este perpendicular pe axa cusăturii din care cauză și fisurile sînt paralele cu axa cusăturii. În realitate starea de tensiuni este uniformă în toate direcțiile din care cauză în cusăturile recipientului fisurile au un aspect diferit de cele apărute în probe.

Din probele efectuate s-a constatat că fisurile nu apar în același loc sau zonă a probei. S-a observat că fisurile sînt dispuse:

- cel mai des în zona influențată termic, fig.90a;
- în metalul cusăturii, fig.90b;
- mai rar, în zona învecinată cu cea influențată termic, fig.90c.

Frecvența fisurilor în diferite zone este reprezentată în fig.91.

Fisurile au un caracter intercristalin, fig.92.

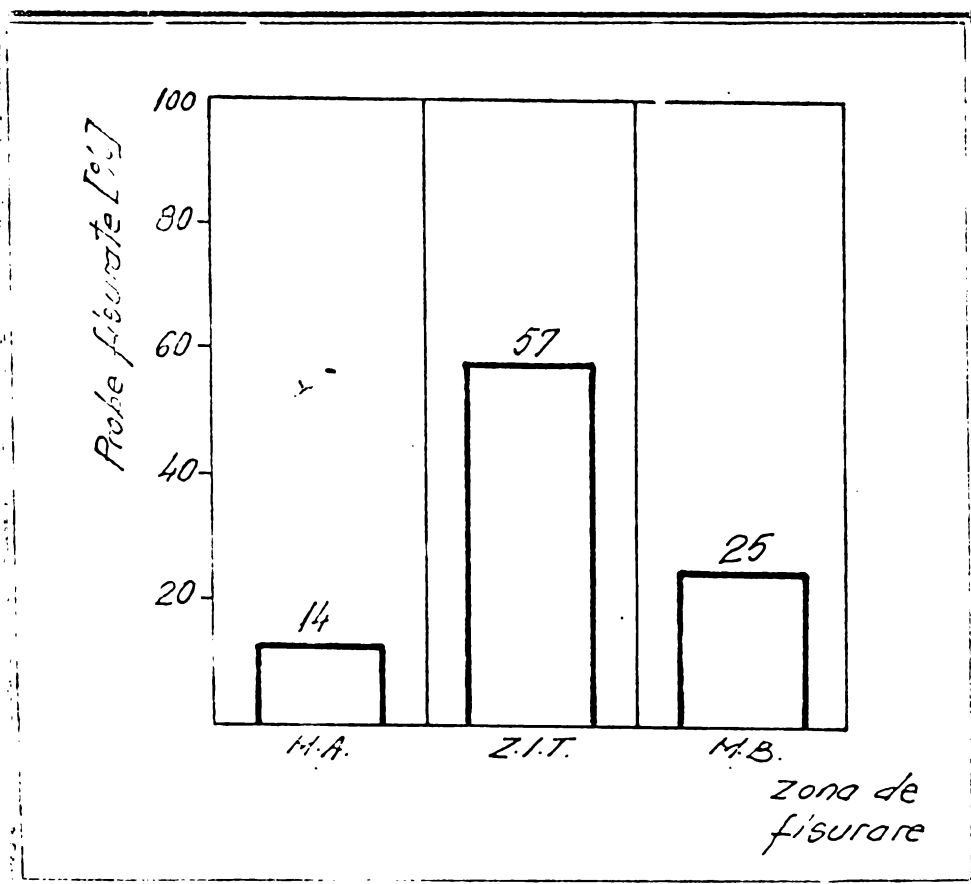
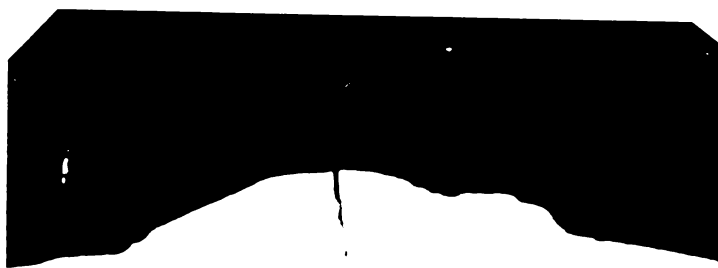
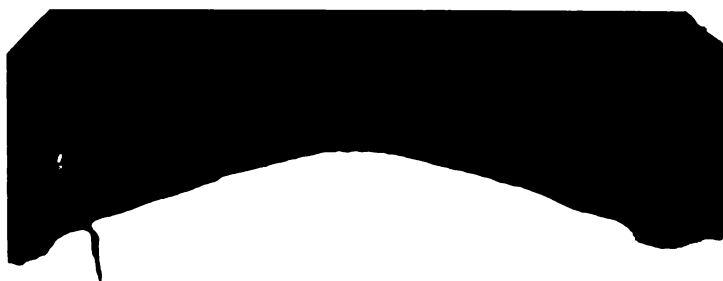


Fig.91. Frecvența fisurilor în diferitele zone ale unei îmbinări sudate.



a

b

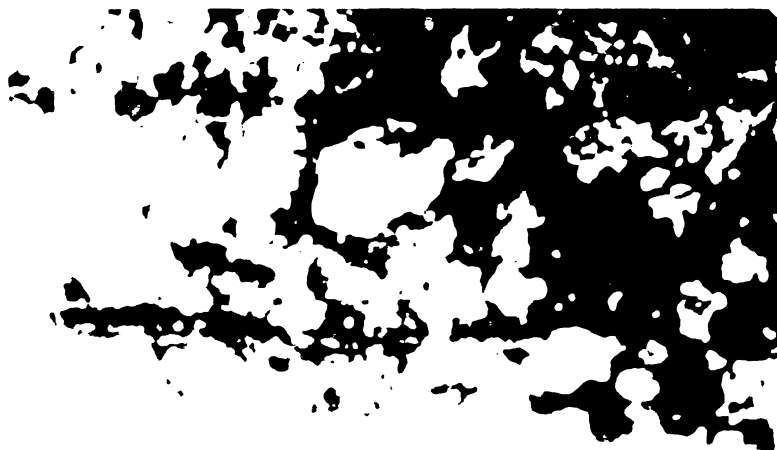


c

Atac: Nital 10%, 2x

Atac: Nital 10%, 2x

Atac: Nital 10%, 2x



Atac: Nital 2%, 500x

4.8.4. Verificarea sensibilității la coroziune fisurantă sub tensiune după metoda cu aplicarea unei sarcini constante.

4.8.4.1. Modul de efectuare a probei.

Epruvetele au fost prelevate din plăci de control din table R52-7a/S1, sudate cu electrozi cu conținut de nichel, 461-SHV1. Plăcile de control cu grosimea de 30 mm și cu rostul în "X" au avut axa cusăturii dispusă transversal pe fibrajul tablei. Axa epruvetelor prelevate era dispusă perpendicular pe axa cusăturii.

Verificarea s-a făcut pe epruvete cu secțiune rotundă, supuse la tracțiune la diferite eforturi de încărcare, scufundate într-un electrolit, format din 0,5 % acid acetic, 5% clorură de sodiu în apă distilată și în care s-a barbotat H_2S . Concentrația de H_2S utilizată a corespuns concentrațiilor recomandate de literatură (2-4 g H_2S /L). Pentru a scoate în evidență influența H_2S asupra apariției fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, o serie de epruvete au fost verificate în electrolit prin care nu s-a barbotat H_2S .

4.8.4.2. Rezultatele încercării.

Probele verificate în electrolit fără conținut de H_2S nu s-au rupt nici după 500 ore, în timp ce probele verificate în electrolit prin care s-a barbotat H_2S s-au rupt după perioade de timp mult mai scurte. Se observă o creștere a duratei de viață la epruvetele prelevate din plăci de control sudate cu preîncălzire.

Rezultatele obținute sînt indicate în tabelul 33 și fig.93.

Influența operației de sudare asupra
sensibilității la coroziune fisurantă
sub tensiune.

Tabla din șarjă turnată continuu
Electrozi: SHV1 (cu conținut de Ni)

Tabelul nr. 33

Sudare fără preîncălzire			Sudare cu preîncălzire la 100°C		
Sarcina la care se face proba	Timpul pînă la rupere h	Locul ruperii	Sarcina la care se face proba	Timpul pînă la rupere h	Locul ruperii
	25,5	M.B.		120	
	102	(material bun)		178	M.B.
	34,5			240	
80% Rc (Limita de curge- re "Rc" a fost stabi- lită în urma probelor la valo- rea de 400 N/mm ²)	696	rămasă întreagă	80% Rc	220	
	100	M.B.		668	
	696	rămasă întreagă		668	rămase întregi
	104,5			668	
	48	M.B.		668	
	48			226	
	696	rămasă întreagă		70	M.B.

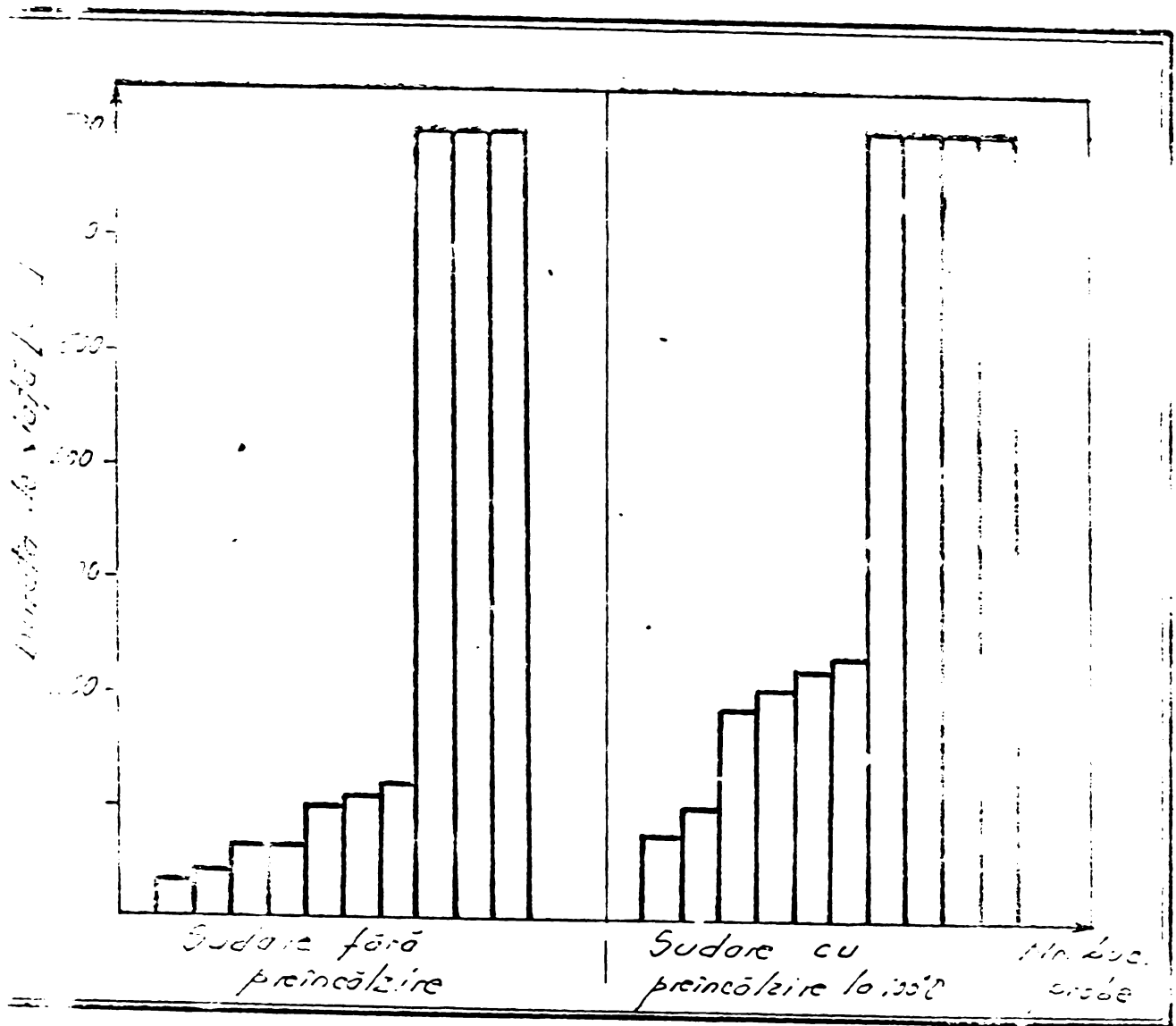


Fig.93. Durata de viață a unor epruvete încercate în electrolit prin care s-a barbatat H_2S .

