

MINISTERUL INDUSTRIEI  
CONSTRUCTIILOR DE MASINI  
ORILE  
Institutul de sudură și  
încercări de materiale

MINISTERUL ÎNVĂȚĂMÎNTULUI  
Institutul politehnic  
" Traian Vuia "

T I M IȘ O A R A

ING. ȘTEFAN MORARIU

T E Z A D E D O C T O R A T

ÎNFLUENȚA DURIFICĂRII ZONEI AFECTATE TERMIC ASUPRA REZIS-  
TENȚEI SUDURILOR DIN OTEL CARBON ȘI SLAB ALIAT

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC  
DR. ÎNG. MIRCEA RĂTU

1974

NUMERU	UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMIȘOARA
Clas. nr.	288.48c
După	173

(

## PREFATA

Știința, factorul primordial al progresului contemporan, a stat în mod constant la baza politicii Partidului Comunist Român de edificare a noii orânduri. Mărețele realizări obținute de poporul român nu ar fi fost posibile dacă Partidul Comunist Român nu ar fi acționat cu hotărâre pentru așezarea întregii noastre activități pe cele mai noi cuceriri ale științei și tehnicii contemporane, decât nu s-ar fi impulsionat cercetarea proprie, decât nu s-ar fi desfășurat o activitate susținută pentru unirea eforturilor umane și materiale din domeniul cercetării și proiectării.

Construirea societății socialiste multilaterale dezvoltate și a comunismului nu este posibilă decât pe baza celor mai înaintate cuceriri ale științei și tehnicii. Astfel, perioada 1976 - 1980 - cum a arătat recent tov. Nicolae Ceaușescu - va trebui să constituie cincinola revoluției tehnico-științifice în România, al introducerii rapide a progresului tehnologic în toate ramurile economiei naționale și vieții sociale.

În această componență de promovare a progresului tehnic în industrie din țară se încrie și dezvoltarea sudurii, procedeu tehnologic de cea mai mare valență în industrie contemporană. Chemat să impulsioneze și să polarizeze întreaga activitate din numeroasele unități de producție, Institutul de sudură și încercări de materiale ( I.S.I.M. ), înființat în anul 1970, desfășoară o largă activitate de investigație a proceselor metalurgice și, în principal, de aplicare a sporului de cunoaștere în dezvoltarea tehnologiilor de sudură în producția industrială.

Încadrat în această unitate de cercetare de la înființarea ei, am căutat să-mi aduc aportul plin la rezolvarea numeroaselor teme de cercetare, orientându-mă în principal asupra problematicii complexe și permanent controversată a comparării metalurgice la sudură a oțelurilor. Rezultatele strădaniilor mele din ultimii ani de a-mi aduce contribuția la cunoașterea proceselor de aurificare din zona influențată termic a oțelurilor

carbon și slab aliate și, în principal, de a stabili criterii pentru o cât mai pertinentă utilizare a oțelurilor și a tehnologiilor aferente sînt prezentate în cadrul acestei teze de doctorat.

La elaborarea acestei lucrări, precum și în întreaga activitate de cercetare, am fost îndrumat cu deosebită înțelegere de tov.dr.ing. Mircea Roșiu. Pentru ajutorul primit, încurajarea și prețuirea activității mele îmi exprim recunoștința și cele mai calde mulțumiri. Pentru permanentul interes și sprijinul acordat de tov.dr.ing. Traian Balagean, membru corespondent al Academiei R.S.România, directorul I.S.I.M. Timișoara, țin să-mi mulțumesc din inimă. Tuturor colegilor de muncă și colaboratorilor, care m-au înțeles și m-au ajutat, le mulțumesc și pe această cale pentru concursul acordat.

Beneficiind de condițiile deosebit de favorabile oferite de I.S.I.M. Timișoara, fiind în permanență sprijinit moral și material în munca mea de conducere și colectivul institutului, am încercat să aduc și eu o contribuție la rezolvarea problemelor majore actuale privind utilizarea judicioasă a metalului și creșterea siguranței în exploatarea a structurilor sudate. Prin aceste strădanii am dorit să-mi înscriu prezența la eforturile tuturor oamenilor muncii din țara noastră pentru construirea societății socialiste multilaterale dezvoltate.



CUPRINUL

	<u>pagina</u>
1. INTRODUCERE	5
2. TRANSFORMARI METALURGICE LA SUDAREA OTALURILOR	9
2.1. Influența ciclului termic de sudare	9
2.2. Transformarea austenitei la încălzire	11
2.3. Transformarea austenitei la răcire	13
2.4. Influența ciclurilor termice de sudare repetate	15
2.5. Fragilizarea zonelor îmbinărilor sudate	17
2.5.1. Structurile rezultate în urma răcirii	17
2.5.2. Variația proprietăților mecanice	19
2.5.3. Zonele fragilizate în suduri	20
3. DURIFICAREA ÎMBINĂRILOR SUDATE	22
3.1. Procesele de durificare	22
3.2. Investigarea durității sudurilor	25
3.3. Aprecierea durificării sudurilor	29
4. FRAGILIZAREA SUDURILOR	32
4.1. Influența compoziției chimice	32
4.2. Influența structurii metalurgice	34
4.2.1. Mărirea grăuntelui	34
4.2.2. Constituții structurale	36
4.2.3. Tratamentele mecanice	37
4.2.4. Tratamentele termice	38
4.2.5. Tratamentele chimice	39
4.3. Influența absorbției de hidrogen	39
4.4. Influența geometriei sudurii	42
4.4.1. Efectul dimensional	42
4.4.2. Efectul creșterii	42
4.5. Influența regimului de solicitare	43
4.5.1. Temperatură	43
4.5.2. Viteza de solicitare	44
4.5.3. Starea de tensiune	44
4.5.4. Realitățile	45
4.6. Influența regimului de sudare	45
4.7. Aprecierea fragilității sudurilor	46

	<u>pagina</u>
<b>5. FIȘURAREA SUDURILOR</b>	<b>48</b>
<b>5.1. Tensiunile rezonante în suduri</b>	<b>48</b>
5.1.1. Originea tensiunilor rezonante	48
5.1.2. Efectul tensiunilor rezonante	49
<b>5.2. Fișurarea la cald</b>	<b>51</b>
5.2.1. Caracteristici generale	51
5.2.2. Fișurarea la cald a metalului depus	51
5.2.3. Fișurarea la cald a zonei influențate termic	52
<b>5.3. Fișurarea la rece</b>	<b>54</b>
5.3.1. Aspecte morfologice ale fișurilor	54
5.3.2. Cauzele fișurării la rece	56
5.3.3. Fișurarea zonei influențate termic	57
5.3.4. Fișurarea metalului depus	60
5.3.5. Evoluția fișurării la rece	60
<b>5.4. Investigarea susceptibilității la fișurare</b>	<b>61</b>
5.4.1. Aprecierea riscului fișurării	61
5.4.2. Evidențierea fișurării la cald	62
5.4.3. Evidențierea fișurării la rece	63
5.4.4. Durificarea - criteriu de apreciere a susceptibilității la fișurare	65
<b>6. CERCETAREA DURITĂȚII LA SUDURILE OBRĂZIRILOR UZUALE</b>	<b>67</b>
<b>6.1. Oțelurile cercetate</b>	<b>68</b>
6.1.1. Compoziția chimică	68
6.1.2. Caracteristicile mecanice	71
6.1.3. Caracteristicile structurale	74
<b>6.2. Metodologia investigațiilor</b>	<b>77</b>
6.2.1. Cercetarea durificării și fragilizării locale	77
6.2.2. Studierea globală a fragilizării și fișurabilizării	82
<b>6.3. Rezultatele determinărilor</b>	<b>85</b>
6.3.1. Analiza sclerometrică	85
6.3.2. Analiza metalografică	107
6.3.3. Incercări mecanice	118
<b>6.4. Aprecieri asupra rezultatelor</b>	<b>122</b>

	<u>pagina</u>
<b>7. CERCETAREA DURIFICARII SUDURILOR OTELURILOR UZUALE</b>	<b>125</b>
7.1. Caracteristicile de durificare	125
7.2. Incercarea durității cu armă continuă	126
7.2.1. Aplicarea metodei	126
7.2.2. Acuratețea metodei	128
7.2.3. Corelații între rezultatele diferitelor încercări	131
7.2.4. Compararea rezultatelor	134
7.2.5. Reglementarea metodei de încercare	135
7.3. Sclerograful pentru încercări de duritate cu armă continuă	139
7.3.1. Incercări de agriere pe oțeluri	142
7.4. Examinarea durificării sudurilor oțelurilor uzuale	144
7.4.1. Gradientul durificării în îmbinări sudate	147
7.5. Aprecieri asupra rezultatelor	148
<b>8. PREVENIREA RUPERII FRAGILE A SUDURILOR</b>	<b>150</b>
8.1. Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a metalului de bază și a metalului depus	152
8.1.1. Alegerea oțelurilor pentru construcții metalice sudate (SAAS R 6542 - 70)	152
8.1.2. Alegerea oțelurilor pentru recipiente sudate ( ISO/TC11/SC2/WD15 - 1971 )	153
8.2. Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a zonei influențate termic	156
8.2.1. Analize curbelor termocinetice de transformare a austenitei	156
8.2.2. Analize fiabilității prin încercări pe implant	159
8.2.3. Alegerea energiei de sudare pentru prevenirea ruperii fragile	161
8.3. Propuneri pentru prevenirea ruperii fragile în zone influențate termic pe baza încercării durității	166
<b>9. CONCLUZII GENERALE</b>	<b>171</b>
<b>BIBLIOGRAFIE</b>	<b>177</b>
Alte surse	198

## 1. INTRODUCERE

Dezvoltarea impetuosă a economiei naționale, progresul rapid al tuturor ramurilor industriale, impunând înăestrarea continuă cu tehnică modernă, valorificarea superioară a concepției tehnice proprii și creșterea aportului la schimburile economice externe. Aceste cerințe majore reclamă creșterea accentuată și diversificarea producției de oțeluri de calitate paralel cu utilizarea cit mai rațională a metalului.

Pentru ramurile de producție mari consumatoare de metal, asigurarea unor oțeluri cu proprietăți superioare, în sortimente și cantități suficiente, are implicații economice deosebite datorită multiplelor avantaje care rezultă și anume: micșorarea greutateii proprii, transport mai ieftin, prelucrare și montare mai rapidă, preț de cost mai redus. În vederea satisfacerii desideratelor enunțate, activitatea de cercetare este orientată în direcție creșterii gradului de omogenitate și de constanță a proprietăților produselor siderurgice.

Din întreaga cantitate de oțel ce se va produce pe plan mondial, se tinde ca pînă în anul 2000 circa 30 % să reprezinte oțelurile destinate structurilor sudate /1/. În țara noastră se prevede ca pînă în anul 1980 să se ajungă la performanțele atinse în țările cele mai dezvoltate. Urmare acestei situații, paralel cu activitatea intensă ce se desfășoară pentru dezvoltarea producției de oțeluri, cunoașterea complexă a proprietăților lor, în principal a rezistenței în condiții specifice de exploatare a construcțiilor metalice devine o necesitate obiectivă impusă de utilizarea pe scară multiplă și tot mai exigentă. Dar proprietățile garantate ale produselor siderurgice destinate realizării diverselor construcții metalice suferă modificări, mai mult sau mai puțin importante, ca urmare a prelucrărilor ulterioare la care acestea sînt supuse. Cele mai mari schimbări le suportă oțelurile datorită acțiunii ciclurilor termice de sudare.

Ca rezultat al încălzirii rapide din timpul sudării și al conductibilității termice ridicate a metalului de bază, zona afectată este expusă unei răcirii accentuate urmând căreia apar constituenți duri, cu ductilitate redusă. Aceste regiuni durificate sînt situate aproximativ în aceleași locuri în care și tensiunile

remanente sînt maxime, uneori suprapunîndu-se și tensiuni suplimentare datorate creșterii de volum ce însoțește transformarea structurală. Capacitatea pe care o are zona influențată termic și metalul depus de a suporta tratamentul termo-mecanic menționat, fără a pune în pericol rezistența structurii sudate, constituie un domeniu comun de cercetare pentru producătorii de oțeluri și de materiale de adeos, proiectanți și constructori.

Sudurilor executate și metalului de bază, deci întregii structuri sudate, li se cere să suporte sigur solicitările prevăzute în exploatare. Satisfacerea acestei condiții depinde însă de aptitudinea la sudare a oțelurilor, care nu poate fi garantată pentru toate procedeele de sudare; ea depinde atât de metalul de bază cît și de geometria îmbinării, condițiile de fabricație și regimul de serviciu ale ansamblului sudat. Ținînd seama de caracterul individual al comportării structurii sudate în preluarea solicitărilor și de incompatibilitatea acestora la o reducere prin similitudine mecano-geometrică, cercetările se desfășoară pe probe prelevate din îmbinări realizate în aceleași condiții de sudare; se urmărește menținerea, pe cît posibil, a unor din dimensiunile oțelurilor utilizate pentru executarea construcției - grosime, lățime. Acest mod de realizare a investigațiilor are în vedere accepțiunea fractologică actuală conform căreia îmbinarea este sediul potențial al tuturor degradărilor intempestive ale construcțiilor sudate. Anisotropia și eterogenitatea structurală și mai ales discontinuitățile de material, care intervin inerent în orice sudură, determină mutații în comportarea mecanică definitorii pentru capacitățile de încărcare în exploatare. Analiza desfășurării procesului de degradare în funcție directă de starea de solicitare necesită deci aprofundarea comportării locale a metalului în zona sudurii, în scopul evitării condițiilor care ar putea conduce la smorsarea unei rupeți intempestive în prezența unei microdefecțiuni intercristaline sau intracristaline.