4.9. Măsuri pentru diminuarea fenomenului de coroziune fiurantă sub tensiune.

Metodele de protecție se pot clasifica în 4 grupe principale:

1. Metode bazate pe reducerea tensiunilor remanente;
2. Metode bazate pe refacerea structurii metalografice deteriorate în procesul de fabricație;
3. Metode bazate pe micșorarea intensității coroziunii;
4. Metode bazate pe schimbarea compoziției materialului.

4.9.1. Metode bazate pe reducerea tensiunilor remanente.

Reducerea tensiunilor remanente se realizează prin: tratamente termice, prin introducerea tensiunilor superficiale de compresiune, prin adoptarea unor soluții constructive optime și prin alegerea unei tehnologii de asamblare și sudare corecte.

4.9.1.1. Reducerea tensiunilor remanente prin tratamente termice.

Cauzele apariției tensiunilor în structura metalică sînt diverse, putînd fi rezultatul unor procese de fabricație: laminare, deformare la rece, tratamente termice, etc.

Eliminarea tensiunilor remanente prin intermediul tratamentelor termice de detensionare, este metoda cea mai indicată de combatere a coroziunii fisurante sub tensiune, mai ales în cazul structurilor sudate mari. Pentru grupa de oțeluri analizată, domeniul de temperatură optimă este $580-600^{\circ}\text{C}$ ($853-873^{\circ}\text{K}$). Dacă structura metalografică a fost deteriorată în procesul de fabricație, acest tratament termic are și un efect de revenire, contribuind la obținerea unei structuri cu constituenți mai puțin fragili, și mai puțin sensibili la coroziune fisurantă sub tensiune. După un astfel de tratament termic, tensiunea limită caracteristică pentru rezistența la coroziune fisurantă se situează, în general, peste limita de curgere.

4.9.1.2. Introducerea tensiunilor superficiale de compresiune.

Metoda constă în detensionarea prin lovire, ciocănire, marte-lare sau sablare cu alică, care crează eforturi de compresiune superficială. O astfel de suprafață, cu eforturi de compresiune, are o rezistență mai mare la coroziune fisurantă sub tensiune, protejînd astfel întreaga îmbinare.

4.9.2. Metode bazate pe micșorarea intensității coroziunii.

Aceste metode sînd să diminueze intensitatea mediului coroziv prin: folosirea acoperirilor protectoare, folosirea de inhibitori, protecție electrochimică, etc.

Uneori, este posibil să se modifice mediul de reacție și să prevină astfel corozione² fisurantă sub tensiune. In acest sens se poate schimba pH-ul mediului (preferabil în domeniul bazic pH = 8-9); se caută să se mențină la o valoare cît mai redusă conținutul unor componente sau impurități (de ex. max. 0,002 % H₂S). In prezența H₂S trebuie îndepărtată orice urmă de apă care favorizează declanșarea coroziei fisurante sub tensiune. In cazul amoniacului se recomandă adăugarea unei cantități de apă (circa 0,2%) care are un rol inhibitor.

4.9.3. Metode bazate pe schimbarea compoziției aliajului.

Aceste metode se bazează, fie pe alegerea materialului corespunșator, fie impunînd folosirea unor elemente de aliere care să mărească rezistența aliajului la corozione fisurantă sub tensiune.

In general, oțelurile nealiâte, cu rezistența de rupere scăzută au o rezistență mai mare la corozione fisurantă sub tensiune.

5. Considerații asupra tehnologiei de sudare.

5.1. Analiza principalelor măsuri tehnologice aplicate la sudarea recipientelor sferice.

Din analiza efectuată, se observă că, susceptibilitatea structurilor sudate la ruperi fragile și susceptibilitatea la coroziunea fisurantă sub tensiune sînt influențate de cauze comune. In concluzie, măsurile tehnologice care se aplică pentru reducerea susceptibilității la rupere fragilă au o influență hotărîtoare și asupra reducerii susceptibilității la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

Măsurile tehnologice propuse, sînt următoarele:

- utilizarea unor materiale de bază cu susceptibilitate cît mai redusă la ruperea fragilă și la coroziunea fisurantă sub tensiune, fără defecte interne și de suprafață și cu incluziuni nemetalice cît mai reduse;
- utilizarea unor materiale de adaos care să depună un metal cu rezistența de rupere la tracțiune cît mai apropiată de a metalului de bază;
- utilizarea unui regim termic care să permită evitarea formării unor structuri fragile cu duritate mare;
- menținerea pentru un timp cît mai scurt a metalului cusăturii la temperaturi ridicate, pentru a împiedica formarea unei granulații grosolane;
- utilizarea unei ordini de depunere a straturilor și a rîndurilor de sudură, în așa fel, încît, să asigure un tratament termic al straturilor inferioare și obținerea unei structuri cu granulație fină;
- evitarea defectelor de sudură și aplicarea unor metode de control care să permită depistarea acestora;
- evitarea încreștărilor în cusătură și în zona de influență termică;
- utilizarea unei ordini de sudare care să asigure realizarea unei structuri cu tensiuni cît mai reduse.

Întreprinderea 23 August a fost una dintre primele care a utilizat oțeluri cu granulație fină pentru execuția structurilor sudate și anume pentru execuția recipientelor sferice. Tehnologia de sudare a fost pusă la punct în colaborare cu ISM Timișoara și TRUCB.

Experiența acumulată cu această ocazie, a servit și la întocmirea tehnologiei de sudare pentru suprastructura metalică a podului rutier peste Dunăre, Giurgeni -Vadu Oii. Concluziile obținute, au contribuit la îmbunătățirea calității oțelului PD, elaborat special de Combinatul Siderurgic Galați pentru construcția podului peste Dunăre, precum și la asimilarea în țară a unui oțel de tipul F5TE36, pentru execuția recipientelor sferice.

Pentru elaborarea tehnologiei de montaj și sudare a recipientelor sferice s-au avut, în principal, în vedere două probleme:

- asigurarea, în metalul cusăturii, a unei compoziții chimice și a unei structuri metalografice capabile să permită obținerea unor valori corespunzătoare a reziliențelor, Charpy V, pentru cea mai scăzută temperatură pe care o poate atinge recipientul în exploatare și o rezistență suficientă la coroziune fisurantă sub tensiune.

- obținerea unei structuri sudate cu tensiuni remanente, introduse în procesul de sudare, minime, pentru a reduce un factor important care favorizează ruperile fragile și apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Tehnologia de sudare a fost stabilită pentru două procedee de sudare:

- sudarea manuală cu electrozi înveliți;
- sudarea autpmată sub strat de flux.

Pentru încercările de laborator s-a mai utilizat și procedeul de sudare în mediu protector de bioxid de carbon, cu sîrmă plină.

5.2. Realizarea segmentilor în întreprinderea "23 August".

În funcție de dimensiunile segmentilor au fost practicate două variante de execuție: În prima variantă segmentii erau executați prin ambutisare la cald, iar dimensiunile lor (circa 3000 x x 1300) erau dictate de deschiderea preseii. În varianta a doua, segmentii se execută prin roluire la rece, pe un valț cu role profilate, fig.94. În această variantă dimensiunile segmentilor (circa 1100 x 2200 mm) depind de dimensiunile tablelor care se produc.

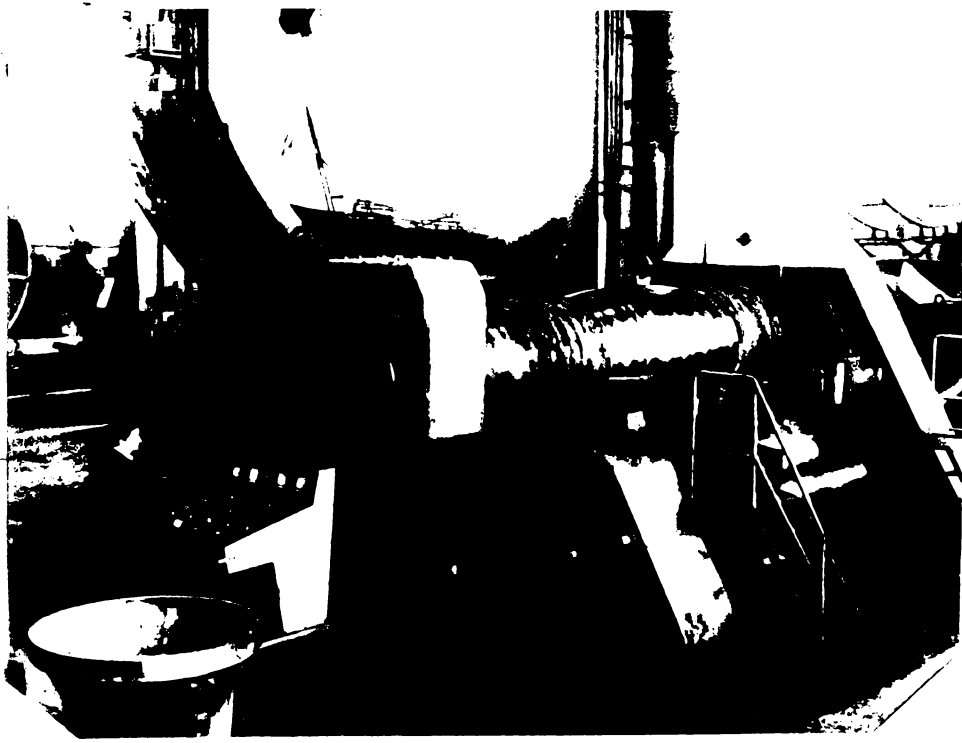


Fig.94. Valtă cu role profilate pentru
roluirea segmentelor.

În prima variantă, prelucrarea muchiilor se face prin tăierea cu oxigen, pe tabla plană, neambutizată. Pentru tăiere era utilizat un semiautomat, care se deplasa pe o cale de rulare îndoită după forma conturului segmentului. În timpul ambutizării segmentii sufereau deformații necontrolate, care impuneau o reajustare a conturului. Datorită dimensiunilor mici ale segmentelor, ei se asamblau și sudau, în întreprindere, în grupe de câte doi sau trei. Îmbinarea se realiza prin sudare cu arc cu electrod învelit sau prin sudare cu arc acoperit (sub flux). Sudarea se făcea pe un dispozitiv care bascula, cu o viteză egală cu viteza de sudare și în sens invers direcției de mișcare a automatului, care se deplasa direct pe piesă, pe o cale de rulare.

Înainte de livrare segmentii erau verificați printr-un pre-montaj, pe zone, pe un dispozitiv special, fig.95. Toate nepotri-
virile conturului erau ajustate prin dălțuire cu ciocanul pneumatic

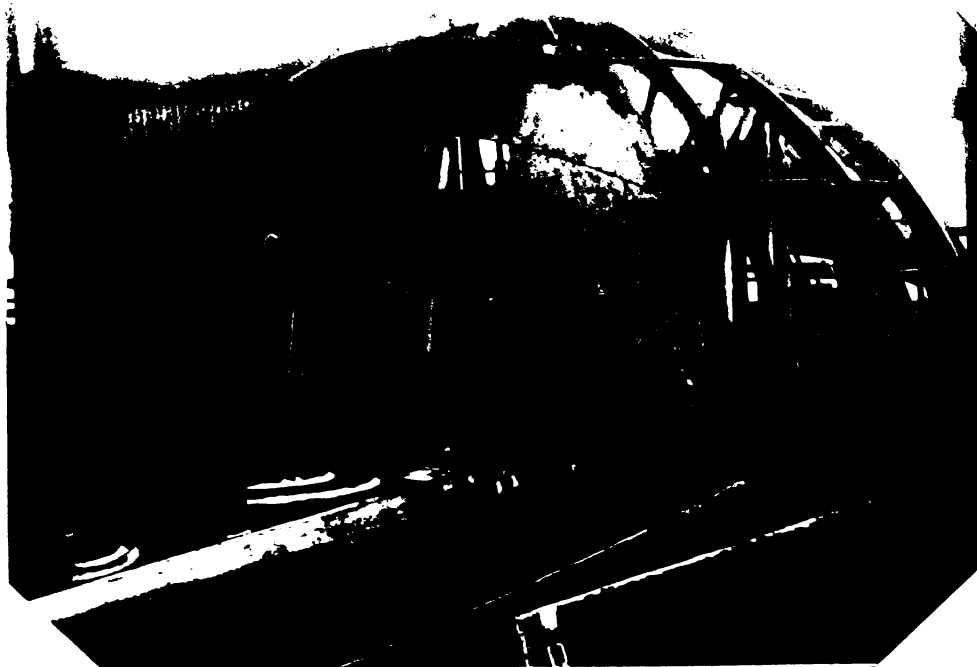


Fig.95. Dispozitiv de premontaj.

În varianta a doua, sfera este astfel concepută încît laturile mari ale segmentelor reprezintă intersecția sferei cu plane meridiane. Fiecare latură reprezintă o linie curbă, situată într-un plan care trece prin centrul sferei.

Pentru debitare, segmentul este așezat într-un dispozitiv în așa fel încît planul meridian este rotit pînă în poziția orizontală. Acest lucru permite deplasarea semiautomatului pentru debitare pe o cale de rulare așezată pe un plan orizontal. Tăierea se realizează orizontal în plan vertical. Segmentii debitați în acest mod aveau abateri care depășeau limitele admisibile, din care cauză premontajul era absolut necesar. Ulterior a fost realizat un dispozitiv, de fapt un segment rigidizat care servește pentru trasarea conturului segmentului. Debitarea cu oxigen se realizează cu un semiautomat care se deplasează direct pe piesă, fig. 96. Deplasarea se face pe o cale de rulare cu cremalieră, care se prinde pe segment cu ajutorul unor magneti. Calea de rulare este astfel îndoită, încît urmărește conturul trasat. Conturul realizat în acest mod se abate foarte puțin de la cotele prevăzute în desene ceea ce a permis renunțarea la operația grea de premontaj.



Fig.96 Debitarea segmentilor.

5.3. Ordinea de montaj și sudare

Tehnologia de asamblare și sudare pe șantier a avut în vedere asamblarea zonelor într-o asemenea ordine încât să se permită o contracție liberă a sferei, urmărindu-se reducerea deforțurilor și a tensiunilor remanente.

La primele recipiente sferice, segmentii care compuneau o zonă erau asamblați între ei rigid, prin sudură provizorie.

Zonele erau legate între ele prin dispozitive flexibile, care permiteau contracția zonelor respective atunci când se executau sudurile meridiane, care leagă segmentii unei zone între ei. Sudurile ecuatoriale, care leagă zonele între ele se execută ulterior. In fig.97. este reprezentată schematic ordinea de asamblare și sudare.

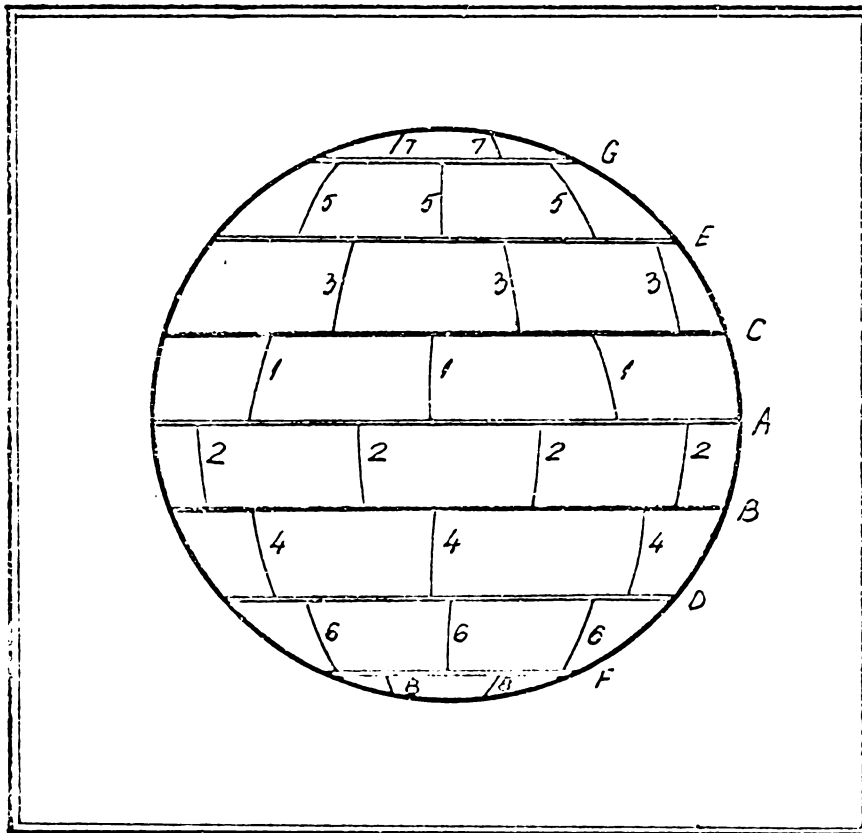


Fig.97. Ordinea de asamblare și sudare a unui recipient sferic format din 168 de segmenti:

- 1, 2 marcarea segmentilor;
- A, B marcarea zonelor.

Recipientele sferice din 34 de segmenti se assemblează și sudează în mai multe faze. În prima fază se assemblează și apoi se sudează segmentii dispuși vertical, fig.98. La capetele îmbinărilor segmentilor se lasă câte o zonă de circa 500 mm nesudată, care permite o asamblare ulterioară mai ușoară cu cele două calote, superioară și respectiv inferioară. Sudurile se execută cu un număr par de sudori dispuși la îmbinări diametral opuse. Ordinea de așezare a straturilor în rest și ordinea de sudare în lungul îmbinării s-au arătat în paragrafele anterioare.

Prin proiect partea mare a rostului a fost amplasată spre interior. Dacă partea mare a rostului este dispusă spre exterior, deformațiile unghiulare deformează îmbinarea spre interior, fig. 99a.

▼ // ,

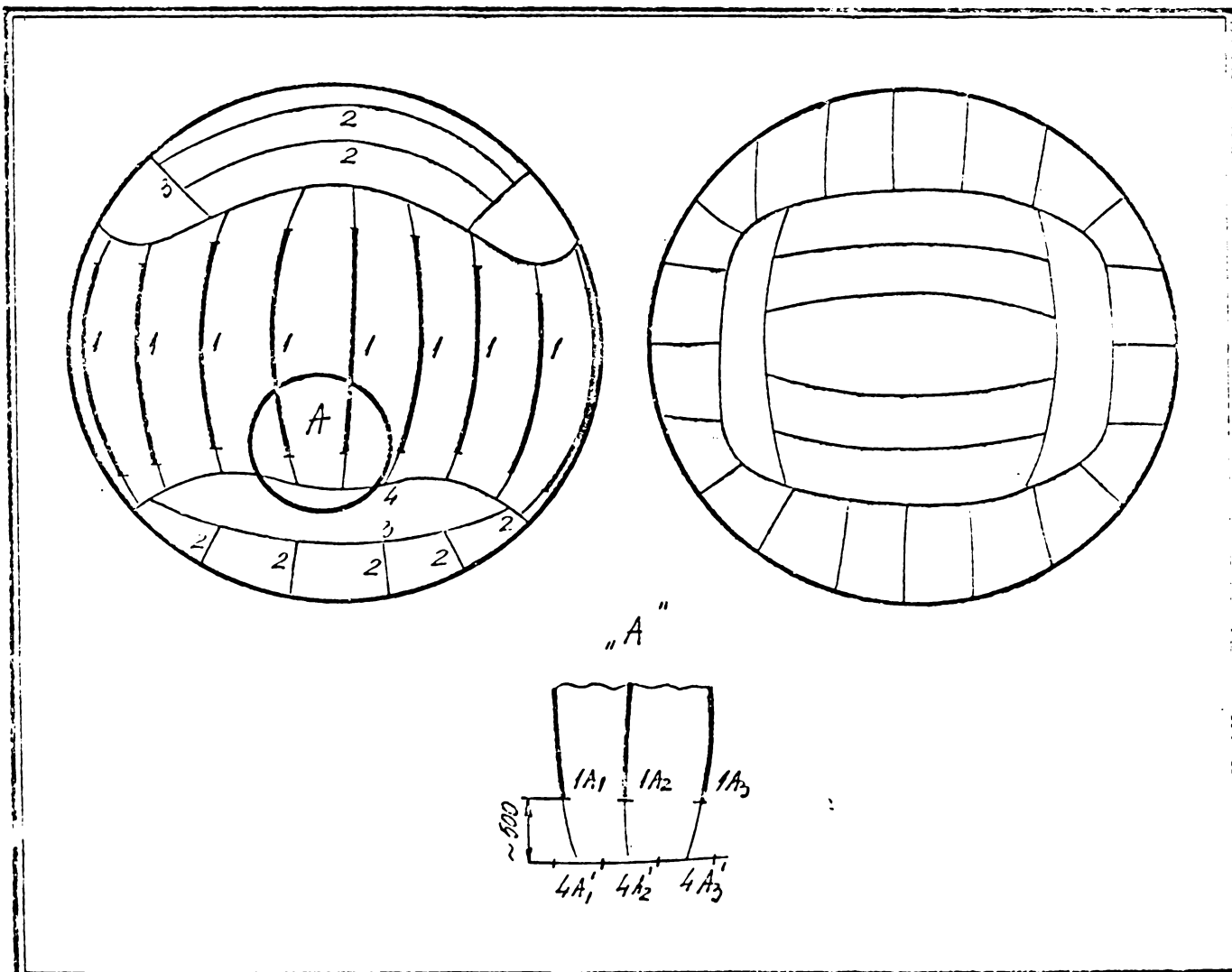


Fig. 98. Ordinea de asamblare și sudare a unui recipient sferic format din 34 de segmenti.

În aceeași direcție deformează ansamblul și contracția longitudinală (fig.99b). Dacă partea mare a rostului este îndreptată spre interior, deformările unghiulare deformează cusătura spre exterior (fig.99c). Contracția longitudinală deformează cusătura spre interior (fig.99d). În final, deformarea cusăturii este mai mică atunci când partea mai mare a rostului este dispusă spre interior. Amplasarea părții mai mari a rostului spre interior este avantajoasă și pentru faptul că operația de scobire a rădăcinii cusăturii se face la exterior, ceea ce crează condiții mai bune de lucru sudorilor.