Riscul rupeții fragile a sudurilor a determinat inițierea unor ample cercetări care au avut ca rezultat conceperea unei mari diversități de încercări și criterii de interpretare a rezultatelor. Cu toate acestea se constată existența unor serioase dificultăți în ceea ce privește aprecierea reducerii rezis-

tenței la rupere fragilă a oțelurilor, ca urmare a durificării pe care o suferă sub acțiunea procesului sudo-termic.

Importanța deosebită a durificării asupra comportării mecanice a construcțiilor sudate a determinat Comisia a IX-a a Institutului Internațional de sudură ( I.I.S. ) să inițieze o lungă cooperare internațională pentru stabilirea durității maxime admisibile în îmbinările sudate realizate din diverse oțeluri /2/. Având însă în vedere că limitarea unitară a durității maxime sub metalul depus prejudicială în mod nejustificat utilizarea anumitor procedee de sudare și a oțelurilor cu rezistență ridicată, s-a apreciat ca fiind necesară reconsiderarea acestui criteriu în conjuncție tuturor factorilor care condiționează apariția fisurării /3/ /4/.

Prezenta cercetare se încadrează în preocupările actuale, pe plan mondial, de abordare multilaterală a problemei comportării locale a sudurilor, respectiv de aprofundare a cunoștințelor privind proprietățile zonei influențate termic.

În vederea formării unei imagini complete asupra proceselor care au loc în timpul sudării și care condiționează însoțirile îmbinărilor sudate, la început se expun cunoștințele metalurgice privind transformările structurale care au loc la sudarea oțelurilor. Pornind de la schimbările care au loc în timpul încălzirii și răcirii oțelurilor se relevă consecințele acestora asupra metalului influențat, extinzându-se considerațiile la condițiile procesului sudo-termic, ținând cont de particularitățile ciclului termic de sudare.

Urmare operației de sudare se produce durificarea zonei influențate termic, sediul amorsării ruperilor intempestive. Ținând seama de procesele de durificare care pot avea loc în îmbinările sudate, se analizează problema investigării durității și aprecierii durificării sudurilor pe baze analizei sclerometrice și a determinării durității în zona influențată termic, plecând de la considerații metalurgice și experimentale. Interdependența dintre durificare și fragilizare a determinat abordarea în continuare a acestui proces complex, cauză principală a evarilor, care au înregistrat frecvențe alarmante în anumite perioade și urmare cărora s-au întreprins ample programe de cercetare

pentru elucidarea cauzelor care determină pierderea capacității de încercare a sudurilor /5...13/. Fisurarea, consecința defecției a proceselor de durificare-fragilizare, este analizată sub cele două aspecte ale sale, fisurarea la cald și la rece. Se examinează cauzele care determină apariția acestei degradări, mecanismul fisurării metalului după și a zonei influențate termic, de asemenea căile de investigație a susceptibilității la fisurare.

În partea a doua a lucrării se expun rezultatele cercetărilor proprii privind investigația proprietăților zonei influențate termic. Programul experimental conceput explorează oțeluri carbon și aliaje, de fabricație indigenă, asupra cărora se execută examinări de laborator în vederea caracterizării lor cât mai complete. Cercetarea durificării sudurilor se realizează pe probe cu strat după sudare, prelevate din table de diferite grosimi, prin încercări de duritate Vickers cu microsarcini și sarcini mici, urmărindu-se influența compoziției chimice, a grosimii și a energiei de sudare. S-a optat pentru analize sclero-metrică în vederea determinării durificării sudurilor, obiectivul principal al cercetărilor întreprinse, pe baza interdependenței dintre durificare și fragilizare.

Se menționează că în cadrul prezentelor cercetări prin durificare s-a înțeles creșterea rezistenței ovaștice a straturilor superficiale ale corpurilor solide față de acțiunea eforturilor de comprimare locală, orientate normal sau tangențial pe conturul corpului, ca urmare a influenței ciclurilor termice de sudare.

Legătura dintre durificare și alte caracteristici ale oțelurilor cercetate se analizează cu ajutorul unui program complex de încercări vizând evidențierea ductilității subsonelor caracteristice sudurii, de asemenea tendința spre fragilizare - fisurare.

Având în vedere inconvenientele care se datoresc încercării durității cu urmă discretă (imprimare), se dezvoltă un program de încercări de duritate cu urmă continuă (rulere, agriere). Se analizează aplicabilitatea procedurii în cazul examinării durității zonelor eterogene de dimensiuni reduse. Deoarece avantajele înregistrării urmei continue, se urmărește extinderea metodei prin conceperea și realizarea unui echipament electronic adaptat la un aparat de duritate.

Utilitatea practică a rezultatelor cercetărilor efectuate este tratată în ultima parte a lucrării. Se dezvoltă problemele aprecierii ductilității zonei influențate termic și a prevenirii ruperii fragile pe baza încercării durității, cu aplicabilitate la oțelurile de uz general.

Metodologia experimentală concepută permite obținerea datelor necesare pentru caracterizarea complexă a oțelurilor carbon și aliaj aliate, de asemenea a proprietăților zonei influențate termic, în vederea aprecierii riscului fisurării, degradare definitivă a comportării la sudare.

## 2. TRANSFORMĂRI METALURGICE LA SUDAREA OȚELURILOR

Sub acțiunea ciclului termic de sudare oțelurile suferă transformări care conduc la modificări ale proprietăților într-un anumit volum de material. Aceste schimbări sînt dependente de transformările pe care le suportă austenita în timpul încălzirii și răcirii produse la operația de sudare, fase distincte ale ciclului termic în care au loc procese deosebit de importante.

Avînd în vedere obiectul cercetării, oțelurile carbon și aliaj aliate destinate structurilor sudate, problemele ce se expun în continuare se referă în special la oțeluri hipocentebolice.

### 2.1. Influența ciclului termic de sudare

Spese deosebite de tratamentele termice obișnuite, condițiile de încălzire din timpul sudurii prin topire sînt mult diferite /1/, /2/, /3/. Decît în primul caz temperatura de încălzire nu depășește punctul  $A_{c3}$  cu cel mult de 100 - 150°C, în cursul sudurii temperatura în zonele limitrofe sudurii se apropie de cea de topire ( figure 2.1.). În figure 2.1 s-a reprezentat partea din diagrame fier-carbon utilizabilă pentru sudare, marcîndu-se prin boșuri și cifre diverse domeniile de încălzire pentru diferite tratamente termice.

Se observă că temperatura stîncă în cazul călirii (1), normalizării (2), recoacerii de înmuiere (3) și distensionării (4) este cu mult mai redusă decît temperatura din zona edisonică esențială (5).



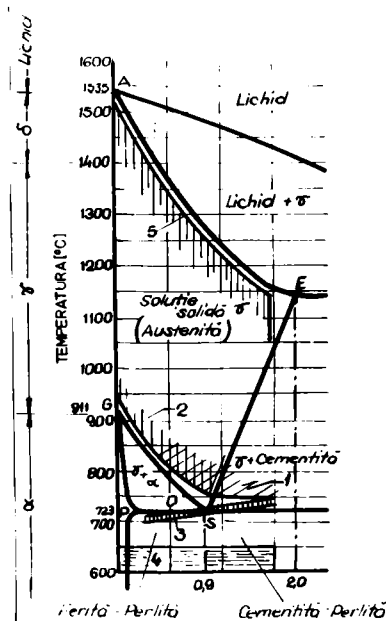


Figure 2.1. Diagrama fier - carbon  
1 - încălzire; 2 - normalizare; 3 - răcoare de înmuiere; 4 - detecționare; 5 - subzona de supraîncălzire

Din punctul de vedere al vitezei de încălzire, în cazul sudării, aceasta este de 10 până la 100 ori mai mare decât în timpul unui tratament termic realizat în cuptor /4/.

Cunoașterea ciclurilor termice din zona influențată a sudurii, are o importanță deosebită pentru prevederea structurilor metalurgice, motiv care a determinat aprofundarea studiului acestor procese atât pe cale teoretică cât și experimentală /5/. O reprezentare schematică a ciclurilor termice din timpul operației de sudare și a unui tratament termic clasic este dată în figura 2.2. /6/.

O reprezentare schematică a ciclurilor termice din timpul operației de sudare și a unui tratament termic clasic este dată în figura 2.2. /6/.

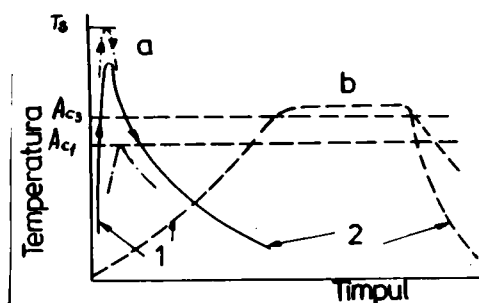


Figure 2.2. Reprezentarea schematică a ciclurilor termice de sudare (a) și tratamentului termic clasic (b).

1 - încălzire; 2 - răcire

Se remarcă faptul că ciclul termic de sudare se caracterizează prin viteză mare de încălzire și durată scurtă de menținere la temperatura înaltă, iar temperatura maximă atinsă este foarte înaltă. Aceste particularități provoacă de asemenea un gradient foarte ridicat de temperatură peste care se suprapune un gradient al vitezei de răcire. În cazul sudurilor executate prin mai multe treceri, în același punct se suprapun mai multe cicluri de încălzire și de răcire, fiecare

Se remarcă faptul că ciclul termic de sudare se caracterizează prin viteză mare de încălzire și durată scurtă de menținere la temperatura înaltă, iar temperatura maximă atinsă este foarte înaltă. Aceste particularități provoacă de asemenea un gradient foarte ridicat de temperatură peste care se suprapune un gradient al vitezei de răcire. În cazul sudurilor executate prin mai multe treceri, în același punct se suprapun mai multe cicluri de încălzire și de răcire, fiecare

prezentând caracteristicile menționate anterior. Pe lângă anisotropia relevantă, în metalul influențat termic se induc tensiuni și deformări datorită contracției ce începește solidificarea [7]. Aceste trăsături specifice ciclului termic de sudare determină schimbări și în ceea ce privește transformarea austenitei în timpul încălzirii și răcirii.

## 2.2. Transformarea austenitei la încălzire

În cursul operației de sudare, metalul deșus și zona limitrofă sînt aduse la o temperatură mult superioară limitei de fază  $G_{03}$ , iar structura ferită-perlitică a metalului de bază devine austenitică ( figura 2.1.).

După cum se cunoaște, prin încălzirea oțelurilor peste temperatură de transformare au loc următoarele procese : austenitizarea, dizolvarea carburilor, omogenizarea, creșterea grăunților. Temperaturile ridicate datorită sudării favorizează desfășurarea acestor procese, în schimb vitezele mari de încălzire și duratele foarte scurte de menținere la aceste temperaturi le frînează. Aceste particularități ale ciclului termic de sudare conduc deci la efecte antagoniste.

Creșterea vitezei de încălzire are ca efect ridicarea treptată a temperaturilor de transformare ( $A_{c1}$  ;  $A_{c3}$  ) ceea ce determină lărgirea domeniului de coexistență a fazelor  $F_0 \propto (C)$  și a  $F_0 \gamma (C)$ . Temperatura de transformare a perlitului și feritei în austenită este deci mai ridicată, dimensiunile grăunțului inițial sînt mai reduse, iar temperatura de început de creștere intenșivă a grăunțului este mai înaltă.

În cazul oțelurilor slab aliate, conținînd elemente care formează carburi, temperatura de transformare  $A_{c3}$  se ridică în măsură mai mare, iar creșterea granulației va începe de asemenea la temperaturi mai ridicate decît la oțelurile fără asemenea elemente.

În funcție de particularitățile ciclului termic de sudare efectul acestuia asupra transformării austenitei la încălzire va fi diferit. Pentru ilustrare, în figura 2.3. s-au schițat câteva cicluri termice caracteristice unor procedee de sudare și efectul lor asupra grăunțului austenitic.

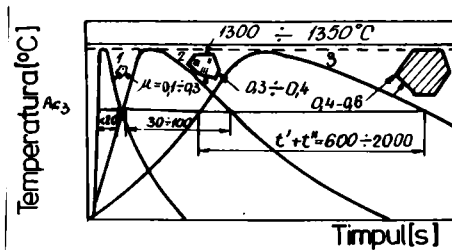


Figura 2.3. Representarea schematică a ciclurilor termice caracteristice unor procedee de sudare. 1-sudare manuală cu arc electric; 2-sudare automată sub strat de flux; 3-sudare în baie de zgură.

$t'$  - timpul de încălzire peste  $Ac_3$   
 $t''$  - timpul de răcire pînă la  $Ac_3$   
 $t' + t''$  - timpul total de menținere peste  $Ac_3$

La sudarea manuală cu arc electric (curba 1) a oțelurilor de grosime redusă ( $\leq 10$  mm), datorită vitezei mari de încălzire și duratei reduse de menținere în domeniul austenitic ( $\leq 20$  s) se obține o creștere puțin importantă a grăuntelui de austenită și un grad de omogenizare de asemenea redus. Aceste vorbe de omogenizarea compoziției chimice a austenitei după încheierea procesului de dizolvare a particulelor de carburi. Acesta fiind un proces de difuziune, deci dependent de temperatură și timp, nu are posibilitate să se desfășoare și va rezulta o austenită cu concentrație neuniformă în carbon, mai mare în fostele locuri ale cementitei.

În cazul sudării automate sub strat de flux (curba 2) a oțelurilor de grosime medie (15-20 mm), ca urmare a unei durate mari de menținere peste temperatura  $Ac_3$  (30 - 100 s), grăuntele austenitic crește considerabil simultan cu gradul său de omogenizare.