. // ,

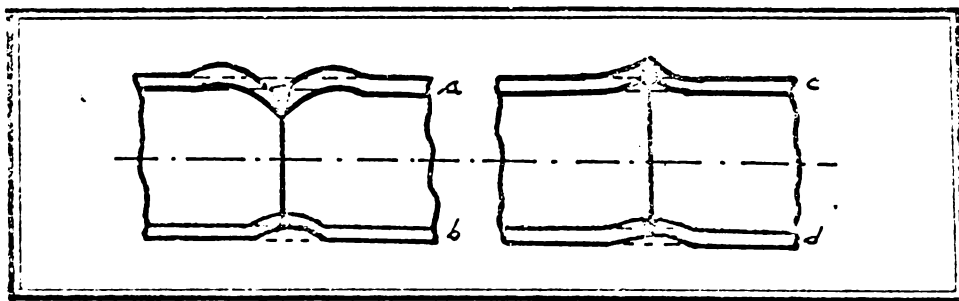
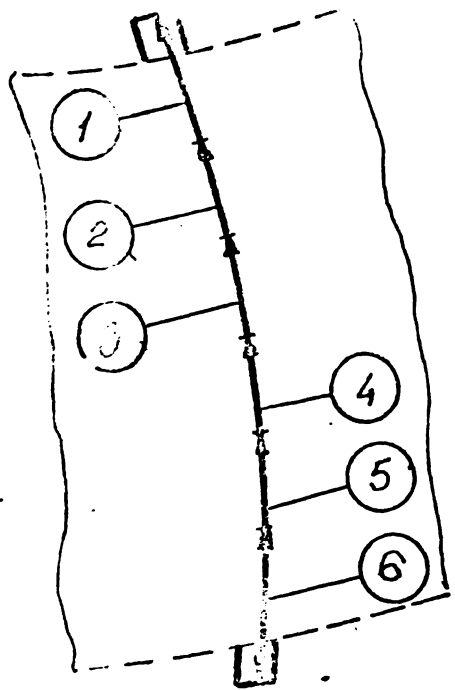


Fig.99. Deformații care apar la sudarea unor cusături circulare.

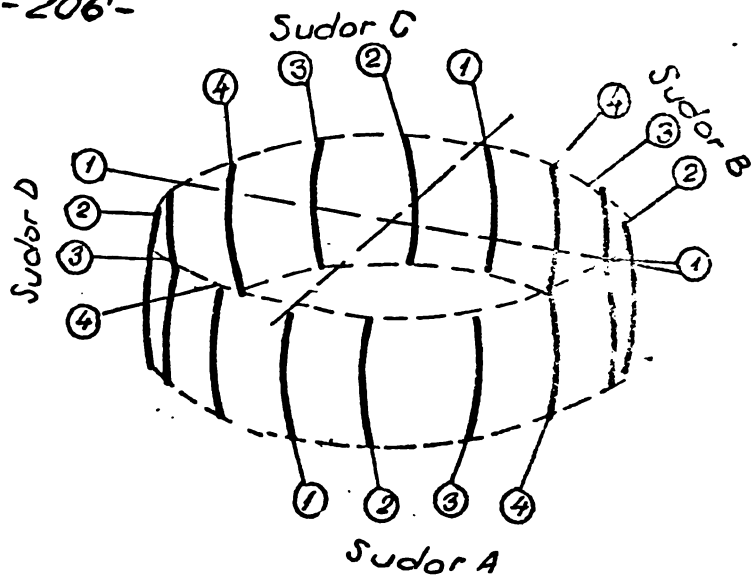
De asemenea, în aceste condiții, ultimul strat de sudură dispus spre interior, adică stratul care vine în contact permanent cu mediul tehnologic, este încălzit de căldura dezvoltată de depunerea straturilor în partea exterioară a rostului. În acest mod se poate conta pe un tratament termic al stratului care vine în contact cu mediul tehnologic, ceea ce reduce susceptibilitatea la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

În faza a II-a se assemblează și apoi se sudează segmentii care formează calotele superioară și inferioară. În această perioadă segmentii calotelor se solidarizează de partea deja sudată a sferei cu dispozitive flexibile, care permit o contracție liberă.

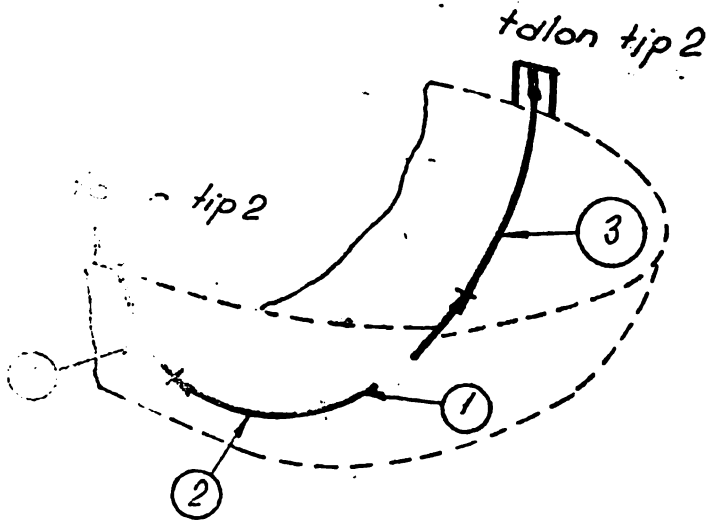
În faza a III-a calotele complet sudate se assemblează rigid prin puncte provizorii de sudură cu restul sferei. Sudarea se realizează prin alternarea executării cusăturii în plan ecuatorial, între două îmbinări în plan meridian, cu executarea sudurii la porțiunea de 500 mm rămasă nesudată la îmbinarea în plan meridian. Se continuă cu sudarea cusăturii în plan ecuatorial până la următoarea îmbinare în plan meridian după care se completează din nou zona de 500 mm rămasă nesudată. În același mod se continuă până la terminarea cusăturii care solidarizează calotele cu partea centrală a sferei. La cusătura din plan ecuatorial se execută câte 3 straturi în cascadă în timp ce porțiunile din îmbinările în plan meridian rămase necompletate se sudează complet. Ordinea de sudare pentru fiecare cusătură este ilustrată în fig.100.



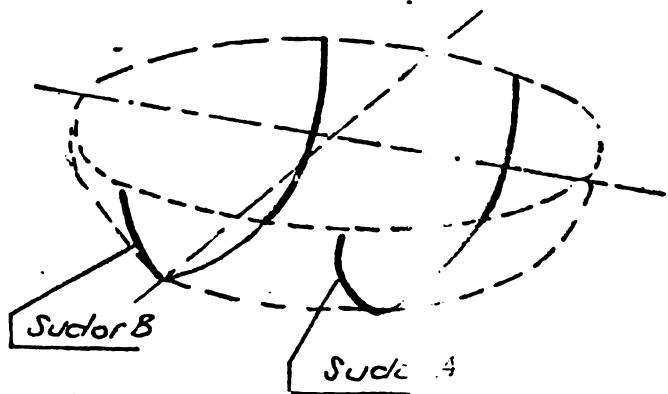
Ordinea de sudare a doi segmenti alăturați



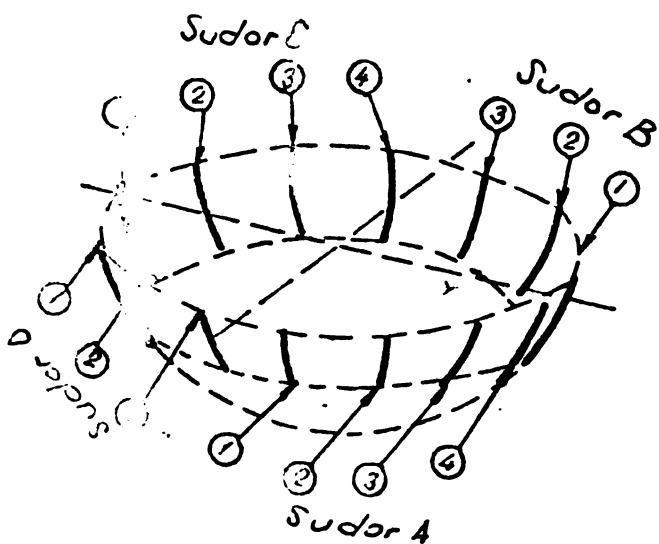
Ordinea de sudare a segmentelor unei zone ecuatoriale



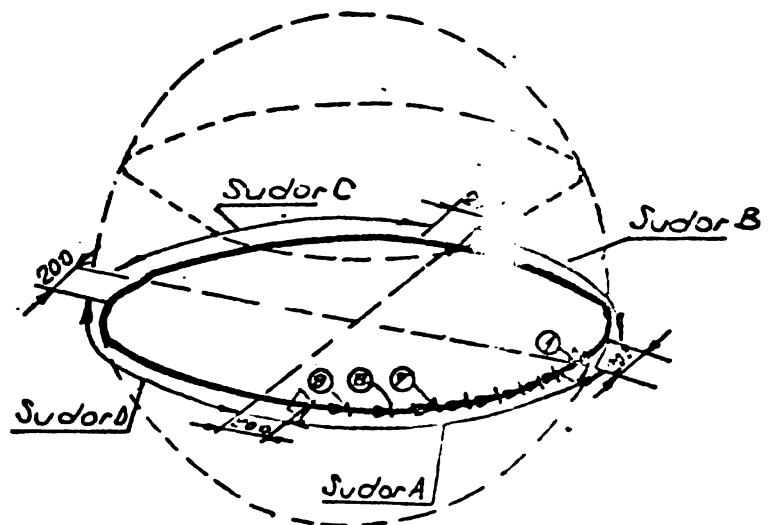
Ordinea de sudare a doi segmenti care intră în compunerea unei calote



Ordinea de sudare a unei calote.



Ordinea de sudare a segmentelor unei zone ecuatoriale.



Ordinea de sudare a unei caloturi ecuatoriale care leagă două zone.

Fig 100

5.4. Controlul îmbinărilor sudate.

Prin controlul îmbinărilor sudate se urmărește introducerea în exploatare a unor recipiente sferice fără defecte care ar periclita buna funcționare a produsului. Se urmărește, în special, depistarea defectelor care ar putea provoca fragilizarea sau apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Exigența controlului este dictată și de gradul de pericolositate pe care-l poate prezenta o eventuală avarie a unui recipient sferic, având în vedere amplasamentul lor în rafinării sau combinate chimice.

Controlul se face în trei faze:

- înainte de începerea operației de sudare;
- în timpul operației de sudare;
- după sudare.

Calitatea materialelor introduse în fabricație se certifică prin buletinele de calitate emise de producătorii respectivi. Având în vedere influența incluziunilor nemetalice și a defectelor, s-au comandat table cu control ultrasonic, încadrate în clasa S1, conform instrucțiunilor I.S.C.I.R. 36.

Datorită faptului că marginile tablelor se înlătură odată cu decuparea segmentului, nu s-a cerut efectuarea controlului pe conturul tablei. Acest control se efectuează după debitarea segmentului pe întregul său contur, printr-o palpăre continuă. În urma acestui control tabla trebuie să se încadreze în clasa M1 conform instrucțiunilor I.S.C.I.R. 36. În urma controlului efectuat la furnizorul de tablă completat cu cel efectuat în întreprinderea 23 August, tabla se încadrează în clasa M1S1.

Ulterior, la cererea furnizorului de tablă, s-a redus pretenția controlului pe suprafața tablei, acceptându-se clasa S2. În această situație tabla se încadrează în clasa S2M1.

Muchiile restului se controlează cu lichid penetrant, pentru a depista eventualele defecte care se evidențiază după tăierea cu oxigen.

Înainte de asamblare, se efectuează un control al geometriei segmentilor.

În timpul sudării se efectuează un control vizual după fiecare strat și respectiv rând de sudură. Inițial s-a prevăzut un control cu lichide penetrante după fiecare strat de sudură. S-a observat că în condițiile în care metalul se află la temperaturi ridicate, controlul este inefficient. În același timp, răcirea produsă la

stropirea cu lichidul penetrant poate fi dăunătoare calității îmbinării. Din aceste motive, s-a renunțat la acest control. După sudare se efectuează un control vizual, neacceptându-se nici un fel de defect de suprafață. Se acordă o atenție deosebită încrăstăturilor.

Suprafețele cusăturilor care vin în contact cu mediul tehnologic se controlează cu pulberi magnetice, iar suprafețele opuse cu lichid penetrant. De asemenea, controlul cu pulberi metalice se utilizează pentru toate îmbinările racordurilor cu corpul recipientului.

Calitatea se apreciază conform normei întreprinderii 23 August R.S.01.00/75. Nu se admit fisuri.

Pentru depistarea defectelor interioare ale îmbinărilor cap la cap, se utilizează controlul cu radiații penetrante în proporție de 100%. Aprecierea calității se face conform instrucțiunilor L.S.C.I.R. E 20.

După proba hidraulică se mai face o verificare a îmbinărilor cap la cap prin metoda de control ultrasonic. Examinarea se face conform instrucțiunilor L.S.C.I.R. CR 40-70 și STAS 9552-73 cu precizarea clasei I-a de calitate.

Pentru recipientele sau pentru segmentii care se tratează termic, controlul cu radiații penetrate și controlul ultrasonic se efectuează înaintea operației de tratament termic.

Pentru recipientele tratate termic, controlul ultrasonic se repetă după operația de tratament.

Proprietățile mecanice se apreciază cu ajutorul epruvetelor prelevate din plăcile de control sudate odată cu recipientul, pentru fiecare sudor și pentru toate pozițiile de sudare caracteristice.

Pentru prevenirea eventualelor avarii, s-a prevăzut un control periodic. Controlul constă în verificarea suprafețelor cordoanelor de sudură care vin în contact cu mediul tehnologic.

Periodicitatea variază în funcție de periculozitatea produsului depozitat și de capacitatea sa de a provoca coroziunea fisurată sub tensiune.

Defectele depistate la controlul periodic se remediază. Dacă adâncimea defectului se încadrează în limitele unor toleranțe admise de proiectant se procedează numai la îndepărtarea lor prin polizare. Cavitățile vor avea muchiile rotunjite. Dacă adâncimea defectului depășește aceste limite, remedierea se face prin sudare. Se impune condiția ca lungimea unui canal să nu fie mai scurtă de 60 mm. Zona din jurul defectului se preîncălzește la 200°C. După sudare se controlează cu pulberi magnetice și cu radiații penetrante.

6. Aspecte economice.

Aspectele economice favorabile s-au concretizat prin următorii factori:

6.1. Modificarea geometriei segmentilor a permis reducerea lungimii cordoanelor de sudură, la un recipient de 1000 m.c., de la circa 600 m.l. la circa 340 m.l., ceea ce înseamnă economii de:

- 4000 kg. electrozi din import;
- 1000 buc. electrozi negrafițați, arămiți pentru crăițuire;
- 2000 ore om la operația de sudare și crăițuire.

6.2. Tehnologia îmbunătățită pentru pregătirea segmentilor a permis să se renunțe la operația de premontaj, ceea ce pentru un recipient de 1000 m.c., înseamnă o reducere a perioadei de execuție cu circa 3000 ore om.

Renunțarea la această operație a eliminat necesitatea proiectării și confecționării unor dispozitive de premontaj, pentru recipientele de 1800 și 3000 m.c. care la data respectivă nu erau încă în execuție.

6.3. Renunțarea la importul de tablă, ceea ce înseamnă: circa 170 tone pentru recipientele de 1000 m.c.; 200 tone pentru recipientele de 1800 m.c. și 300 tone pentru cele de 3000 m.c.

6.4. Electrocul românesc, KES, în curs de omologare, va înlocui electrocul adus din import, 461SHV1. Această acțiune va permite reducerea efortului valutar, pe devize libere, cu circa 100.000 lei pentru un recipient cu capacitatea de 1000 m.c.

6.5. Creșterea duratei de viață a unui recipient se exprimă prin creșterea perioadei de exploatare între două controale periodice și prin reducerea perioadei de întrerupere pentru control și remedierea eventualelor defecte.

Menționez că perfecționările care au condus la economiile indicate mai sus au fost realizate în colaborare cu un colectiv mai lărgit.

7. Considerații finale și contribuții originale.

7.1. Concluzii.

7.1.1. In cazul recipientelor sferice, cauza principală care provoacă apariția fisurilor în exploatare este hidrogenul din mediul tehnologic care pătrunde în metal.

7.1.2. Fragilizarea datorită hidrogenului se manifestă, în principal, în metalul cusăturii și în zona influențată termic, care are o sensibilitate mai mare la acest fenomen.

7.1.3. Acțiunea hidrogenului se manifestă prin generarea unor fisuri și prin reducerea proprietăților mecanice și, în special, a celor care caracterizează plasticitatea.

7.1.4. Oțelurile cu rezistența de rupere la tracțiune mai mică au o sensibilitate mai redusă față de fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune și față de acțiunea fragilizantă a hidrogenului.

În condițiile care favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune nu se recomandă utilizarea unor oțeluri cu rezistența de rupere la tracțiune mai mare de 510 N/mm^2 .

7.1.5. Majoritatea cercetărilor au fost axate pe analiza influenței elementelor din compoziția chimică a unui oțel asupra apariției fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune. Cu această ocazie s-a stabilit că creșterea conținutului de carbon și a unor elemente de aliere are un efect pozitiv asupra rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune. O serie de cercetători au extins în mod greșit această concluzie și asupra îmbinărilor sudate. În cazul îmbinărilor sudate influența elementelor din compoziția chimică este deosebită, în sensul că creșterea conținutului de carbon și a unor elemente de aliere favorizează formarea în procesul de sudare a unor constituenți care au o influență negativă asupra rezistenței la coroziune fisurantă sub tensiune.

7.1.6. Sensibilitatea la coroziune fisurantă sub tensiune crește pe măsură ce crește duritatea în zona afectată termic în procesul de sudare. Se consideră că în cazul unor durități mai mari de 22HRc apare sensibilitatea la coroziune fisurantă sub tensiune, sensibilitate care crește pe măsură ce crește duritatea. De fapt, creșterea durității reflectă formarea unor constituenți sensibili la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

7.1.7. Pătrunderea hidrogenului în metal este mai intensă atunci cînd respectivul metal este supus la eforturi de tracțiune și intensitatea pătrunderii este cu atît mai mare cu cît sînt mai mari eforturile de tracțiune.

7.1.8. Din analiza comportării în exploatare a unor recipiente sferice, s-a constatat că timpul pînă la formarea fisurilor și viteza de propagare a lor sînt mult mai mari în cazul unor medii cu conținut de hidrogen sulfurat, în comparație cu amoniacul. În anumite situații, în cazul H_2S , fisurile pot apare după cîteva zile sau chiar ore, de exploatare, în funcție de concentrația hidrogenului sulfurat și de gradul de umiditate.

7.1.9. Spre deosebire de amoniac, hidrogenul sulfurat formează fisuri și în zona gazoasă, adică în partea superioară a recipientului. La verificările efectuate, în cazul hidrogenului sulfurat, s-a constatat un număr mai mare de fisuri la partea superioară a recipientului, în comparație cu partea lui inferioară. În cazul hidrogenului sulfurat, fisurile sînt dispuse atît paralel cît și perpendicular pe axa cusăturii.

7.1.10. În cazul unor încercări statice și în lipsa unor factori fragilizanți, accidentali, fisurile care apar ca urmare a coroziunii fisurante sub tensiune, în mediu de amoniac, nu pot provoca ruperi catastrofale ale recipientului. Ele se propagă lent și pot fi depistate la controalele periodice.

7.1.11. Imbinările sudate prin procedee cu aport mai mare de căldură, cum este sudarea automată sub strat de flux, prezintă o sensibilitate mai mare la fenomenul de coroziune fisurantă sub tensiune.

7.1.12. Alegerea unei tehnologii corecte de sudare, poate îndepărta momentul declanșării fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune, dar nu se poate conta pe evitarea lui completă. În general, măsurile tehnologice care au efect asupra fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune sînt comune cu cele care reduc pericolul de rupere fragilă. Dintre toate măsurile tehnologice, se pare că cele mai eficiente sînt: preîncălzirea metalului de bază în vederea sudării și evitarea formării unor constituenți fragili prin depunerea corectă a rîndurilor de sudură care formează ultimul strat. O măsură eficientă, este și utilizarea pentru ultimul strat de sudură a unor electrozi care depun un metal cu rezistența de rupere la tracțiune mai scădută. În general, se recomandă utilizarea unor materiale de adaos cu proprietăți mecanice cît mai apropiate de a metalului de bază, dar acest lucru nu poate fi realizat

decît atunci cînd nu se impun condiții cu privire la realizarea unei rezistențe superioare la încovoierea prin șoc la temperaturi scăzute.

7.1.13. Eliminarea defectelor de suprafață și a tuturor concentratorilor de tensiune, precum și reducerea tensiunilor remanente prin utilizarea unei tehnologii de asamblare și sudare corespunzătoare, contribuie, de asemenea, la reducerea sensibilității la coroziune fisurantă sub tensiune.

7.1.14. Cea mai eficientă măsură pentru reducerea sensibilității la coroziune fisurantă sub tensiune este tratamentul termic de detensionare. El are rolul de a reduce tensiunile remanente, dar contribuie și la refacerea structurii metalografice deteriorate în procesul de sudare, în sensul că elimină structurile dure, fragile, sensibile la coroziune fisurantă sub tensiune. Pentru categoria de oțeluri analizate, temperaturile optime pentru tratament termic sînt 580-600° C (853-873°K).

7.1.15. Oțelul KV 52 are o sensibilitate la coroziune fisurantă sub tensiune comparabilă cu a oțelurilor străine din aceeași categorie.

7.1.16. Considerăm că proba care determină capacitatea metalului de a frîna propagarea fisurilor, respectiv rezistența de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătura în V, poate caracteriza și capacitatea metalului de a se opune dezvoltării fisurilor care apar ca urmare a coroziunii fisurantă sub tensiune, în timp ce proba de îndoire pe dorn semnalează foarte bine apariția unor constituenți fragili, în procesul de sudare, și prin urmare creșterea sensibilității la ruperi fragile.

7.2. Contribuții originale.

Dintre cele mai importante menționăm:

7.2.1. Contribuție la înlocuirea oțelului din import cu unul de fabricație indigenă. Colaborarea permanentă dintre furnizor (C.S.G.), cercetare (I.C.E.M.) și beneficiar, respectiv executantul recipientelor sferice, a condus la o îmbunătățire continuă a calității metalului, care în prezent are o comportare comparabilă cu oțelurile similare fabricate în străinătate.

7.2.2. Contribuție la înlocuirea electrozilor din import cu electrozi indigeni. Au fost efectuate studii și cercetări cu privire la comportarea electrozilor fabricați în R.S.R., cercetări care au stabilit posibilitatea renunțării la import.

7.2.3. Contribuție la stabilirea unei tehnologii de montaj și sudare, care să reducă tensiunile remanente și deformațiile, în vederea reducerii sensibilității la ruperi fragile și la coroziune fisurantă sub tensiune, precum și pentru a asigura înscrierea dimensiunilor recipientului în limitele toleranțelor prevăzute în norme,

7.2.4. Studii și cercetări asupra influenței unor factori tehnologici în declanșarea ruperilor fragile și a coroziunii fisurante sub tensiune.

7.2.5. Studii și cercetări pentru stabilirea unei tehnologii de sudare care să împiedice formarea unei structuri fragile care favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune

7.2.6. Introducerea metodei de sudare a ultimelor straturi, din zona de contact cu mediul tehnologic, cu electrozi care depun un metal fără Ni și cu conținut mai scăzut de Mn, elemente care au o influență negativă asupra fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

7.2.7. Stabilirea tehnologiei de remanieră a fisurilor datorate fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

7.2.8. Studii și cercetări pentru stabilirea temperaturii optime de tratament termic.

7.2.9. Studii și cercetări pentru stabilirea influenței pe care o are tehnologia de sudare asupra formării defectelor la îmbinările în colț și influența acestor defecte asupra formării fisurilor și a ruperilor fragile.

7.3. Obiectiva de perspectivă.

7.3.1. Continuarea cercetărilor pentru îmbunătățirea calității electrodului românesc EB-3. Trebuie urmărită reducerea conținutului de nichel, care în anumite condiții poate avea un efect negativ asupra coroziunii fisurante sub tensiune.