Sudarea în baie de zgură (curba 3) a oțelurilor de grosime mare (100-200 mm) este caracterizată prin faptul că zona ediocentă cavității este timp îndelungat sub influența unor temperaturi ridicate peste  $Ac_3$  (600-2000 s). În aceste condiții are loc o omogenizare înaintată a compoziției chimice a grăuntelui de austenită, iar dimensiunile acestuia se apropie de cele limită, corespunzătoare unei creșteri izoterme la o temperatură apropiată de temperatura maximă a ciclului termic de sudare. Rezultă că o influență considerabilă asupra procesului de omogenizare a austenitei și creșterii grăuntelui o are viteza de încălzire în intervalul de temperatură  $Ac_1 - Ac_3$  și timpul de menținere a zonei li-

nitrofo cusăturii la temperaturi mai ridicate decît  $Ac_3$ .

### 2.3. Transformarea austenitei la răcire

În cursul răcirii sudurii, prin coborîrea temperaturii sub  $GS$  apare ferită, iar sub linia  $PS$  ferită și perlite cu lamele de cementită mai mult sau mai puțin groase (figura 2.1.). Pentru un anumit conținut în carbon, creșterea vitezei de răcire poate conduce la obținerea sorbitei, troostitei, bainitei, martensitei.

S-a arătat că în condiții de sudare, existența celor două tendințe opuse, creșterea grăunților și scăderea omogenizării grăunțului de austenită, au ca efect mărirea stabilității, în primul caz și reducerea acesteia în cel de al doilea. În oțelurile fără elemente generatoare de carburi sau cu conținuturi reduse, prima tendință este mai accentuată. Acest fapt conduce la o deplasare a curbelor termocinetice de transformare astfel încît viteza critică de calire se reduce. La oțelurile ce conțin elemente chimice care formează carburi cea de a doua tendință, scăderea stabilității austenitei este mai importantă, iar pentru obținerea structurilor de calire vor fi necesare viteze mai mari de răcire.

Existența unui important gradient de temperatură și de viteză de răcire, în sudură, creează o zonă de transformare în care condițiile diferă într-o măsură foarte mare de la metalul deșus spre metalul de bază. Datorită acestor cauze apare un gradient de transformare care implică o decalare în timp a transformărilor în cursul răcirii. În imediata apropiere a metalului deșus, datorită temperaturii foarte ridicate, se produce supraîncălzirea care favorizează creșterea grăunților de austenită ( figura 2.4.)

După această subzonă cu grăunți mari (2) apare una evasnormalizată (3), cu o granulație evident mai fină, urmată de subzone transformărilor incomplete (4). În eșafra ultimei subzone nu se mai produc transformări structurale cu excepția cazului în care a existat o calire și revenire prealabilă. În acest caz se va produce o revenire, iar dacă oțelul a suferit un ecrusaj critic (caz. 10 5) se poate constata o modificare a mării grăunțului. În ceea ce privește zona de trecere (1), ea este partea cea mai îngustă a sudurii și face trecerea de la cusătură la meta-

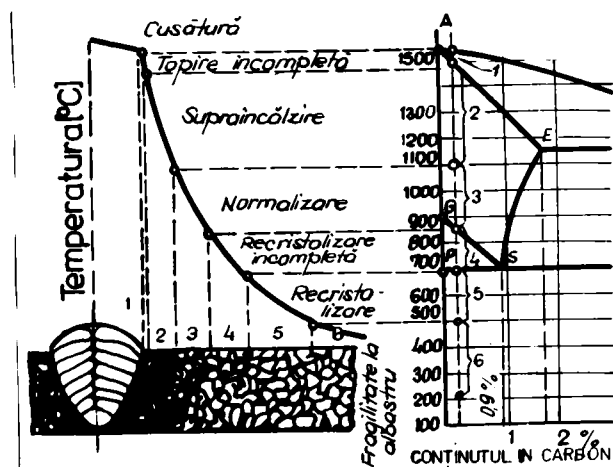


Figure 2.4. Influența căldurii în zona de tranziție

lui de bază. Cercetările întreprinse asupra microstructurii ansamblului cusătură - metal de bază au evidențiat faptul că și zona de trecere se subdivide în mai multe părți /9/. Astfel, se distinge o subzonă necoalescătoare, o subzonă de separație

și subzonă parțial topită. Primea constă din metal de bază topit și solidificat în cursul sudurii fără să existe o amestecare mecanică cu metalul depus. Subzona de separație reprezintă o suprafață ce mărginește porțiunile complet topite în cursul sudurii. Subzona parțial topită este o porțiune a metalului de bază situată imediat sub cea de separație, care nu a suferit o topire completă.

Datorită vitezelor mari de răcire, condițiile cele mai favorabile pentru apariția constituenților de călire și a feritei sciculare sînt în subzona de supraîncălzire. Pe măsură ce ne îndepărtăm de zone de trecere, temperaturile maxime de sudare se micșorează, creșterea grăunților este mai redusă, iar stabilitatea susținutei scade în raport cu regiunea adiacentă metalului depus. În subzonele cu grăunție mai fină procesele de difuziune decurg mai repede și deci transformarea se va încheia mai devreme. Rezultă că în cazul unor viteze egale de răcire, aceste subzone vor conține constituenți de călire în proporție mai redusă, dispersați neregulat pe lățimea zonei influențate termic. În subzonele caracteristice sudurii mai pot avea loc și unele fenomene secundare cum sînt formarea cementitei terțiare, precipitări și globalizări de carburi, nitruzi, carbonitruzi /9//10/.

Din punctul de vedere al consecințelor practice, existența unor grăunți mari de ferită sciculară sau a constituenților de călire conduce la fragilizarea zonei influențate termic.

Trebuie remarcat de asemenea că transformarea austenitei de suprafață a zăcirii sudurii are loc în condițiile existenței tensiunilor remanente și a deformărilor împiedicate, însă efectul acestora este mai puțin cunoscut /11/.

Ținând cont de specificul operației de sudare, deplasarea sursei termice în cursul sudurii, transformarea structurală în zona influențată termic are loc din aproape în aproape. După cum rezultă din figura 2.5., pentru o poziție dată a arcului de sudare, zona influențată termic cuprinde o regiune (1) constituită din austenită netransformată, limitată de izoterma  $T_B$  și o zonă (2) în care transformarea austenitei este în curs de desfășurare sau încheiată. În același timp metalul de bază cuprinde o regiune topită (3), metalul solidificat austenitizat (4), limitat de izoterma  $T_A$  și metalul solidificat transformat sau în curs de transformare (5).

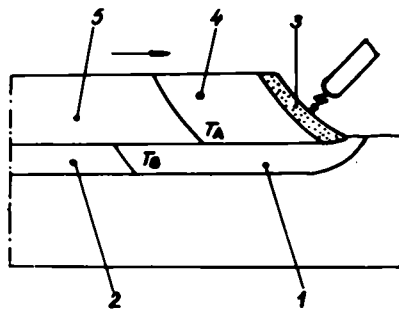


Figura 2.5. Secțiune longitudinală a unui strat depus prin sudare pe suprafața unei plăci

Intrucât metalul de bază și metalul de suprafață, în cazurile cele mai frecvente, nu sînt identice, izotermele  $T_A$  și  $T_B$  nu vor coincide. Adăugînd că toată zona se transformă la aceeași temperatură  $T_B$ ,

în timpul realizării unei suduri, transformarea începe la periferia zonei influențate termic și se îndreaptă spre regiunea topită. Deplasarea acestui front se face în același sens cu mișcarea electrodului. Din punct de vedere mecanic acest lucru este important deoarece subzona adiacentă zonei de trecere, care se transformă ultimă, suferă modificări structurale pe un suport rigid.

#### 2.4. Influența ciclurilor termice de sudare repetate

La sudurile realizate prin depunerea mai multor rînduri și straturi procesele se complică, datorită acumulării influențelor termice și mecanice în anumite zone ale metalului de bază și metalului de suprafață anterior /10/. Temperatura maximă de încălzire și

procesul de răcire variază pentru fiecare caz în parte datorită aplicării în zone influențate termic a mai multor cicluri ale caror efecte asupra ductilității sînt complexe.

Ciclul termic de sudare detasează unei depuneri ulterioare provocată o nouă încălzire asupra unei părți a subzonei de supraîncălzire aparținînd zonei influențate termic a stratului precedent; rezultatul este o degradare mai accentuată a proprietăților unei părți și ameliorarea însoțirilor altei părți. Bilanțul final este binefacător deoarece se reduce subzona de supraîncălzire anterioară, iar proprietățile subzonei de normalizare nu sînt afectate, dacă depunerea nu s-a făcut cu un aport caloric superior celui precedent. Pentru metalul depus rezultatul este de asemenea favorabil, structura de turnare a acestuia suferind transformări în stare solidă, într-un anumit volum prin supraîncălzire și normalizare. În zona transformărilor incomplete ( $A_{c1} < T_{max} < A_{c3}$ ) influența ciclului termic repetat se traduce prin o anumită ameliorare a structurii supraîncălzite și a structurii de turnare și degradare a structurilor finisate. Zonele cu precipitări devin mai numeroase deoarece precipitatele anterioare nu sînt puase în soluție, dar se creșcă condiții favorabile pentru noi precipitări în timpul răcirii de la temperaturile ridicate (subzona de supraîncălzire și metalul depus).

Ciclurile termice multiple nu au efect asupra mărimii grăuntelui sau structurii preexistente în zone situate sub temperatura  $A_{c1}$ , dar datorită revenirii provocată o înmuiere mai mult sau mai puțin pronunțată în funcție de temperatură etinsă. Efectele fragilizării teno-termice se mențin și în cazul sudurilor realizate prin mai multe treceri.

Din punctul de vedere al influențelor mecanice pot să apară două situații. Astfel, fiecare trecere are timp să se răcească aproape complet pînă la depunerea următoare. În acest caz apare o distribuție de tensiuni și deformații avînd aceeași alură pentru fiecare rînd, dar amplificată față de sudarea printr-o singură trecere datorită creșterii constrîngerii ce urmare a mării numărului de treceri. În caz de o doua situație fiecare rînd depus nu se răcește complet pînă la depunerea următoare. Datorită acestui fapt distribuția deformațiilor plastice între diverse treceri este aproximativ aceeași, iar nivelul tensiunilor remanente este mai redus pentru fiecare depunere.



Teste sonale care în timpul depunerii rindurilor ulterioare sînt încălzite la temperaturi peste cea de detensionare ( $600^{\circ}\text{C}$  pentru oțelurile C-Mn) vor fi detensionate, iar în celelalte tensiunile remanente se vor suprapune peste cele provocate de rindurile depuse mai înainte. Tensiunile remanente din ultimele rinduri vor fi mai mari datorită constrîngerii rezultate din depunerile precedente.

Consecințele influenței diverșilor factori în cazul sudării prin mai multe treceri sînt deci finisarea granulației, revenirea structurilor de calire, fragilizarea datorită încălzirii la temperaturi situate imediat deasupra punctului  $A_1$  și fragilizarea datorită îmbătrînirii prin deformare în domeniul  $200 - 350^{\circ}\text{C}$ . Dintre aceste efecte primele două ameliorează ductilitatea sudurilor pe cînd celelalte o înrăutățesc. Se constată că în cazul încălzirii oțelului la circa  $1350^{\circ}\text{C}$ , asemănător zonei influențate termic din suduri, grăunțele suferă o creștere și o fragilizare. Dacă al doilea ciclu termic se aplică la circa  $900^{\circ}\text{C}$  ductilitatea poate fi substanțial îmbunătățită [12].

Din cele expuse rezultă că ductilitatea subsonic de supra-încălzire este, în general, ameliorată în cazul sudurilor realizate prin mai multe treceri, comparativ cu îmbinările sudate obținute prin depunerea unui singur strat.

## 2.5. Fragilizarea zonelor îmbinurilor sudate

### 2.5.1. Structurile rezultate în urma răcirii

Structurile obținute prin răcirea continuă a austenitei depind de domeniile de transformare intersectate de curbele care reprezintă diversele viteze de răcire (1...5 figura 2.6.).

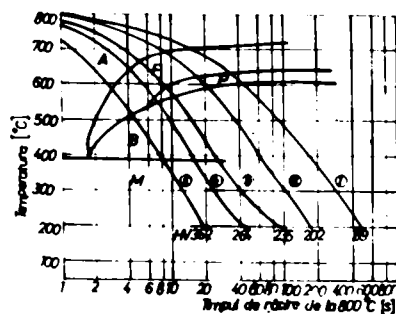


Figure 2.6. Curbele de transformare a austenitei la răcire continuă pentru un oțel tip 52. Temperatură medie de încălzire  $1350^{\circ}\text{C}$ . A - austenită; B - ferită; C - perlită; D - bainită; E - martensită

În figura 2.6. se prezintă curbele de transformare a austenitei la răcire continuă pentru un oțel tip 52



avind următoarea compoziție chimică : 0,22 % C ; 0,12 % Si ; 1,08 % Mn ; 0,024 % P ; 0,027 % S ; 0,01 % Ti. Corepunzator diverselor viteze de răcire (1...5) s-au obținut diferite structuri ( figure 2.7.). Se observă diferențe evidente atât în raport cu structura inițială a oțelului cât și între cele obținute la diverse viteze de răcire. La viteze relativ reduse acestea traversază treapta feritică (F) și perlitică (P) de transformare, intersectând atât curbe de început de transformare a austenitei cât și cea de sfârșit de transformare, obținându-se structuri proprii acestui domeniu. Prin mărirea vitezei de răcire crește gradul de

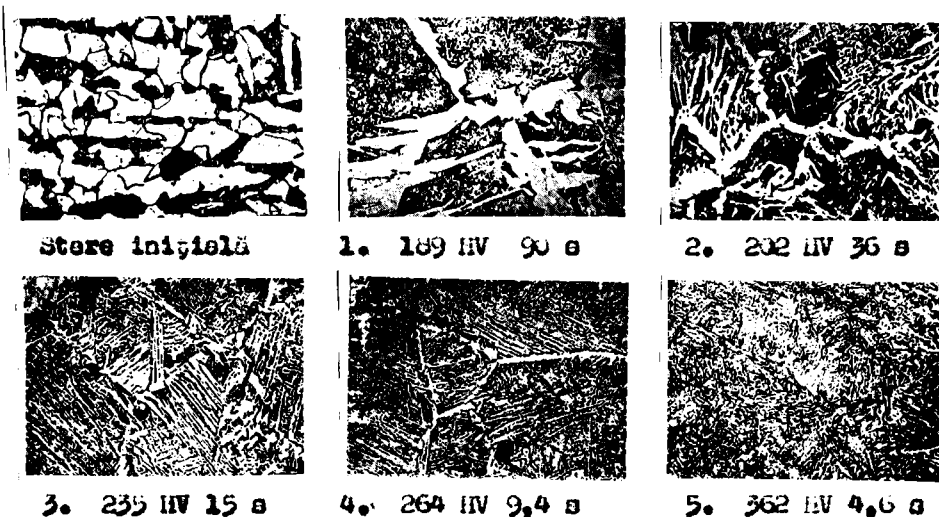


Figura 2.7. Structurile oțelului tip 52 . 500 x  
Atac : 3 % Nital + 5 % Picrol

dispersiei al perlitiei. Descompunerea austenitei în intervalul perlitic are drept urmare obținerea unor constituenți care poartă denumiri diferite după gradul de finețe a lamelor de cementită și ferită: perlită globulară, perlită lamelară, perlită sorbitică, troostită.