Se impune elaborarea unui electrod al cărui metal depus să posede proprietăți mecanice (rezistența de rupere la tracțiune și limita de curgere) cât mai apropiate de cele ale metalului de bază, cu asigurarea simultană a unor valori corespunzătoare a rezistenței de încovoiere la șoc la temperaturi negative.

7.3.2. Cercetări pentru elaborarea unei probe reprezentative, care să dea o imagine fidelă a comportării îmbinării sudate în condițiuni care favorizează apariția fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune.

7.1.3. Cercetări pentru stabilirea eficacității tratamentului termic efectuat cu instalațiile de concepție românească.

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

1. Adrian, G., Briul, F. Ceornie metali, 1966, nr. 11.
2. Asvian, M.B., Vlianie voderoda na napriajennuiu i deformirovannuiu stali pri komsatnoi temperature, Himicescoie maşinostreenie, 1963, nr.3, pag.30.
3. Atanasiu, I.A., Manual de electrochimie generală, Ed.didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1979.
4. Barq R., Influenţa defectelor existente în tablele de oţel asupra calităţii îmbinărilor sudate, traducere din: Revue de la soudure, vol 24, nr.4, 1968, pag.179.
5. Bagrianschii, K.V., Dobrotina, Z.A., Hrenov, K.K. Teoria svarecinh proţesov. Ed. Vişiaia Scola, Kiev, 1976.
6. Behrens, H.D., Sudarea oţelurilor slab aliate, a oţelurilor de granulaţie fină şi a oţelurilor de înaltă rezistenţă, traducere din: ESAB-Revue, nr.3, 1965, pag.10.
7. Blondeau, R., Boulisset, R., Dolet, J., Vieillard-Baron, B., Etude des diferents aspects du traitement de detensionnement dans la construction des appareils a pression, Revue de metalugie, cahiers d'informations techniques, nr.1, 1980, pag.61.
8. Bilby, B.A., Hewitt, J., Hydrogen in steel-the stability of micro-cracks, Acta metalurgica, 1962, vol.10, nr. 6.
9. Birgher, I.A., Ostatocinie napriajenia, Maşghiz, 1963.
10. Borevnschin, I.V., i dr., Vlianie soderjania vodoroda austenitnih şvah na sloţestii k hrupchim razruşeniam svarnih stalei, Sbornic "Svarka", Sudostreenie, 1969, nr. 12.
11. Breasu, M., Alegerea metalului de adaos pentru sudarea oţelurilor cu rezistenţă mărită prin tratament termic şi granulaţie fină, Cursuri pentru perfecţionarea în domeniul sudării, vol.7, Inst.Politehnic "Traian Vuia", Timişoara, 1971.
12. Brianschi, K.V., Nii metod oţenki elementov svarnih construcii pe ih sloţestii k obrazovaniiu goriacih treşcin pri svarke, Noveie voprosi svarnoi tehniki, Maşghiz, 1962 (Trudă M.V.T.U. imeni Baumana nr.20).

13. Burgbacher, C., Spannungsrissskorrosion an Kugelbehältern, Brennstoff, Wärme, Kraft 25, nr.9, 1973, pag.333-336.
14. Cekanov, A.A., Svarka pri nizkih temperaturah, Maşghiz, Moskova, 1962.
15. Constantinescu, M., Badea, T., Coroziiune și protecție anti-corozivă, Ed.didactică și pedagogică, București 1978.
16. Costin, I., Ciurea, D., Dunea, D., Drăgan, N., Mercea, V., Cercetări privind realizarea de echipamente de extracție rezistente în medii cu acțiune corozivă, Construcția de Maşini, nr.4, apr.1980, pag.187-191.
17. Drăgan, N., Mercea, V., Tănăsescu, E., Jurubiță, S., Asupra rezistenței la coroziiunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor sudabile de construcție cu limita de curgere minimă cuprinsă între 36 și 47 kgf/mm², Metalurgia, nr.7, 1978, pag.382-387.
18. Dredten, P., Forch, K., Interkristalline Spannungrissskorrosion bei niedriglegierten Stählen, Arch.Eisenhüttenwerke, 44, 1973, nr.12, pag.893-898.
19. Dredten, P., Korrosionsverhalten von Feinkornbaustählen, Rheinstahl-Technik, 10, 1972, nr.3.
20. Echim, I., Lupescu, I., Tehnologia de sudare pe șantier a rezervoarelor sferice de 1000 m.c. din oțel BH51S, T.M.U.Ch.B. - într. 23 August, 1972, uz intern.
21. Echim, I., Lupescu, I., Tehnologia de sudare pe șantier a rezervoarelor sferice de 1000 m.c. din oțel BH36S, T.M.U.Ch.B. - într. 23 August, 1975, uz intern.
22. Echim, I., Lupescu, I., Nicoară, L., Tehnologii pentru sudarea prin topire a oțelurilor, Ed.Tehnică, București, 1968.
23. Eisner, S. Effect of tensile loading on hydrogen movement in steel, Nature, 1965, vol.205.
24. Raugell, H., ș.a., Causele și mecanismele coroziiunii datorită fisurilor produse de tensiuni, Werkstoffe und Korrosion, R.F.G., 20, nr.4, apr.1969, pag.281-300, Traducere în culegerea de traduceri "Coroziiune sub tensiune"; I.C.D.D.T., 1971.
25. Evans, G.M., Einfluss der Streckenergie auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C und Mn haltigen reinen Schweissgütern, Oerlikon - schweissmitteilungen, nr.92, 1980, pag.20.

26. Evans, G.M., Einfluss von Mangan auf Mikrogefüge und Eigenschaften von reinem Schweissgut, Oerlikon-schweissmitteilungen, nr.82, 1978, pag.4.
27. Evans, G.M., Einfluss der Schweissposition auf Mikrogefüge und Eigenschaften von C und Mn haltigen reinem Schweissgütern, Oerlikon-schweissmitteilungen, nr.93, 1980, pag.12.
28. Prolov, V.V., Vinocurov, V.A., Velocenko, V.N., Parahin, V.A., Arutiunova, I.A. Teoreticeschie osnovi svarki, iz "Vissiaia scola", Moskova, 1970.
29. Goldstein, M.I., Grin, A.S. Pafilova, L.M., Uprocinenie Konstrukcionnih stali nitradami, Metallurghia, 1970.
30. Golicev, I.N., Goldstein, M.I., Murzin, I.I., Vanadii v stali, Metallurghia, 1968.
31. Gudremon, E., Spetsialnie stali, Tom II, Metallurgizdat, 1960.
32. Guliaev, A.P., Nikitin, V.N. Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov, 1965, nr.1.
33. Guliaev, A.P., Tratamentul termic al oțelului, Ed. Tehnică, București, 1962,
34. Gussche, H., Bau von Hochdruck-Kupelgasbehältern in Berlin-Charlottenburg, Oerlikon schweissmitteilungen, nr.73, pag.33.
35. Hasegato, U., Inegaki, M., Konstruktionie stali i problemă ih svarki V Japonii, Avtomaticescaia svarka, nr.8-9, 1967.
36. Hudgins, C.M., Hydrogen Sulfide Cracking of Carbon and Alloy Steels, Corrosion, 22, nr.8, 1965.
37. Ivanoff, Gh., Aspecte privind comportarea oțelurilor cu granulație fină la sudare, Metalurgia, 31, nr.10-11, pag.509.
38. Ivanov, T., Haracter deformirovania svarnih stacovih soedinenii pri plasticescom izghibe soaredotocenoj nagruscoi, sudoproneghiz, 1958, (Sbornic Svarka).
39. Jech, J. Tepelne spracovani oceli, Metalograficka priucika, SNTL - Nacladestvi technicke literatury, Praha, 1977.
40. Kalinikov, E.S., Hladostoikaia niz koleghirovannaia stali, Metallurghia, Moskova, 1976.

41. Kalmácev, V.V., Grecinaia, I.Ia., Velovin, N.G., Vlianie termicescoi obrabotchii na corozionnuu steicosti nizkouglerodistei stali soderjáscei marganeť, Termicescaia obrabotka metallov, nr.8, 1979, pag.75-77.
42. Karpvatchii, L.M., Kovalí, V.L., Vlianie marganța i nichelia na pronicnevenie i ocluzii vodoroda v uglerodistih staliah, Fiz-him.meh.materialov, 14, nr.1, 1978, pag. 114-115.
43. Karpenko, G.V., Vlianie vodoroda na svoistva stali, Metallurgizdat, Moskva, 1962.
44. Kasatkin, B.S., Nizkoleghirovanníe visocopreciníe stali dlia constructii, Avtomaticescaia svarka, nr.7, 1966.
45. Kazinczy, F., De Hlaunrz, N.E., Absorbtiön rate of hydrogen in steel, Journal of Iron and Steel Institute, 1965, V 203.
46. Kóhut, G.B., Mc Guire, W.I., Fisurare prin corozíune sub tensiune datoritá compúșilor de sulf care produc deteriorárele pieselor compresoarelor din rafinárii, Materials Protection, 7, nr.6, iun.1968, pag.17-22, Traducere în culegere de traduceri "Corozíune sub tensiune", 1970.
47. Kolacev, B.A., Obratimaia vodorodnaia hrupkosti metallov, Fiz.-him. mehanica materiallov, 1979, V15, nr.3, pag.17.
48. Kovalí, V.P., Karvatchii, L.M., Kavalciuc, P.I., Vlianie C, Ni, Mn, i V na rastreschivanie stalei V serovodorode-soderjáscei srede, Fiz.-him.meh.materialov, 1979, V15, nr.2, pag.72.
49. Kovalí, V.P., Zasuliac, V.A., Kavalciuc, P.I., Vlianie serovodoreda i nichih temperatur na sclonesti k corrozionno-mehanicescemu razrušeniiu uglerodistih stalei. Zașoita metallov, 1979, 15, nr.1, pag.87-89.
50. Krauss, A.S., The thory of thermally activated procesess in brittle stres corrosion cracking, Eng.Fract.Mech, 1979, 11, nr.1, pag.33-42.
51. Le Peuven, Y. Metode de control nedistructiv privitor la fisurarea prin corozíune a constructiilor sudate. Traducere din: Sondage et Technigues connexes, Franța, 25, nr.3-4, martie-aprilie 1971, pag.119-125.

52. Leide, N.G., Corozione sub tensiune la rezervoare de amoniac, Traducere din Svetsen, 27, nr.5, Sep.1968, pag.81-86.
53. Lennartz, G., Michel, E., Bühler, H.E., Untersuchungen zum korrosionsverhalten laugenrissunempfindlicher Stähle im Hinblick auf Schäden an Winderhitzeranlagen durch interkristalline spannungsrisskorrosion (SRK), Stahl und Eisen, 99, nr.1, 1979, pag.24-31.
54. Livșitș, L.S., Barah, L.P., Stremova, R.P., Vlianie tehnologii svarki na stoicosti svarnih soedinenii protiv korrozionno-rastrechivania v serovedorodnoi srede Svarecinnoie proizvodstvo, nr.5, 1976.
55. Lupescu, I. Tehnologia de remaniere a defectelor datorate fenomenului de coroziune fisurantă sub tensiune la un rezervor sferic pentru depozitarea amoniacului de la Combinatul Petrochimic Pitești, Intr. 23 August, uz intern.
56. Lupescu, I., Petrișor, A., Rădulescu, C., Sudarea sub strat de flux, în baie de zgură și în medii protectoare, Ed. Tehnică, București, 1968.
57. Lupescu, I., Leacșar, C., Millon, C., Simu, C., Rădulescu, C., Principalele aspecte tehnologice ale sudării podului peste Dunăre de la Giurgeni-Vadu Oii, din "Cursuri de perfecționare în domeniul sudării", vol.7, Inst. Politehnic "Traian Vuia", 1971.
58. Lupescu, I., Măsuri tehnologice pentru evitarea fisurării și ruperii fragile, din "Cursuri de perfecționare în domeniul sudării", vol.4, Inst. Politehnic "Traian Vuia" 1971.
59. Lupescu, I., Nicșară, L., Tehnologia de sudare pe șantier a rezervoarelor sferice, capacitate 1000 m.c., din 34 segmente, T.M.U.Ch.B. - Intr. 23 August, uz intern
60. Lyle, F.F., Hill, R.F., S.C.C. susceptibility of high strength steels in liquid ammonia at low temperatures, Corrosion (USA), 34, nr.10, 1979, pag.349-354.
61. Maier, L., Sanvinhold, D., Cernie metali, nr.1, 1967.
62. Makara, A.M., Masendz, N.A., Svarka viscopreciinnih stali, Kiev, "Tehnika", 1971.

63. Maricev, V.A., Vodorodnyye ohrupcivaniye V probleme korrozionnoye rastreschivaniya konstruktsionnykh metallov i splavov. Zashchita metallov, 15, nr.5, 1979, pag.533-544.
64. Micloși, V., Asupra unui caz de fragilizare prin detensionare a sudurilor. Revista de chimie, V30, nr.9, 1979, pag. 919.
65. Micloși, V., Lupescu, I., Sudarea prin topire a oțelurilor aliate, Ed.Tehnică, București, 1970.
66. Mihailevschii, Iu.N., Sanvko, A.P., Statioscaia oțenka vlianiya kolebaniy kontsentratsii sernistavo gaza na skorosti korrozii metallov, Zashchita metallov, 15, nr.4, 1979, pag.432-437.
67. Mikuskin, O.S., Petrov, V.P.Vlianie vodoroda na svoistva ocelešovnoi zoni nizko i srednelegirovannykh. Svarocnoie proizvodstvo, nr.12, 1976.
68. Million, A., Million, C., Hidrogenul în oțeluri și în îmbinări sudate, Ed.Academiei Republicii Socialiste România, 1968.
69. Meroz, L.S., Mingin, T.E., O vodorodnoi hrupcasti stali, Metallovedenie (sbornik statei), nr.2, 1958.
70. Mușchin, O.S., Petrov, P., Vlianie vodoroda na svoistva ocelešovnoi zoni nizko i srednelegirovannykh stali, Svarocnoie proizvodstvo, nr.12, 1976.
71. Nenițescu, C.D., Chimie generală, Ed.didactică și pedagogică, București, 1972.
72. Nichols, R.W., Pressure vessel engineering technology, Elsevier Publishing Company, 1971.
73. Okerblom, N.O., Constructivno tehnologhicescoe proiectirovanie svarnykh konstruktsii, Mașinostroenie, 1964.
74. Panasiuc, V.V., Kevciuk, S.E., Smoroda, G.I., Metodi oțenchi vodorodnoi hrupcasti konstruktsionnykh materialov, Fizhim. meh. materialov, 15, nr.3, 1979, pag.5-17.
75. Pavel, A., Depozitarea produselor volatile, vol.I și II, I.D.T., 1968, București.
76. Pepenar, I., Selacelu, M., Teodorescu, D., Coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor pentru beton precomprimat, Metalurgia, nr.3, 1978, pag.155-161.

77. Petch, N.A., Stables, P., Delayed fracture of metals under static load. Nature, 169, 1962.
78. Popa, M.V., Efectul tensiunii mecanice în coroziunea fisurantă sub tensiune, Rev.: Chimie, vol.30, nr.4, 1979, pag.365.
79. Popov, K.S., Nosireva, E.S., Ceornia metallurghia, nr.2, 1965.
80. Popov, K.S., Savitskii, V.G., Nizcotemperaturnaia hrupcasti stali i detalei maşin, Maşinastroenie, 1969.
81. Popovici, Vl., Ivancenco, A., Utilajul sudării electrice, Bucureşti, Ed.Tehnică şi pedagogică, 1966.
82. Pronovici, A., Pavel, A., Examinarea nedistructivă, depistarea fisurilor corosive şi eliminarea acestora la sudurile mantalei pentru rezervor sferic de 1000 m.c., pentru amoniac lichid, Rev. de Chimie, vol.30, nr.3, 1979, pag.272.
83. Rädiker, W., Die Spannungsrisskorrosion an niedriglegierten Stählen für den Dampfkesselbau, Mitteilungen der VGB, heft 74, oct.1961.
84. Rädiker, W., Friche, W., Prüfung von Schweissnähten auf interkristalline Spannungsrisskorrosion, Schweissen und Schneiden, 11, 1966, pag. 537.
85. Radevici, O., Popa, M., Influenţa polarizării asupra coroziunii fisurante sub tensiune, Rev. de Chimie, v.29, nr.11, 1978, pag.1063.
86. Raşeev, D., Zecheru, C., Cercetări privind rezistenţa la fisurare corosivă sub tensiune în medii apoase cu H₂S şi CO₂ a oţelurilor destinate elementelor sistemului de etanşare şi prevenire la gura sondei, Metalurgia, V.30, nr.8, 1978, pag.321.
87. Reamont, G.A., Über die Schweißseignung und das Schweißen der höherfesten Feinkornbaustähle, Rheinstahl Technik, nr.3, 1970, pag.125-131.
88. Rhodes, P.R., Mecanismul formării prin coroziune sub tensiune şi mediu de cloruri a oţelurilor inoxidabile austenitice. Corrasion, S.U.A., 24, nr.11, 1969, din culegere de traduceri "Coroziunea sub tensiune", I.C.D.D.T., 1971.

89. Rogez, T., Coroziunea metalelor sub tensiune, Sinteză documentară, I.C.D.D.T., 1971.
90. Ressoşinschi, A.A., Metalografia svarnîh şvov, Maşghiz, 1961, Kiev.
91. Sadowski, S., Hellench, W., La soudabilité des aciers a graiñ fin ameliores, Communication du Laboratoire de developpement technique du soudage de la S.A. des Ateliers Seeheron, Geneve.
92. Sălăgean, T., Raşiu, M., Boarnă, Cl., Analiza calităţii execuţiei sudurilor de montaj la tablîerul metalic al podului peste Dunăre de la Giurgeni-Vadu Oii, din "Cursuri de perfecţionare în domeniul sudării", vol.7, Inst. Politehnic "Traian Vuia", 1971.
93. Sălăgean, T., Fenomene fizice şi metalurgice la sudarea cu arcul electric a oţelurilor, Ed.Academiei R.P.R.,1963.
94. Sălăgean, T., Oţeluri pentru structuri sudate, Ed. Facla,1974.
95. Sălăgean, T., Subu, T., Morariu, St., Fisurarea la detensionare a structurilor sudate din oţel, Construcţia de Maşini nr.9, 1972, pag.503-507.
96. Sălăgean, T., Sudarea cu arc electric, Ed.Dacia, 1977.
97. Soalli, Dj., Corroziionnoe rastreschivanie, Mehanica, Novosti V sarubejnoi nauke, Moskva, 1979, pag.83-103.
98. Schwartz, W., Zitter, H., Löslich und Diffusion von Wasserstoff in Eisenlegierungen, Archiv für das Eisenhüttenwesen, 36, 1965.
99. Seferian, D., Metallurgie de la soudure, Paris, Doin, 1959.
100. Snape, E., Roles of Composition and Microstructure in Sulfide Cracking of Steel, Corrosion, 24, nr.9, 1968, pag. 261-282.
101. Speidel, M.O., Durchmechanik und Spannungsrisskorrosion, Blech Rohre Profile, 25, nr.1, 1978, pag.14-18.
102. Steklov, O.I., Peremov, B.V., Kreviakova, V.M., vlianie termodeformaionovo ţicla svarki na stoicosti nizouglerodistîh stalei protiv serovederodnove corroziionnoe rastreschivania, Svarocinoie proizvodstvo, nr.5, 1976.

103. Surgean, I., Electrozi, fluxuri și sirme pentru sudare, Ed. Facla, Timișoara, 1976.
104. Suvorin, V. Ia., Vlianie napravlenia procatchi lista stali 10G2S1, i predvaritelnoi plasticescoi deformații restreschivaniã na soprotivlenie rasprostraneniïu treščin metallazoni termicescove vliania V prisustvii vodoroda, Fiz. him. materialov, 1978, 14, nr.6, pag.29-32.
105. Suvorin, V. Ia., Nikolaev, A.F., Frolov, V.V. Vlianie nacoplenoi deformații, deformaionovo starenia i temperaturã na hrupcoe razrušenie stalei, St 3, 09G2S v prisustvii vodoroda, Svarocinoie proizvodstvo, nr. 12, 1976.
106. Serșorov, M.H.. Metallovedenie svarki stali i splavov titana, Nauka, Moskva, 1965.
107. Sorșov, M.H., Belov, B.B., Fazovie prevraščenia i izmenenie svoiatv stali pri svarke, Nauka, Moskva, 1972.
108. Sultie, Iu.A., Hladnostoichie stali, Metalurghia, 1970.
109. Sumbarevici, V.A., Teitlin, H.L., O vlianii ammiaca na corrozii pri 160° C., Zaščita metallov, 15, nr.2, pag.182-186.
110. Teodorescu, C.C., Mecanu, D.R., Buga, M., Imbinãri sudate, Ed. Tehnicã, București, 1972.
111. Tkaciov, V.I., Necotorie aspecti vodorodnoi hrupčosti stalei. Fiz.-him.meh.materialov, 15, nr.3, 1979, pag.31-35.
112. Tomescu, M., Constantinescu, M., Chimie și coroziune, Ed. didacticã și pedagogicã, București, 1979.
113. Forterat, P., Contribuție la studiul rezistenței sudurilor la corozionea sub tensiune, Corrosion, 15, nr.17, 1967, pag.344-354, Culegere de traduceri "Corozionea sub tensiune", 1970.
114. Troiano, A.R. The influence of hidrogen on the mecanical behavior of steel, Special Raport Iron and Steel Institute, 1961, v 73.
115. Tschenske, C., Kalling, R., Thermische vorgãnge in Übergangsbiet beim Lichtbogenschweissen von Baustãhlen, Schweissen und Schneiden, nr.7, 1963.

116. Valea, I., Vlad, I., Electrozi și fluxuri de sudare, Ed. Tehnică, București, 1970.
117. Vasilenko, I.I., Melehev, R.K., Corroziionnoe rastreschivanie stălei, Naukova dumka, Kiev, 1977.
118. Vinckler, A., Progress report of working group "rehead cracking", Doc. IIS-X, 638, 1971.
119. Zaharov, Iu.V., Ring, I.L. Vlianie temperatură ștpusca na sclonosti k rastreschivaniu uglerodistoi stali. Svarocinoie proizvodstvo, nr.5, 1979, pag.33.
120. Zapffe, C.A., Sims, C.E., Hydrogen embrittlement internal stress and defects in steel, "Transactions AIME", V145, 1949.
121. x x x Ciornaia metallurgia capitalisticeshiih stran 1966-1970 g, Ulucişenie slujebnih haracteristic stali, Coermetinformația, 1971.
122. x x x Nitrate stress corrosion of mild steel, Processing, 1977, 23, nr.7, pag.59.
123. x x x Standard TM-01-77 NACE, Incercarea metalelor în ce priveşte rezistența la coroziune fisurantă sub sarcină a hidrogenului sulfurat la temperatura ambiantă, 1977 (traducere).

ANEXA 1

SECȚIUNĂ

**CONCENTRAȚIA CRITICĂ DE H_2S ÎN MEDIUL DEPOZITAT
ÎN RECIPIENȚE**

În urma unor cercetări efectuate în Japonia, de Watanabe și Mukai¹⁾, s-a stabilit concentrația critică de H_2S , de la care poate apărea efectul de coroziune fisurantă sub tensiune, pentru o serie de oțeluri de fabricație japoneză, tabl. 1. În tabelul 2 sînt indicate compoziția chimică și proprietățile mecanice ale oțelurilor analizate.

Tab. 1.