La creșterea în continuare a vitezei de răcire numai o parte a austenitei se va transforma în domeniul perlitic, restul transformându-se în condițiile încetării (treapta bainitică) sau chiar opririi proceselor de difuziune (treapta martensitică). Mășind și mai mult viteza de răcire, scade proporția de austenită

transformată în domeniile superioare ajungând pînă la transformarea totală în treapte inferioară (martensitică) sau rămînînd o cantitate carecare neterminată (austenită reziduală).

Asupra temperaturilor de transformare perlitică ( $A_{r1}$ ) și de separare a feritei proeutectoidă ( $A_{r2}$ ), viteza de răcire exercită o influență însemnată. Efectul cel mai puternic se manifestă asupra punctului  $A_{r3}$  ( figura 2.8.).

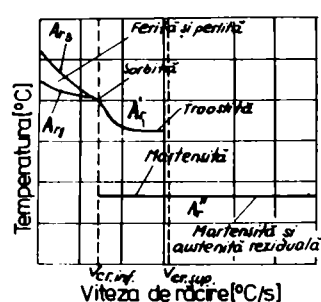


Figure 2.8. Diagrama schematică a dependenței poziției punctelor critice de transformare de viteza de răcire

Se observă că peste o anumită valoare a vitezei de răcire punctele  $A_{r3}$  și  $A_{r1}$  se suprapun și transformarea se produce fără separarea feritei proeutectoidă.

Creșterea în continuare a vitezei de răcire conduce la o scădere bruscă a temperaturii de transformare ( $A_{r1}$ ), aceasta producîndu-se numai parțial după mecanismul perlitic și bainitic, cealaltă parte urînd să se transforme în treapte martensitică ( $A_{r1}$ ).

Structurile rezultate prin răcirea continuă a austenitei au o anumită orientare față de structura acestora. În cazul vitezelor mari de răcire, ferite se separă la marginile grăunților și în interiorul lor, pe anumite planuri preferențiate, obținîndu-se o structură cu aspect acicular caracteristic - structura Widmannstätten. Formarea unei asemenea structuri este favorizată și de o granulație austenitică grosolană. În cazul oțelurilor cu conținut redus în carbon și cu granulație austenitică normală, structura Widmannstätten se formează la viteze mari de răcire, iar la oțelurile cu granulație mare aceasta apare și la viteze mici de răcire.

### 2.5.2. Variația proprietăților mecanice

Proprietățile mecanice sînt dependente de gradul de dispersie a constituenților obținuți prin transformarea austenitei. Pe măsură ce temperatura de subțrecere scade se trece de la structura globală a perlitic la structura lamelară, cu grade de dispersie din ce în ce mai mari, iar urmasul este creșterea continuă a caracteristicilor de rezistență ( $\sigma_u$ ,  $R_{0.2}$ , HV) cît și a celor de

plasticitate ( A, Z ). Variația caracteristicilor mecanice menționată, evidențiată local prin durificare - creșterea durității - se datorează dispersiei particulelor de cemenită în masa plastică de ferită. Acest efect crește treptat și continuu la perlitul lamelelor pe măsură creșterii gradului de dispersie.

În intervalul bainitic de transformare caracteristicile de rezistență nu mai cresc producându-se chiar o scădere a durității și o reducere a plasticității bainitei formate în partea superioară a domeniului. La bainitele inferioare se ajunge din nou la marirea rezistenței și a plasticității datorită creșterii gradului de dispersie și de distribuție uniformă a carburilor; se obține mai ales o ridicare a limitei de curgere. Plasticitatea bainitelor scade din nou la temperatura apropiată de punctul de început de transformare a martenitei ( $M_s$ ). Sub această temperatură structura devine foarte dură și fragilă, datorită formării martenitei, care în funcție de compoziția chimică a oțelului poate avea duritate ce depășește 800 HV /13/.

### 2.5.3. Zonele fragilizate în suduri

Fragilizarea oțelurilor în zonele limitrofe sudurii a constituit obiectul a numeroase cercetări care au permis decelarea mai multor zone fragilizate, dependente de efectul rezultat al factorilor de influență specifici sudurii.

În cursul, deformările locale care intervin în timpul răcirii exercită o influență importantă. La realizarea unei suduri prin mai multe treceri intervin deformări plastice la temperaturi ridicate în oțelul depus anterior, dar nu este sigur că acestea pot provoca instantaneu procesul de îmbătrânire, stereogenităși care afectează proprietățile metalului depus mai pot să apară și datorită unor modificări substructurale /14/.

Diverși cercetători au evidențiat o degradare a ductilității în zonele care în timpul sudurii au fost încălzite la temperaturi peste 1000°C, atribuind aceasta creșterii grăunților /15/ /16/. Alte cercetări au relevat o zonă de slabă ductilitate în oțelurile sudate C-Mn și slab aliate cauzată de structura martenitică. S-au înregistrat de asemenea cazuri de fragilizare în apropierea zonei de trecere cu urnare a degradării limitelor de grăunți datorită unui aport ridicat de energie în cazul sudurii oțelurilor cu rezistență medie.

Ca urmare a tratamentului produs de operația de sudare se obține o înmuiere într-o porțiune a zonei afectate termic. Aici tensiunile triaxiale pot fi suportate fără riscuri de degradare, datorită capacității mari de deformare /17/.

Unele studii evidențiază subzona transformărilor incomplete, situată la circa 5 mm de zona de trecere, ce fiind mai fragilă decât subzona de supraîncălzire ( figura 2.9.) /18/ /19/. Această fragilizare dispare practic prin detensionare.

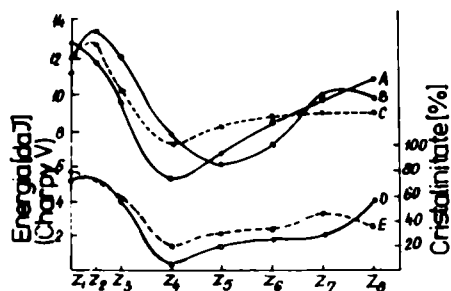


Figura 2.9. Variația ductității diverselor subzone ale sudurii. Incercare la  $-10^{\circ}\text{C}$ .

$Z_1$ -zona de trecere;  $Z_2$ -subzona de supraîncălzire (la 0,4 mm);  $Z_3$ -subzona de normalizare;  $Z_4$ -subzona transformărilor incomplete (la 5,6 mm);  $Z_5$ -subzona perlito-fertitică ușor globulizată;  $Z_6$ -la 20 mm;  $Z_7$ -la 30 mm;  $Z_8$ -la 140 mm. A-brut sudat, probe transversale (T); B-brut sudat, probe longitudinale (L); C-detensionat L; D-brut sudat; E-detensionat

La oțelurile carbon apare o regiune fragilizată în afara zonei care a suferit transformări structurale /20/. Aceasta se străduie procesului de îmbătrânire și nu are efecte globale periculoase decât în prezența defectelor /21/.

Resumând concluziile diverselor cercetări privind zonele fragilizate în suduri rezultă că în cazul oțelurilor carbon și carbon-mangan se întâlnesc : o zonă cu granulație mare adiacentă zonei de trecere; o zonă cu granulație fină situată în partea afectată termic, conținând martensită; o zonă existentă la circa 10 mm de zona de trecere datorată procesului de îmbătrânire.

La oțelurile microaliante s-a identificat o zonă limitrofă celei de trecere, datorită segregării sulfului, o zonă cu granulație mare și o zonă conținând martensită.

Existența zonelor fragilizate afectează comportarea mecanică a sudurilor, iar pentru cercetarea acestora se execută încercări locale și globale.

### 3. DURIFICAREA ÎMBINĂRIILOR SUDATE

Prin operația de sudare se induc cicluri termice și de tensiuni în regiunile afectate ale oțelului care se sudează. Celitatea și mărimea acestora sînt funcție directă de procedeu de sudare, respectiv energia arcului, de temperatura inițială a pieselor și de grosimea îmbinării. Principiul lor efect nedorit este înrăutățirea ductilității zonei influențate termic ce urmează procesului de durificare. În afară de ciclurile termice de sudare, durificarea zonei influențate termic depinde și de compoziția chimică a metalelor îmbinării. Principalele influențe care se exercită în zone afectată termic și produc durificarea acestora sînt ilustrate în figura 3.1. /1/.

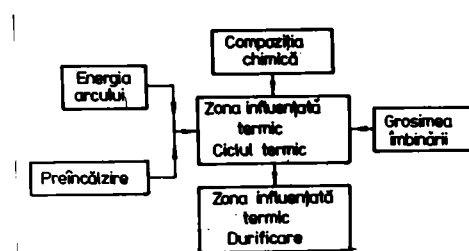


Figura 3.1. Durificarea zonei influențate termic. Factori de influență

Deoarece fenomenul de durificare conduce la fragilizare - fisurare, deci la apariția riscului ruperii fragile, rezultă

interesul major care se manifestă în legătură cu proprietățile zonei influențate termic, care suportă efectele procesului sudeo-termic.

#### 3.1. Procesele de durificare

Ductilitatea zonei influențate termic este determinată de constituenții structurali (ferită, perlită, bainită etc.), de caracteristicile structurale (mărimea grăuntelui, cantitatea de perlită, distanța dintre lamele etc.) și natura durificării (dispersie, precipitare). La rîndul lor asupra acestora își exercită influența alți factori interni (elementele de aliere, temperatura de transformare) și externi (grosimea oțelului, viteza de răcire etc.).

Urmare tratamentelor termice produse de operația de sudare, zona influențată termic suferă o puternică durificare datorită apariției constituenților de călire. Aceștia provoacă o creștere accentuată a densității dislocațiilor, finalizează granulația fazei inițiale, produc deformări elastice importante și formează anumite ardonări care determină în final o puternică durificare.

Rolul principal în reducerea ductilității unei influențate termic îl joacă martensita /2/.

Oțelurile carbon și albe aliate au o calibilitate redusă datorită conținutului redus în elemente de aliere. Structura lor este alcătuită din ferită și perlită, atât în stare de laminare cât și normalizată. Cei mai importanți factori care condiționează proprietățile acestor oțeluri sînt /3/: mărimea grăuntelui feritic; cantitatea de perlită; elementele din soluția solidă, fie de interstiție ( azotul, carbonul ), fie de substituție ( manganul, siliciul ); precipitatele fine de carburi sau nitruri obținute prin adăugarea de elemente cu o mare afinitate pentru carbon și azot.

Mărimea grăuntelui feritic este determinată în cazul structurii ferito-perlitice și este la rîndul ei influențată de mărimea grăuntelui de austenită, temperatura de transformare și elementele de aliere secundară ( Al, V, Ti, Nb ).

Cantitatea de perlită este determinată de compoziția chimică a oțelului, o influență deosebită avînd carbonul.

În cazul soluțiilor solide, dizolvarea atomilor elementelor de aliere conduce la durificare prin dispersie ce urmare a tensiunilor proprii cauzate de diferența de mărime dintre atomii dizolvantului și atomii dizolvatului. Aceste tensiuni opun rezistență la deplasarea dislocațiilor. Durificarea va fi cu atât mai puternică cu cît elementul dizolvat are un diametru atomic mai diferit decît al matricii și procesul are loc la temperaturi mai ridicate (tabelul 3.1.) /4/. Întrucît din punctul de vedere al comportării la sudare se impune o limitare a conținutului în carbon, ridicarea rezistenței se obține prin adăugarea altor elemente chimice care contribuie la durificarea soluției solide a feritei. Elementele cele mai avantajoase sînt siliciul și în special manganul. Solubilitatea redusă a carbonului și azotului la temperatura ambiantă, în condițiile unei viteze mici de răcire, conduce de asemenea la durificarea feritei. Aceasta se accentuează în prezența elementelor de substituție cum sînt manganul și nichelul /5/.

Existența unor faze secundare în structura oțelurilor, solubile la temperatură ridicată, dar a căror solubilitate scade cu temperatura, provoacă durificarea prin precipitare sau îmbătrînire. Formarea acestor precipitate produce deformări locale

ale matricii ceea ce conduce la obținerea unui aliaj mai dur decât soluția solidă inițială. Deși cinetica reacției de precipitare nu este pe deplin cunoscută, totuși aceste reacții pot avea loc la viteze mari de răcire caracteristice operației de sudare /6/ /7/.

Tabelul 5.1.

Influența elementelor chimice de substituție asupra feritei

Structura	Elementul chimic (A)	Raze atomice (A)	Solubilit. max. în fierul $\alpha$ (%)	Durificarea produsă
Cub cu volum centrat	Fe	1,24		Sleabă
	Cr	1,25	100	
	V	1,31	100	
	Mn	1,35	35	
	Ni	1,37	35	
Cub cu fețe centrate	Mn	0,53	100	Medie
	Ni	1,24	100	
	Cu	1,27	1,4	
Hexagonală	Al	1,43	35	Puternică
	Co	1,25	75	
Cub - discent	Ti	1,46	6,5	
	Si	1,17	18,5	

Ciclurile termice repetate produc revenirea structurilor inițiale de călire ceea ce conduce la precipitări fine durificante și la transformarea completă a austenitei reziduale. Efectul este de asemenea o durificare. Apariția precipitațiilor provoacă tensiuni care frânează mișcarea dislocațiilor. Acest proces este foarte complex, dependent de difuziune, iar în evoluția sa trece prin mai multe stadii bine definite /8/ /9/.

Zone influențată termic intrunește de asemenea condiții favorabile pentru apariția îmbătrânirii prin deformare, care provoacă o creștere a rezistenței și o reducere a capacității de deformare. După cum se cunoaște, în practică nu există nici un oțel cu conținut redus în carbon care să fie complet insensibil la îmbătrânire /10/.

Dotorită asemănării dintre procesele de durificare prin dispersie și prin precipitare se obișnuiește ca ele să fie denumite durificare prin dispersie /11/.



Procesul de durificare prin îmbătrânire mecanică se deosebește de cel prin calire. Imbătrânirea prin calire este un tip de durificare care apare în ferita la răcire de la temperatură de solubilitate maximă a carbonului și azotului, nefiind necesară o deformare plastică, pe când îmbătrânirea mecanică este de obicei asociată cu procesul de curgere /11/.

Decă se are în vedere faptul că, în mișcarea lor, dislocațiile sînt oprite și de către bulele de gaz prezente în oțel, iar distanțe mici dintre ele joacă un rol esențial asupra tensiunii necesare pentru eliberarea dislocațiilor, se poate gândi că în condițiile existente în îmbinarea sudată, existența bulelor provoacă de asemenea o durificare /12/.

### 3.2. Investigarea durității sudurilor

Cercetările întreprinse în direcția măsurării locale a durificării au validat analiza sclerometrică pentru investigarea durității sudurilor, constituind un mijloc accesibil și suficient de precis /13/, /14/, /15/.

Atît durificarea provocată prin calire cit și prin îmbătrânire tenso-termică, ambele avînd condiții optime de apariție în îmbinări sudate, sînt decelabile cu ajutorul încercării durității. Încercarea cu microscarină permite măsurarea durității în grăunții de ferită cu asigurarea unei precizii corespunzătoare.

Zona influențată termic fiind sediul celor mai profunde transformări datorită efectului procesului sudo-termic, proprietățile acestora pot afecta fiecare din modurile posibile de variație a structurilor sudate - deformare excesivă, coroziune, fisurare - care în finele pot conduce la rupere. Rezultă interesul deosebit pentru cercetarea durificării în zonele limitrofe metalului depus, o importanță majoră acordîndu-se valorii durității maxime.

Duritatea maximă sub metalul depus este dependentă de condițiile de sudare ( energie, grosime, metal de adăos, temperatură inițială ) și de compoziția chimică a oțelului. Rezultă că acest criteriu poate fi folosit pentru aprecierea efectelor operației de sudare asupra structurii metalului de bază.

Reprezentînd curbele de transformare a austenitei la răcire continuă funcție de timpul de răcire este posibilă compararea cu curba duritate maximă - timp de răcire. Această confruntare demonstrată cu timpii critici de răcire pot fi mărești prin



valorile corespunzătoare ale durității maxime ( figura 3.2.)  
/16/ /17/.

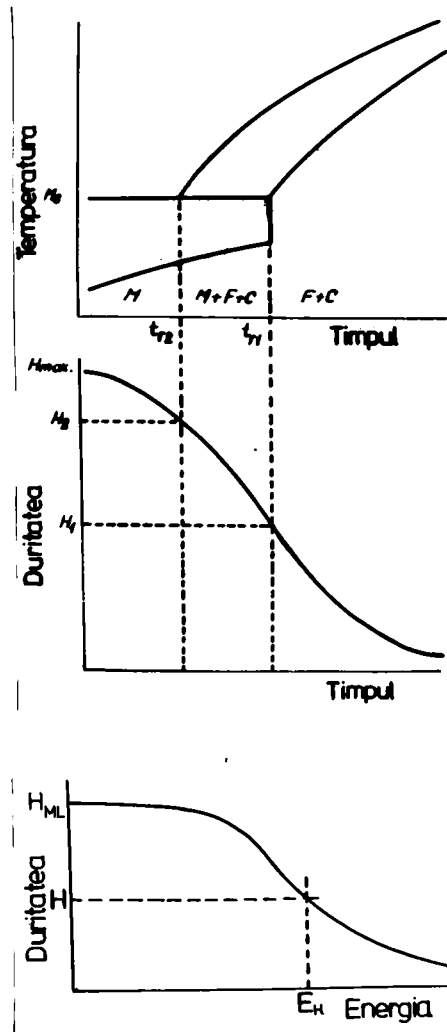


Figure 3.2. Variația durității structurilor rezultate prin transformarea austenitei la răcire continuă. M - martensită ; F - ferită C - cementită.

$t_{r1}$ ;  $t_{r2}$  - timpi critici de răcire

În cazul depunerii prin sudare a unui strat pe o probă de grosime și temperatură inițială date, se poate trasa o curbă  $H_{max} = f(\dots)$  - figure 3.3. - în care  $H_{max}$  este duritatea maximă sub metalul depus, iar  $E$  este energia de sudare utilizată în timpul depunerii /18/. Pe această diagramă se poate citi o valoare a durității maxime limită ( $H_{ML}$ ), de asemenea energia ( $E_H$ ) corespunzătoare unei valori arbitrare a durității (H).

Figure 3.3. Variația durității maxime sub metalul depus funcție de energie de sudare în cazul depunerii prin sudare a unui strat pe suprafața plăcii

În timp ce valoarea durității maxime limită, depinde în cea mai mare măsură de conținutul în carbon al

oțelului, valoarea energiei  $E_H$  depinde atât de conținutul în carbon cit și de capacitatea de călire a oțelului sub efectul ciclului termic de sudare. Din figura 3.4. rezultă că în cazul a două oțeluri avînd același conținut în carbon, dar calibilitate diferită, valorile energiilor de sudare corespunzătoare durității H sînt de asemenea diferite ( $E_{H1}$  ;  $E_{H2}$ ).

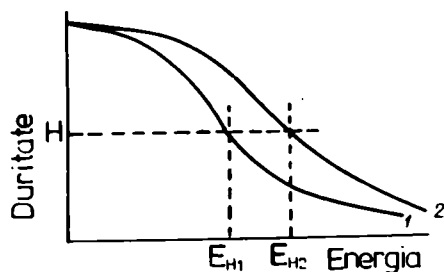


Figura 3.4. Influența calibilității asupra durității maxime sub cusătură

Avînd în vedere cele expuse reiese că, din punctul de vedere al durificării și deci al riscului fisurării, este necesară o dublă limitare privind conținutul maxim în carbon și

calibilitatea, exprimată prin energia de sudare.

În ceea ce privește influența grosimii, o reprezentare a variației durității maxime sub cusătură, funcție de grosimea probei și energia de sudare este dată în figura 3.5. /29/.

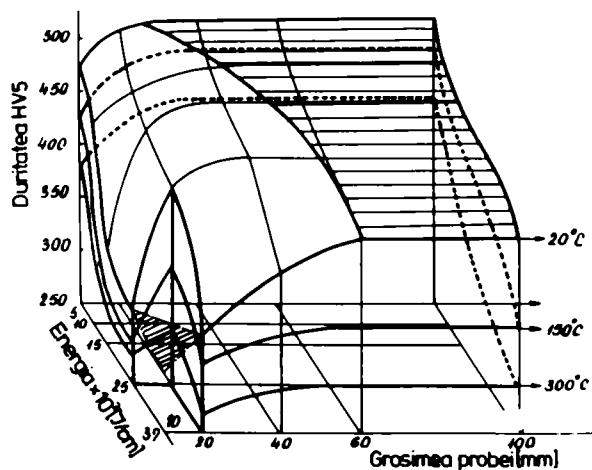


Figura 3.5. Variația durității maxime sub metalul depus funcție de energia de sudare și grosimea probei, în cazul temperaturilor inițiale 20°C, 150°C, 300°C. Sudare cu electrod rutilic

Pentru o compoziție chimică dată se ține cont de toate posibilitățile de combinare a grosimilor, durităților și tem-

peraturilor inițiale. În cazul tablelor groase, pentru o energie de sudare dată, duritatea maximă se stabilizează peste o anumită grosime a probei. Se pare că grosimea limită pentru duritatea maximă sub cusătură se situează la circa 50 - 60 mm.

Duritatea maximă sub metalul depus este de asemenea influențată de diametrul electrozului, în măsura mai mare chiar decât grosimea tablei /20/ și de învelișul electrozului. Astfel, la sudarea cu electrozi înveliși s-a constatat că, la energie și

grosime egale, electrozii bazici dau sistematic o duritate maximă ceva mai redusă ( 10 - 20 HV ) decât electrozii rutilici, fără însăială datorită bilanşului termic diferit.

Recomandările privind comportarea la sudare a oţelurilor fac adesea apel la o valoare limită a durităţii maxime sub metalul depus, obţinută în condiţiile unei depuneri special executată în acest scop, sau a unei îmbinări sudate reale. Făcând o valoare limită pentru duritate, în zona influenţată termic, aleasă astfel încît să corespundă unei structuri diferite de cea martenitică, pentru o grosime dată de material, această condiţie poate fi respectată pentru o serie de combinaţii energie - temperatură de preîncălzire ( figura 3.6.) /21/.

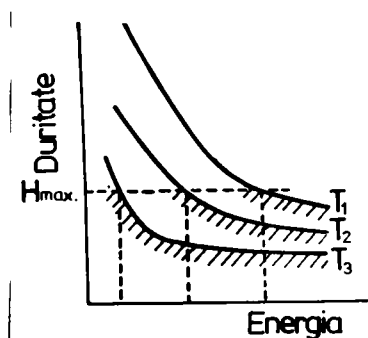


Figura 3.6. Influenţa temperaturii de preîncălzire şi a energiei de sudare asupra durităţii zonei influenţate termic

Astfel, pentru anumite oţeluri relativ puţin calibile este posibilă evitarea transformării martenitice şi implicit riscul fisurării la rece prin condiţii convenabile de sudare /16/, nu înseamnă

însă că fisurarea se va produce cu siguranţă dacă condiţiile menţionate anterior nu sînt îndeplinite.

Din cele expuse rezultă posibilitatea utilizării controlului durităţii maxime sub metalul depus pentru stabilirea condiţiilor de sudare care să evite fisurarea, dar cifra luată ca reper nu are valoare absolută şi nu poate fi considerată independentă de procesul de sudare /16/. Scopul urmărit prin încercarea durităţii sub metalul depus este prevenirea formării unei structuri de calire. În cazul oţelurilor carbon şi C-Mn, suprimind transformarea martenitică se elimină riscul fisurării /17/ /21/ /22/. În aceste condiţii, controlul modului de sudare printr-o valoare limită a durităţii sub metalul depus poate, atunci cînd este bine aleasă, să asigure evitarea fisurării la rece oricare ar fi conţinutul în hidrogen şi nivelul tensiunilor în îmbinarea sudată.

Pentru cercetarea durificării se consideră deosebit de semnificativă variația durității ( $\delta_{HV}$ ), aceasta fiind revelată pentru influența procesului sudo-termic aplicat la oțeluri cu diverse compoziții chimice și grosimi /25/. Gradul de durificare se calculează cu relația :

$$\delta_{HV} = \frac{HV_A - HV_0}{HV_0} \cdot 100 \quad (3.1.)$$

în care :  $\delta_{HV}$  este gradul de durificare, în % :

$HV_A$  - duritatea Vickers a metalului de bază în zona afectată termic;

$HV_0$  - duritatea Vickers a metalului de bază neafectat de procesul sudo-termic.

### 3.3. Aprecierea durificării sudurilor

Asemănător oricărui tratament de călire, proprietățile metalului de bază în zona influențată termic depind de viteza de răcire în domeniul de temperatură în care se produce transformarea. Analiza cinetică a acestei transformări poate fi realizată pe epruvete supuse ciclurilor termice similare celor pe care le suferă metalul în zona afectată termic. Cu ajutorul rezultatelor obținute este posibilă trasarea unei curbe care să reprezinte variația durității metalului, după revenirea la temperatură ambiantă, funcție de un criteriu care caracterizează răcirea. Rezultă că în cazul sudurilor la care se cunosc condițiile de răcire în zona influențată termic devine posibilă aprecierea durității sub metalul depus.

Cercetările sistematice efectuate asupra sudurilor uzuale, realizate în diferite condiții de sudare, cu permis constatarea că în zona influențată termic diversele puncte situate în aceeași plan perpendicular pe cusătură se găsesc practic, în același moment, la aceeași temperatură dacă ea este inferioară valorii de  $700^{\circ}\text{C}$ . Această concluzie este valabilă oricând ar fi temperatura maximă atinsă în fiecare din aceste puncte ( figura 3.7.) /24/.