Concentrația critică de H_2S
de la care poate apărea efectul de coroziune fisurantă
sub tensiune

Oțelul	HT 50	HT 60	HT 70	HT 80
Concentrația critică de H_2S	750 p.p.m.	410 p.p.m.	490 p.p.m.	140 p.p.m.

Dintre oțelurile analizate, cel mai apropiat de oțelul KV 52, utilizat pentru recipiente americane, este oțelul HT 60. Se poate presupune, că și în acest oțel coroziunea fisurantă sub tensiune poate apărea la o concentrație de H_2S mai mare de circa 400 p.p.m.

1)

Watanabe, M., Mukai, Y., Durch H_2S hervorgerufene Sulfidkorrosionsrisse in hochfestem Stahl in Chemanlagen, Schweisstechnik, vol. 17, 1967, heft 7, pag. 298-305.

Compositional analysis of specimens
obtained by electrolysis

Opelid	Compositional analysis, %										Properties		
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Zn	Cr	Mo	V	B	$\sigma_{0.2}$ (kgf/mm ²)	$\sigma_{0.01}$ (kgf/mm ²)
HT 50	0.19	0.32	1.19	0.035	0.013	-	0.03	0.12	-	-	-	350 (56)	570 (58)
HT 60	0.13	0.43	1.22	0.019	0.014	-	-	-	-	0.06	-	510 (52)	630 (64)
HT 70	0.12	0.27	0.86	0.006	0.004	0.26	0.80	0.45	0.45	0.04	0.0035	740 (75)	870 (89)
HT 80	0.15	0.24	0.78	0.013	0.009	0.17	1.26	0.55	0.55	0.04	-	1000 (102)	1040 (106)

ANEXA 2

=====

ASPECTE DEOSEBINE ALE UNOR AVARII
DATORATE FENOMENULUI DE COROZIUNE
FIURANȚA SUB TENSIUNE

Controlurile efectuate, în ultima perioadă, la un număr de cinci recipiente sferice, au evidențiat o serie de fenomene interesante.

În recipientele menționate, s-au depositat gaze petroliere lichefiate (L.P.G.) cu un conținut ridicat de H_2S . Pentru o perioadă de circa trei luni, conținutul de H_2S a ajuns la circa 4000 p.p.m., ceea ce depășea cu mult conținutul de H_2S considerat critic (400 p.p.m.). La controlul efectuat, cu pulberi magnetice, după un an de exploatare, s-au depistat câteva sute de fisuri dispuse în succintă, Z.I.T. și metalul de bază din imediata apropiere a cusăturii. Predominau fisurile în metalul de bază. Au fost depistate fisuri atât la partea superioară a recipientului, unde produsul depositat se găsea în stare gazoasă, cât și la partea inferioară, unde produsul depositat se găsea în stare lichidă.

Pentru aceste recipiente controlul a fost extins și asupra metalului de bază, în zona în care picioarele de sprijin erau sudate pe mantaua sferei. Picioarele sînt sudate la exteriorul sferei, adică succinta nu vine în contact cu produsul depositat. Controlul efectuat a evidențiat fisuri care urmăresc exact conturul pe care țeva piciorului face contact cu mantaua recipientului, fig.1.

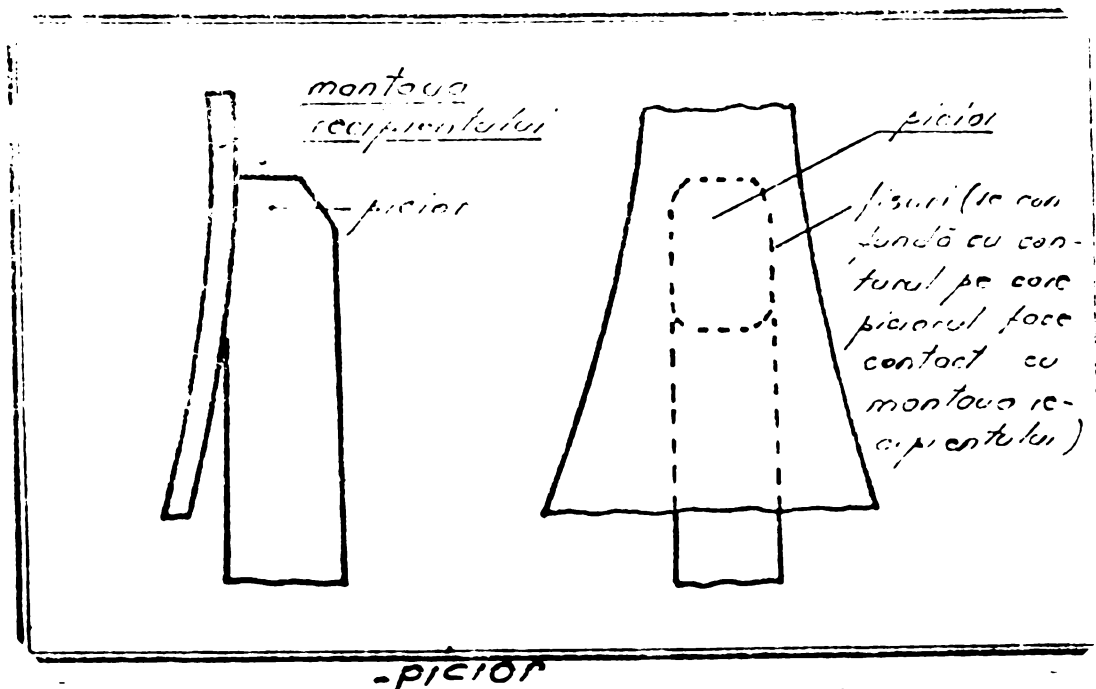


Fig.1. Ansamblul segment de sprijin și modul în care se formează fisurile pe partea // interioră a segmentului.

Aceste observații au demonstrat că fisurile nu apar numai în îmbinarea sudată, ci și în tabla afectată termic în procesul de prelucrare. Zona respectivă este tensionată de satura efectuată pentru îmbinarea piciorului cu mantaua recipientului.

Picioarele se sudază pe segmenti individuali, în cadrul întreprinderii executante. La prizele recipiente, acești segmenti erau supuși unui tratament termic de detensionare, în cuptor. Ulterior s-a renunțat la acest tratament termic.

Fisurile au fost depistate la segmentii care nu au fost tratați termic.

ANEXA 3
REZUMAT

CONSIDERAȚII ASUPRA NEADELOR
DE DEFECTUARE A DURITĂȚII

Așa cum s-a arătat în lucrare, duritatea, care la rândul ei reprezintă modificările de structură care au loc în urma procesului de sudare, ne dă o indicație foarte precisă asupra susceptibilității structurii sudate de a fi afectată de coroziunea fisurată sub tensiune.

Conform normelor Asociației Corozioniștilor Americani, duritatea maximă la care nu apare încă tendința de formare a fisurilor este 22 HRC. După ASTM, duritatea materialelor de bază și de adăos, precum și în zona de influență termică, nu trebuie să depășească 225 HB, măsurată cu o sarcină de 30.000 N, aplicată timp de 10-15 secunde, duritate echivalentă cu 22HRC. În R.S.R., pentru măsurarea durității îmbinărilor sudate se utilizează, în special, metoda Vickers. Duritatea echivalentă cu 22 HRC este 220-240 HV5. Valorile determinate prin metoda Brinell, datorită unei amprente mai mari, reprezintă o medie a valorilor durităților din zona respectivă.

Metoda Vickers, datorită amprenteii mult mai mici, ne dă posibilitatea să stabilim duritatea unor constituenți fragili care apar în urma procesului de sudare. Din această cauză, valorile durităților depistate prin metoda Brinell sînt, în general, mai mici decît cele depistate prin metoda Vickers. Pentru a verifica diferențele care rezultă, s-au făcut, pe epruvete, determinări de duritate prin ambele metode. Determinările s-au făcut în aceleași puncte. Valorile medii rezultate sînt ilustrate în fig.1. Se constată că duritățile determinate prin metoda Brinell sînt mai mici.

În concluzie, considerăm că metoda Vickers, utilizată de noi, este mai concludentă.

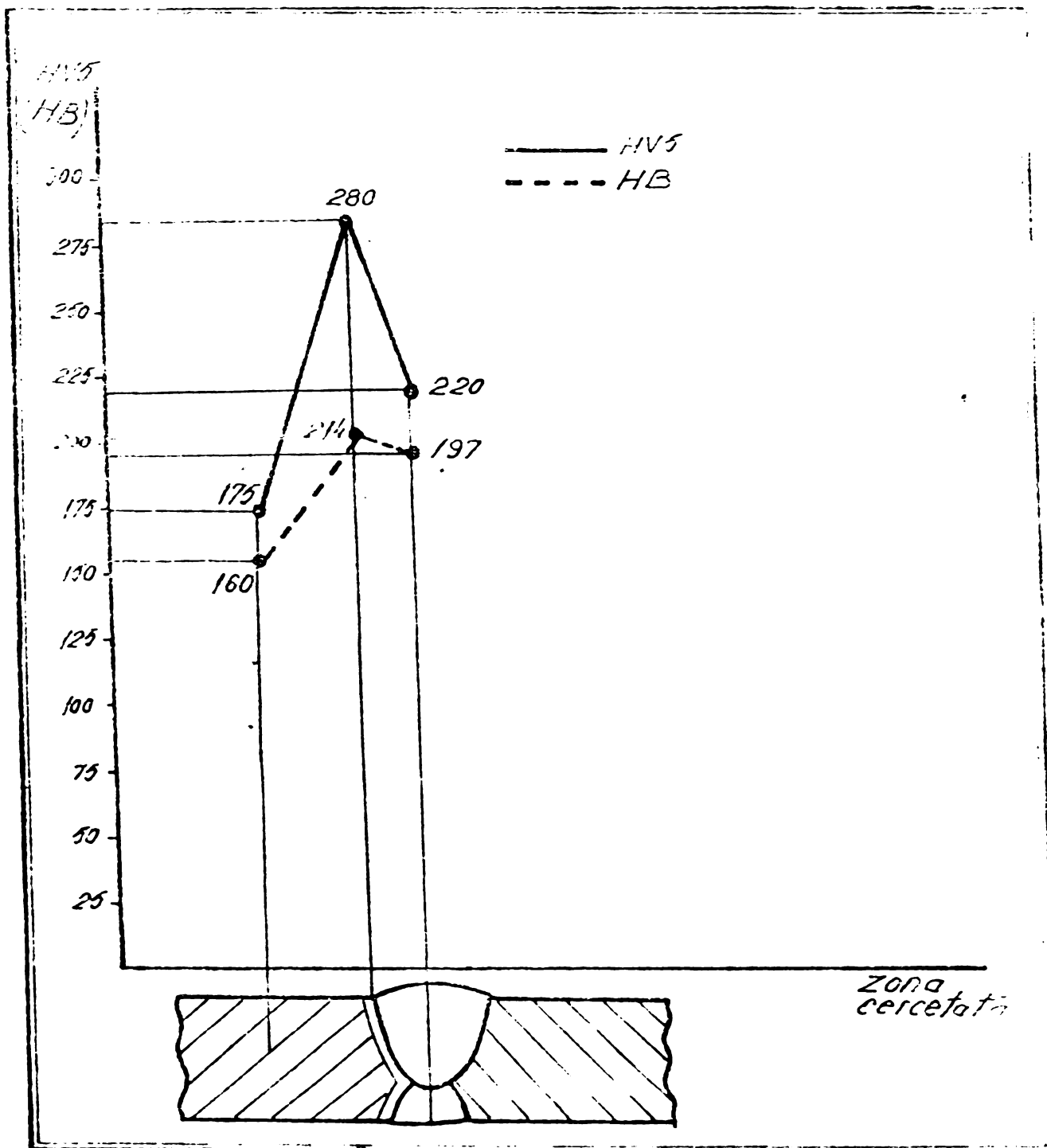


Fig.1. Valorile medii ale durităților determinate prin metodele Vickers și Brinell.