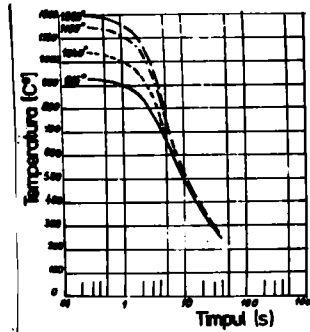


Figura 3.7. Vitezele de racire in diferite puncte ale zonei influențate termic. Oțel tip 52, tablă 12 mm, sudare manuală, energie de sudare 10 kJ/cm

Apare deci posibilitatea de a caracteriza condițiile de racire a diferitelor puncte ale zonei influențate termic cu ajutorul unui singur criteriu, care va fi acest interval de timp. Deoarece duritatea sub cotelul depinde mai ales de condițiile în care se realizează transformarea  $\gamma \rightarrow \alpha$ , este rațional de a se alege un criteriu dependent de viteză de racire în domeniul de temperatură în care se produc transformări structurale, ce condiționează proprietățile oțelului. Viteza de racire se caracterizează cu ajutorul duratei între  $700^{\circ}\text{C}$ , temperatură oproprietă de  $A_1$  și  $300^{\circ}\text{C}$ , temperatură învecinată punctului  $M_3$  al oțelurilor pentru structuri sudate /25/.

În vederea cunoașterii structurii zonei influențate termic o importanță deosebită prezintă determinarea vitezelor efective de racire din îmbinările sudate, care se studiază. Aceasta depinde de diverși parametri cum sînt : conductibilitatea termică, căldura specifică, grosimea piesei, energia de sudare, temperatura inițială a oțelului /26/ /27/.

Cunoaștința vitezelor de racire efective dintr-o sudură și comparîndu-le cu vitezile critice de călire, devine posibilă predicția structurii din zona influențată termic. Pentru calculul vitezei de racire în zona influențată termic s-au stabilit diverse formule /28/. Pentru vitezile critice s-au stabilit corelațiile cu conținutul în elemente chimice al oțelurilor și anume /26/ /27/, /29/, /30/ :

- viteză critică de călire martensitică

$$\lg v_1 = 9,41 - (4,620 + 1,052n + 0,541i + 0,500r + 0,661b + 0,00143P_A) \quad (3.2.)$$

- viteză critică de călire bainitică

$$\lg v_2 = 10,17 - (3,800 + 1,072n + 0,701i + 0,570r + 1,581b + 0,0032P_A) \quad (3.3.)$$

- viteza critică de răcire

$$\lg v_3 = 6,36 - (0,430 + 0,092Mn + 0,78Ni + 0,27Cr + 0,38Mo + 2\sqrt{Mo} + 0,0019P_A) \quad (3.4)$$

Elementele chimice sînt exprimate în %, viteza în °C/s la 700°C, iar  $P_A$  este parametrul de sustențizare în °C - 1 h.

Duritatea globală a structurilor martensitice, bainitice și ferite-perlitice poate fi evaluată în funcție de compoziția chimică (%) și viteza de răcire ( $v_2$ ), cu ajutorul următoarelor relații /27/, /29/, /31/ :

$$HV_{\text{martensită}} = 127 + 949C + 273Si + 114Mn + 6Ni + 16Cr + 21 \lg v_2 \quad (3.5.)$$

$$HV_{\text{bainită}} = -23 + 185C + 330Si + 153Mn + 0,5Ni + 144Cr + 191Mo + \lg v_2 (89 + 550 - 553Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \quad (3.6.)$$

$$HV_{\text{ferită-perlită}} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 19Mo + \lg v_2 (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \quad (3.7.)$$

Acste formule sînt aplicabile pentru teste oțelurilor slab aliate și permit calcularea durității care corespunde fiecărei viteze de răcire. Prin compararea valorilor calculate pentru vitezele de răcire se poate deduce structura obținabilă în zone influențată termic. Rezultatele experimentale au dovedit posibilitatea determinării durității sub metolul depus prin cunoașterea structurii și au demonstrat o bună concordanță cu valorile calculate prin formulele menționate anterior.

Pentru calculul durității maxime în zone influențată termic, la oțelurile cu rezistență ridicată, cercetătorii japonezi au stabilit formula /31/ :

$$HV_{\text{max}} = 666 \left( C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \right) + 40 \quad (3.8.)$$

Din cele expuse, rezultă faptul că deși duritatea subordon poate fi calculată, plecînd de la considerente metalurgice sau experimentale, ea nu poate fi ocotită o variabilă independentă în cazul oțelurilor care se sudază. Valoarea durității admisibile poate fi determinată numai dacă s-au fixat în prealabil condițiile de sudare.

#### 4. FRAGILIZAREA SUDURILOR

Fragilitatea se definește ca fiind proprietatea unui material solid de a se rupe fără acumularea unei energii apreciabile de deformare plastică în unitatea de volum în cursul procesului de deformare care o precede ruperea. Fragilizarea este procesul care conduce la fragilitate. Fragilitatea nu este o proprietate intrinsecă a materialelor și apariția ei depinde de numeroși factori externi și interni /1/ /2/.

Operațiile de sudare sînt susceptibile de a produce fragilizări mai mult sau mai puțin locale, care influențează negativ comportarea mecanică a sudurilor ca urmare a defectelor de sudare, tensiunilor rezonante, transformărilor structurale, rigidității ansamblului sudat /3/.

##### 4.1. Influența compoziției chimice

Diversele elemente chimice prezente în oțel își exercită în mod diferit influența asupra proprietăților acestora ( figurile 4.1 ... 4.6) /1/ /4/.../16/.

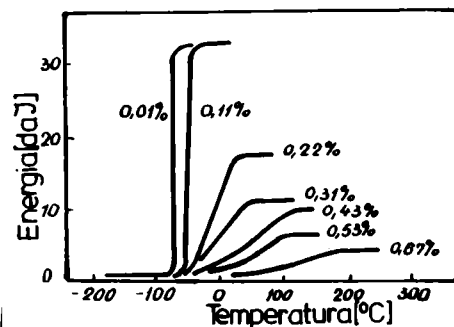


Figura 4.1. Influența conținutului în carbon asupra energiei de rupere prin încovoiere dinamică și a zonei de tranziție.

Oțel cu 1 % Mn și 0,3 % Si

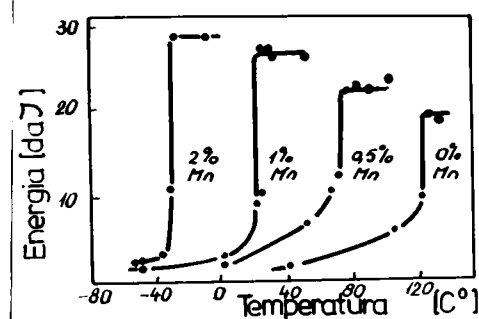


Figura 4.2. Influența conținutului în mangan asupra energiei de rupere prin încovoiere dinamică și a zonei de tranziție

Elementele de aliere existente în oțel prezintă unele caracteristici comune. Toate se dizolvă în austenită cu excepție unor carburi complexe. Fiecare element de aliere are o tendință

dominantă : formează carburi, se dizolvă în ferită, se distribuie între cele două faze. Elementele care formează carburi reacționează mai întâi cu carbonul și numai excesul se dizolvă în ferită. Ele acționează asupra capacității de călire, a produselor de decompunere a austenitei, a conținutului de austenită reziduală și a proprietăților mecanice.

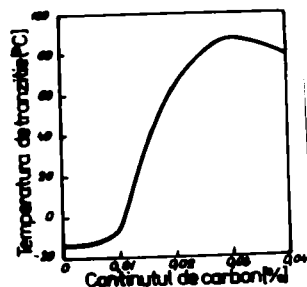


Figura 4.3. Influența conținutului în carbon asupra temperaturii de tranziție. Aliaj Fe-C

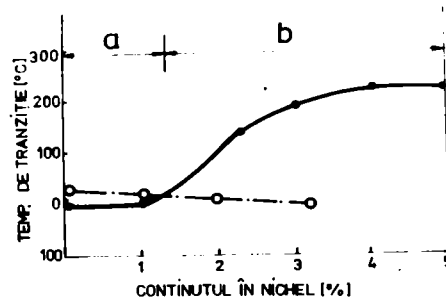


Figura 4.4. Influența nichelului asupra temperaturii de tranziție. a-supere prin clivaj în aliaje pure; b-supere parțial intergranulară în aliaje pure

Calibilitatea este favorizată de elementele care lărgesc domeniul austenitic (gama  $\gamma$ ) - C, Mn, Ni, Cu - sau micșorează difuziunea carbonului în fier - Cr, Mo, B - evitând astfel structurile feritice, perlitice, bainitice.

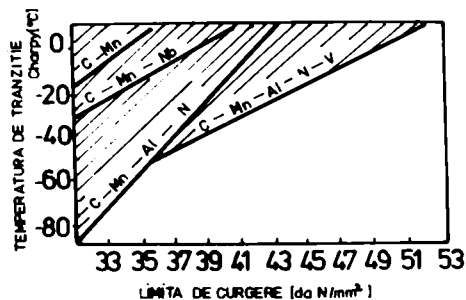


Figura 4.5. Influența elementelor chimice asupra limitei de curgere și a temperaturii de tranziție. Oțel C - Mn

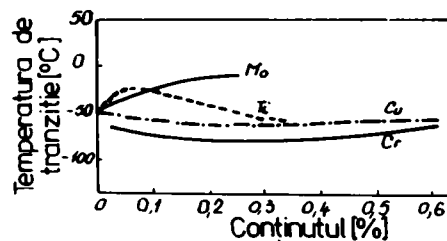


Figura 4.6. Influența elementelor chimice asupra temperaturii de tranziție. Oțel cu 0,5 % C



În privința produselor de descompunere a austenitei, importantă este acțiunea elementelor chimice asupra vitezelor de răcire. Din acest punct de vedere Si, S, P, Cu, Al, V, Nb, Sn, nu exercită o influență semnificativă /5/.

Elementele de oțiere secundară - V, Ti, Nb, Zr - finalizează granulajul, favorizând ductilitatea. Aceste elemente precum și altele - Cr, Mo - produc o durificare secundară în domeniul temperaturilor înalte prin mărirea temperaturii de precipitare a carburilor, împiedicând micșorarea rezistenței în zone influențată termic a auzurilor. V, Nb, Al, Ti, Zr furnează soluții solide cu fierul, iar în cazul unor concentrații ce depășesc limite de solubilitate în forită precipită sub formă de carburi, carbonitruzi sau nitruzi /11/ /14/ /16/. Atonii elementelor de microoțiere au o acțiune de durificare a austenitei sau feritei. Rezultă o creștere a limitei de curgere și o ridicare a temperaturii de tranziție. În cazul în care acțiunea microoțierii are ca efect precipitarea unor faze a căror rețea cristalină este coerentă cu cea a masei de bază și cu un grad mare de dispersie, se obține o creștere a limitei de curgere simultan cu o coborâre a temperaturii de tranziție /11/.

#### 4.2. Influența structurii metalurgice

Din punctul de vedere al fragilității, structura metalurgică exercită o influență hotărâtoare asupra comportării oțelurilor. La rîndul său structura este dependentă de numeroși factori cum sînt: compoziția chimică, mărirea granulajului, constituența structurală, tratamentul mecanic, tratamentul termic, tratamentul chimic.

##### 4.2.1. Mărirea granulajului

Efectul mării granulajului este deosebit de important deoarece, în general, o creștere a granulajului ridică temperatura de tranziție ( figura 4.7 și 4.8.).

Mărirea granulajului este funcție de modul de deoxidare, procedeul de fabricație, influențele termice anterioare suferite de oțel /17/.

În ceea ce privește deoxidarea, utilizarea aluminiului conduce la finalizarea granulajului datorită formării nitruzi de aluminiu; la calmarea cu aluminiu și siliciu, efectul aluminiului depinde de conținutul în siliciu.

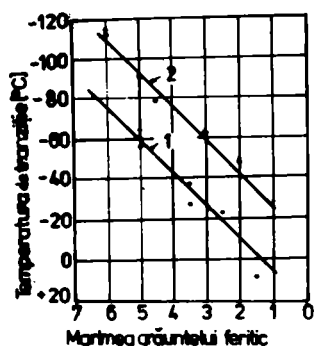


Figura 4.7. Influența mărimei grăuntelui asupra temperaturii de tranziție. 1-Ferită; 2-Ferită cu nichel

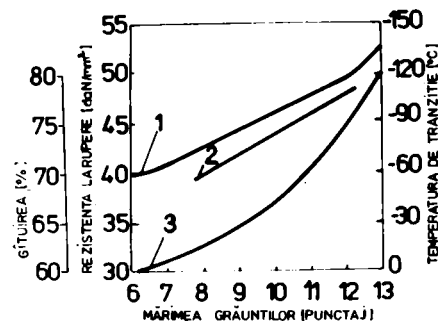


Figura 4.8. Influența mărimei grăuntelui asupra caracteristicilor mecanice și temperaturii de tranziție. 1-rezistențe la rupere; 2-ștuitura; 3-temperatura de tranziție

Referitor la procedul de fabricație, o granulație fină se obține în urma unui tratament termic de normalizare sau prin reducerea temperaturii de afișat de laminare ( figura 4.9).

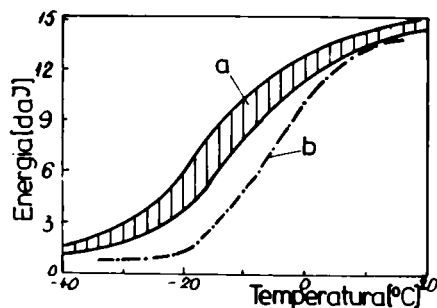


Figura 4.9. Influența temperaturii de afișat de laminare asupra fragilității. a-laminare controlată 915°C; b-laminare normală (valori medii)

Un grăunte austenitic mare poate provoca o fragilizare accentuată ( figura 4.10).

La sudarea oțelurilor, datorită ciclului termic eterogen care acționează în zone influențată termic, se obțin grăunți de mărime diferită din care rezultă o structură și ca urmare caracteristicile mecanice devin neomogene. Analizând ciclurile termice în diferitele subzone afectate ale metalului de bază se constată că cele mai favorabile condiții pentru creșterea grăunților - aurată

de menținere și temperatura maximă de încălzire - sînt zona edicenta cusăturii, între punctele 1 și 2 din figura 4.11. /18/

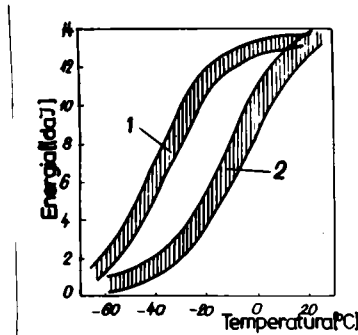


Figura 4.10. Influența mărinii grăunțului austenitic asupra fragilității. 1-granulație fină ASIM 7-3 ; 2-granulație mare ASIM 2-3

Din aceste motive, viteza de creștere a grăunților în subzona de supraîncălzire este mai mare (curba întreruptă) comparativ cu tratamentele termice obișnuite (curba continuă).

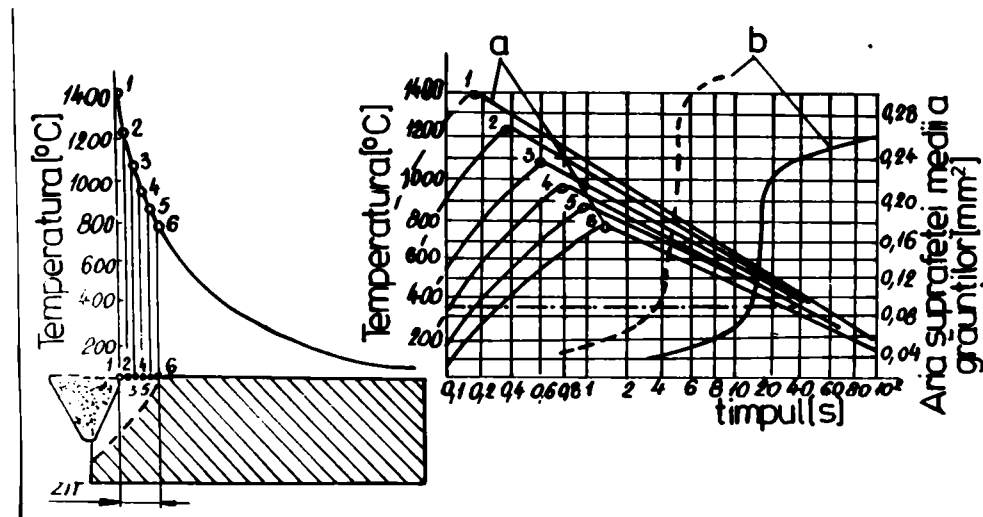


Figura 4.11. Influența ciclurilor termice de sudare asupra creșterii grăunților. a - ciclurile termice în punctele 1-6 ; b - curba de creștere a mărinii grăunților

#### 4.2.2. Constituenții structurali

Rezultatele experimentale obținute de diverși cercetători evidențiază influența pe care o exercită constituenții structurali asupra fragilității /6/. Astfel, în oțelurile hipoeutectoidice perlite fine asigură o bună ductilitate. Structurile ferite-perlitice conținând carbonita sînt în general fragile,

exceptând cazul în care martensita a suferit un tratament de revenire; martensita revenită asigură o ductilitate bună la temperaturi scăzute. Existențaustenitei reziduale exercită o influență nefavorabilă asupra ductității.

În cazul sudurilor, constituenții structurale fragili posibili în zone influențate termic sînt martensite și bainite, susceptibili la fragilizare în prezența hidrogenului /19/ /20/. Fragilitatea martensitei este dependentă de conținutul în carbon /21/. Se semnalează de asemenea că structurile conținând importante cantități de bainită superioară au un efect nefavorabil asupra rezilienței, la anumite oțeluri.

#### 4.2.3. Tratamentul mecanic

Printre procesele susceptibile de a modifica în mare măsură proprietățile metalelor și în special a oțelului, un loc important îl ocupă ecruisajul, adică deformarea plastică la o temperatură inferioară celei de recristalizare. Din punctul de vedere al fragilizării, ecruisajul are două efecte opuse și anume: provoacă o durificare a metalului ceea ce determină creșterea tendinței spre fragilizare; mărește solubilitatea hidrogenului în metal astfel reducînd susceptibilitatea la fragilizare /1/. Ecruisajul reduce capacitatea de deformare plastică, ridică limite de curgere și rezistență la rupere. Comparativ cu starea inițială, un metal ecruisat devine mai dur, mai rezistent la deformare plastică, mai fragil.

La oțelurile acoliaste efectul ecruisajului este accentuat prin tratament termic, adică prin îmbătrînire tensotermică.

În cazul sudării, gradientii termici foarte importanți, existenți în timpul răcirii ansamblului, sînt cauze instaurării unei stări de tensiune de nivel suficient de ridicat care provoacă deformări plastice locale, mai ales în apropierea defectelor (microficuri, nepătrunderi etc.), fie în metalul de bază, fie în metalul depus sau în ambele /22/. Efectul acestor deformări plastice este creșterea numărului de dislocații și deci o frinare a deformării plastice în continuare, adică o durificare.

Metalele de bază, metalul depus și zonele de trecere sînt supuse unei fragilizări tensotermice de grade diferite datorită caracteristicilor mecanice și cu urmări deformărilor plastice de asemenea diferite. Trebuie avut în vedere faptul că sensi-

bilitatea la fragilizare variază mult de la un oțel la altul /23/ /24/. Gradul de fragilizare depinde, în principiu, de gradul de deformare plastică realizat în intervalul de temperatură 200-300°C.

Fragilizarea tensotermică poate fi diminuată prin tratament termic. În majoritatea cazurilor, restaurarea ductilității este aproape totală pentru combinații favorabile timp - temperatură sub pragul de recristalizare a metalului fragilizat /25/.

#### 4.2.4. Tratamentul termic

Structurile cele mai apropiate de starea de echilibru termodinamic sînt cele mai puțin fragilizabile. În general, metalele și aliajele instabile la diverse temperaturi, la care sînt supuse, sînt susceptibile la fragilizare datorită creșterii dimensiunii graunților, formării martensitei, revenirii în anumite intervale de temperatură. Din punctul de vedere al efectelor tratamentului termic, pentru metalul de bază utilizat la structuri sudate e importantă deosebită ore lominare și răcire după lominare. Lominarea controlată, datorită temperaturii mai reduse de afirșit de lominare, ameliorează temperatura de tranziție; gradul de influență este dependent de compoziția chimică a oțelului ( figura 4.12.). După procesul de lominare, răcirea este determinată de grosimea produsului și așezarea lor pe patul de răcire.

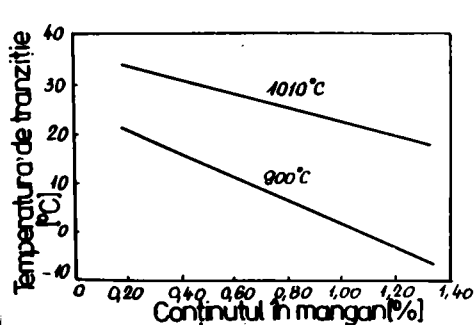
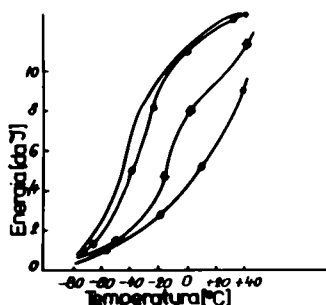


Figura 4.12. Influența temperaturii de afirșit de lominare asupra temperaturii de tranziție

În cazul sudurilor, zona influențată termic își reduce ductilitatea datorită valorilor ridicate ale vitezelor de răcire, cu consecințe asupra fragilității structurii care se formează și a fragilizării lor în prezența hidrogenului. Valorile rezilienței sînt direct afectate de condițiile în care se realizează îmbinarea sudată, respectiv de vitezele de răcire existente în zona influențată termic ( figura 4.13.).



**Figure 4.13. Influența condițiilor de realizare a îmbinării sudate asupra ductilității zonei influențate termic**

- Fără preîncălzire
- Preîncălzire 100°C
- Preîncălzire 205°C
- Preîncălzire 315°C

#### 4.2.5. Tratamentele chimice

În acest caz sînt luate în considerare procesele care provoacă fie o modificare a compoziției chimice, fie o schimbare a geometriei interne sau externe a aliajului. Modificări ale compoziției chimice se realizează prin difuziunea unor elemente chimice din exterior. Competitatea opelurilor poate fi afectată datorită prezenței hidrogenului care este capabil să provoace deformări plastice locale sau cuier figurare. Geometria superficială poate fi influențată prin microfisuri sau risuri datorită coroziunii. Efectul proceselor expuse conduce la fragilizare ca urmare a creșterii triaxialității tensiunilor.

La îmbinările sudate, fragilizare produsă de către hidrogen prezintă o importanță deosebită.

#### 4.3. Influența absorbției de hidrogen

Mecanismul fragilizării fierului datorită hidrogenului nu este încă cunoscut, motiv pentru care s-au emis diverse ipoteze /26/. Conform principalelor grupe de teorii propuse de diverși cercetători, hidrogenul provoacă fragilizarea prin /27/ :

- absorbția pe pereții microfisurilor interne ( Petch și Stables ) ;
- dizolvarea în rețeaua cristalină ( Hofman, Treloar, Bostien și Asou ) ;
- presiune foarte ridicată în cavități ( Tetelman și Robertson ) .

Influența hidrogenului asupra opelurilor este complexă /28/ /29/. El cauzează o scădere a capacității de deformare a

oțelurilor; în cazul oțelurilor noi supuse unui tratament de recălescere și solicitat cu viteză mare influența hidrogenului nu se exercită. La oțelurile noi reçoapte restaurarea proprietăților plastice se produce simultan prin degazare. Existența prealabilă a tensiunilor conduce la accentuarea influenței hidrogenului.

Fragilizarea datorită hidrogenului apare numai dacă există deformări plastice; ea nu se manifestă dacă viteza de deformare este foarte mică și dacă temperatura ocde suficient /29/.

În cazul sudurilor, hidrogenul poate exista în cantitate importantă sau în proporție redusă. Cum întotdeauna există un gradient de concentrație, dacă acesta coincide cu o creștere se provoacă o migrare a hidrogenului și deci o fragilizare foarte rapidă. Acțiunea hidrogenului se explică de asemenea pe baza fragilizării produse ca urmare a colectării la nivelul diverselor defecte sub efectul deplasării dislocațiilor datorită tensiunilor /30/. În aceste cazuri, gradientul concentrației în hidrogen tinde să dispară prin difuziune (linie întreruptă - figura 4.14.).

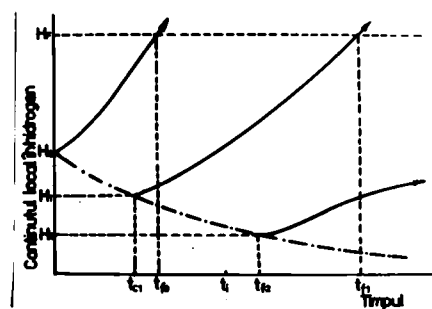


Figura 4.14. Reprezentarea schematică a evoluției conținutului în hidrogen la nivelul defectelor.

$H_0$  - conținutul inițial

$H_2$  - conținutul corespunzător fragilizării

$t_0$  - durata de încălzire

$t_2$  - timpul de fixare

$t_1$  - timpul de înmuiere

Sub influența concentrării tensiunilor și deformărilor la nivelul creșterilor, conținutul în hidrogen evoluează după curbele deosebite cu linie plină. Dacă conținutul rezultat în hidrogen atinge nivelul  $H_2$  se va produce o fragilizare puternică, după un timp mai lung sau mai redus în funcție de concentrația inițială  $H_0$ ,  $H_1$  etc. În condițiile de lucru care conduc la distribuția hidrogenului ( timp, temperatură, ) conținutul fragilizant  $H_2$  nu va mai fi atins și deci fisurarea nu va mai apare /31/, /32/, /33/.

Hidrogenul acționează asupra metalului în care diferitele elemente de aliere influențează fisurarea ( figura 4.15.).

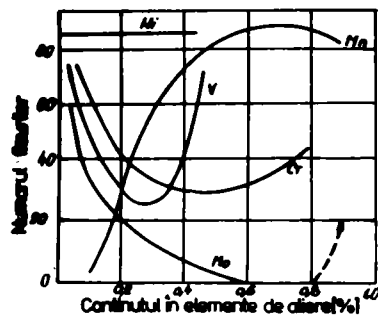


Figure 4.15. Influența elementelor de aliere asupra fisurării, în prezența hidrogenului

În prezența hidrogenului, apariția fisurilor este facilitată ca urmare a reducerii tensiunii minime de fisurare ( figura 4.16.).

Hidrogenul are un rol predominant în procesul de fisurare

la rece a oțurilor, influența lui manifestându-se practic în toate cazurile /19/, /34/, /35/.

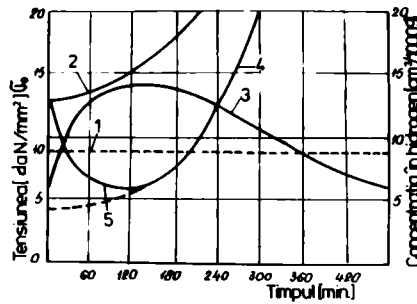


Figure 4.16. Variația tensiunii minime de fisurare funcție de timp, sub acțiunea hidrogenului

- 1 - tensiunea reziduală
- 2 -  $\sigma_{\min}$  fără hidrogen
- 3 - concentrația de hidrogen în zona influențată termic
- 4 -  $\sigma_{\min}$  în prezența hidrogenului
- 5 -  $\sigma_{\min}$  în funcție de variația concentrației în hidrogen

ție concentrației în hidrogen

În ceea ce privește limita maximă a conținutului în hidrogen la care nu se produce fisurarea, aceasta depinde de natura metalului de bază și de compoziția chimică a metalului după. Cercetările privind susceptibilitatea la fisurare la rece a diferiților constituenți structurali din zona influențată termic, au evidențiat că în condițiile în care nu operează călirea nu există pericol de fisurare la rece, chiar când conținutul în hidrogen este ridicat /29/, /36/.



#### 4.4. Influența geometriei sudurii

##### 4.4.1. Efectul dimensional

Din punctul de vedere al fragilizării, influența geometriei ansamblului sudat sau a epruvetei poate fi rezumată după cum urmează /6/ :

- în cazul epruvetelor mari gradientii de tensiune sînt mai mici ;
- energia de deformare în timpul curgerii sau al rupei bruște este funcție de dimensiunile epruvetei ;
- cu excepția defectelor de suprafață, există o probabilitate statistică mai mare de a găsi defecte într-o secțiune mai mare ;
- împiedicarea deformării în cazul pieselor de dimensiuni mari poate induce tensiuni mai ridicate ;
- similitudinea geometrică nu poate fi identificată cu o similitudine metalurgică.

Efectul dimensional este deosebit de pronunțat în cazul sudurilor realizate din materiale groase, prin toate procedeele de sudare, constatîndu-se o dispersie considerabilă a valorilor de reziliență pe grosime. Dacă valorile obținute pe table de grosimi reduse sînt ridicate și puțin disperse, pe table groase valorile rezilienței sînt mai mici și mult mai împrăștiate ( figura 4.17.).

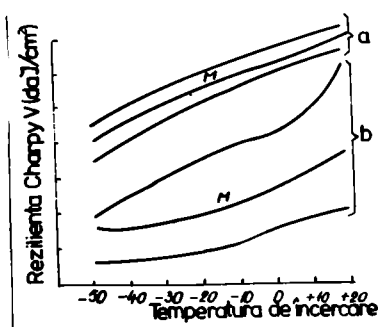


Figure 4.17. Influența grosimii tablelor asupra valorilor de reziliență.

- a - tablă cu grosime 15 - 20 mm
- b - tablă cu grosime 80 - 100 mm
- M - media valorilor măsurate

Pentru un ansamblu sudat, grosimea mare antrenează acumularea de tensiuni ridicate, care favorizează

ruperea fragilă plecînd de la un defect preexistent.

##### 4.4.2. Efectul creștăturii

Prezența creștăturilor are ca urmare o distribuție mai complexă de tensiuni și o concentrare la vârful ei ( figura 4.18.), de asemenea o modificare a procesului de deformare /6/.

Datorită alterării locale a stării de tensiune crește limita de curgere și rezistența la rupere.

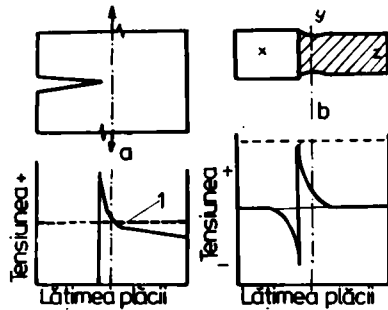


Figura 4.16. Distribuția tensiunilor la virful unei creștături.

a - tensiune longitudinală  
b - tensiune transversală

Limita de curgere se poate mari până la nivelul rezistenței la rupere astfel încât materialul

să se comporte fragil.

În cazul sudurilor, efectul creștăturii are o importanță cu totul deosebită datorită existenței acestor defecte în toate împrejurările și suprapunerii altor factori care contribuie la fragilizare (calirea, mărirea grăuntelui, tensiunile remanente, deformațiile plastice etc. /37/.

#### 4.5. Influența regimului de solicitare

##### 4.5.1. Temperatura

Caracteristicile de plasticitate și de rupere ale oțelurilor sînt influențate de transformările structurale posibile la anumite temperaturi. Temperaturile mai reduse decît cea ambiantă, în general, nu produc modificări structurale cu excepția oțelurilor calite care conțin austenita reziduală.

La aliajele cu rețea cristalină cub cu volum centrat influența temperaturii scăzute se manifestă prin schimbarea modului de rupere, de la forfecare (ductil) la clivaj (fragil) la o temperatură care depinde de starea de tensiune și viteză de solicitare.

Din punctul de vedere al comportării la tracțiune a oțelurilor carbon și aliaj oțel, reducerea temperaturii se manifestă prin ridicarea limitei de curgere, creșterea diferenței dintre limite de curgere superioară și inferioară de asemenea prin mărirea rezistenței la rupere. La încercarea de încovoiere prin șoc, scăderea temperaturii provoacă reducerea energiei de rupere și a fibrozității din secțiunea de rupere.

Prin mărirea temperaturii, în general, crește capacitatea de deformare a metalelor cu excepția fragilității la albastru a oțelurilor în intervalul de temperatură 200 - 300°C /38/.

#### 4.5.2. Viteza de solicitare

În cazul metalelor care se pot rupe prin clivaj, o creștere suficientă a vitezei de solicitare, la temperatură constantă, provoacă schimbarea ruperii ductile în rupere de tip fragil.

La încercarea de tracțiune, efectul mării vitezei de solicitare se manifestă prin creșterea limitei de curgere și a rezistenței la rupere. În cazul unei viteze de solicitare foarte reduse nu apare vârful limitei de curgere superioară. Valoarea raportului  $R_p/R$  și creșterea acestuia în funcție de viteză de solicitare sînt dependente de compoziția chimică și structura oțelului. Influența mării vitezei de solicitare la încercarea de încovoiere prin șoc se exercită prin micșorarea energiei de rupere și deplasarea curbei de tranziție spre temperaturi mai ridicate. Efectul vitezei de solicitare este cu atît mai important cu cît dimensiunile epruvetei sînt mai reduse, iar masa de lovire mai mare.

#### 4.5.3. Starea de tensiune

Capacitatea de deformare a oțelurilor este afectată cu atît mai mult cu cît repartizarea tensiunilor pe cele trei direcții principale este mai uniformă - grad de triaxialitate ridicat.

Existența diverselor concentrații într-o piesă metalică provoacă o creștere a triaxialității tensiunilor care antrenează o durificare a metalului, diminuarea ductilității și deci ridicarea temperaturii de tranziție /1/. Aceasta este motivul pentru care ruperea fragilă își are originea în dreptul concentratorilor de tensiune (discontinuități, faze eterogene etc.) /39/. Dependența ductilității de temperatură și felul solicitării rezultă din diagrame Heindlhofer (figura 4.19.) /6/.

Din punctul de vedere al stării de tensiune, diagramele reprezintă efectul tracțiunii ( $\sqrt{I_2}/Z = 2$ ), încovoierii prin șoc ( $\sqrt{I_2}/Z = 2$ ) și torziunii ( $\sqrt{I_2}/Z = 1$ );  $\sqrt{I_2}$  este tensiunea principală maximă, iar  $Z$  tensiunea de forfecare.

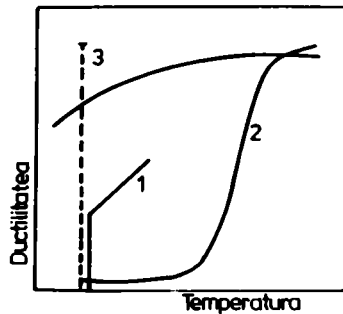


Figura 4.19. Diagrama Heindlhofer  
1 - tracțiune; 2 - încovoiere dinamică; 3 - torsiune

#### 4.5.4. Radiațiile

A acțiunea radiațiilor se manifestă prin curățirea oțelurilor ceea ce determină deplasarea tranziției ductil - fragil spre temperaturi mai ridicate și reducerea energiei de rupere.

Efectul este similar celui produs de tratamentul termic de caldare, de prezența unei creștături severe sau de o solicitare dinamică.

#### 4.6. Influența regimului de sudare

Regimul de sudare exercită o influență deosebită asupra proprietăților mecanice ale sudurii prin aportul de energie. O energie ridicată introdusă în îmbinarea sudată poate provoca fragilizarea și fisurarea la cald a zonei influențate termic, apariția zonelor noi, fisurarea la cald a metalului topit în cursul solidificării, fisurarea la cald datorită deplasării marginilor tablei la sudarea dintr-o singură parte, destrămarea lamelare, micșorarea ductilității metalului topit ca urmare a prezenței elementelor de microaliere, fisurarea la detensionare cauzată de capacitatea redusă de deformare la cald a oțelurilor fragilizate în timpul relaxării tensiunilor /32/ /40/. În cazul unui aport redus de energie apar probleme în legătură cu fisurarea, în prezența hidrogenului, a metalului de bază și a metalului depus, fisurarea întinsă la sudarea sub flux dintr-o singură parte, fisurarea datorită coroziunii sub tensiune, fisurarea de către hidrogenul sulfurat din ansamblurile sudate /32/.

Ductilitatea zonei influențate termic poate fi controlată prin limitarea energiei admise în îmbinarea sudată, mărimea secției regiunii, tratată diferit de restul metalului de bază, fiind funcție de energia de sudare /32/ /41/. Cu cât dimensiunile zonei influențate termic vor fi mai reduse, cu atât mai mari vor fi efectele variației de ductilitate, datorită structurilor metalurgice prezente, asupra comportării mecanice a sudurii. Rezultă deci că la alegerea parametrilor optimi de sudare trebuie ținut

cont că cele mai favorabile condiții sînt acelea care asigură variația ductilității structurilor într-un spațiu cît mai mare posibil. Aceste considerații impun totuși o limitare datorită faptului că o marire a aportului de energie peste anumite limite provoacă o degradare a ductilității cu urmarea a creșterii grăunților /32/ /41/. Trebuie deci ca pentru fiecare marcă de oțel și grosime de tablă să se fixeze aportul de energie și în consecință parametrii de sudare, care provoacă cea mai redusă degradare a ductilității în zona influențată termic /41/.

Influența complexă a compoziției chimice a oțelurilor conduce la efecte diferite ale regimului de sudare. Astfel, o creștere a energiei arcului în anumite limite poate determina o marire a valorilor rezilienței în regiunile zonei influențate termic a oțelurilor C - Mn, decît s-a obținut simultan o reducere a conținutului în martensită /16/. O preîncălzire la 100°C a fost de asemenea utilă scopului menționat.

La oțelurile alob. aliate la care martensita este ne-reu prezentă în subzona de supraîncălzire, cu grăunți mari, o mărire a energiei arcului a redus rezistența la rupere prin clivej cu urmarea a creșterii dimensiunilor grăunților de austenită și a unei proporții de beinită superioară și inferioară existentă în zona influențată termic /16/.

Preîncălzirea la 100°C și la temperaturi mai ridicate reduce de asemenea reziliența.

#### 4.7. Aprecierea fragilității sudurilor

După cum s-a menționat anterior, durificarea îmbinărilor sudate se datorează în principal proceselor de îmbătrînire termică și mecanică din zona influențată termic.

Din punctul de vedere al durificării prin călire, influența naturii oțelului asupra fragilizării se exercită fie prin intermediul produselor de descompunere a austenitei la răcire continuă fie prin sensibilitatea martensitei la fragilizare în prezența hidrogenului. Efectul conținutului în carbon al oțelului nu este considerabil în ceea ce privește călibilitatea, dar se manifestă într-un mod important în raport cu temperatura  $M_s$ , care scade cînd conținutul în carbon crește. Urmarea este lărgirea intervalului de temperatură dintre izotermele de transformare  $\gamma \rightarrow \alpha$  ( figura 2.5.) și deci mărirea posibilităților

de difuzie a hidrogenului după transformarea metalului depus. Consecința cea mai importantă privește fragilizarea martensitei datorită hidrogenului, care este considerabil accentuată când conținutul în carbon crește.

Majoritatea elementelor de aliere au un efect direct asupra calității, de asemenea acționează asupra fragilizării martensitei în prezența hidrogenului. Astfel, martensita cu nichel pare relativ puțin sensibilă la fragilizare, dar alte elemente, a căror acțiune în raport cu calitatea este puțin importantă, ar putea să aibă influență. Adăugarea de elemente de aliere este limitată din cauza structurilor bainitice sau martensitice care pot să opereze și să provoace o fragilizare nedorită asociată cu creșterea durității.

Rezultatele cercetărilor întreprinse pentru studierea fragilizării tensoterme se relevă că între durificare și fragilizare există o corelație nu numai calitativă, dar și cantitativă sau cel puțin semicantitativă. Pe baza acestei corelații s-a arătat că în ansamblurile sudate există efectiv o durificare lângă un defect, iar acestuia îi corespunde o fragilizare tensotermică ridicată ce se manifestă prin micșorarea rezilienței și scăderea temperaturii de recristalizare /22/.

Fragilizarea poate fi studiată direct prin încercări distructive - tracțiune, încoviere - care permit determinarea cu precizie mai mare sau mai mică a gradului de fragilizare, dar aceste metode sînt scumpe și nu permit decelarea fragilizării locale. Rezultă interesul pentru metode indirecte, mai operative și mai puțin costisitoare, care să permită evidențierea unei fragilizări localizate, pe cît posibil prin metode nedistructive.

Avînd în vedere ipotezele conform cărora fragilizarea oțelurilor carbon și ale aliajelor este la bază blocarea dislocațiilor în mase de fază feritică (Cottrell, Lealig, Austin etc.), pare logic să se studieze fragilizarea unui oțel cercetînd comportarea fazei feritice cu o metodă de încercare avînd sensibilitatea adecvată. Printre mijloacele care corespund scopului enunțat sînt microscopia optică, microscopia electronică cu replică, microscopia electronică prin transmisie și analize sclerometrice /42/ . Evident, fragilitatea fiind o proprietate dependentă de un mare număr de factori, este imposibil de a evalua gradul de fragilizare al diverselor oțeluri numai pe baza rezultatelor încercării duri-

tății. Este necesar să se stabilească în prealabil, pentru fiecare oțel, corelația durificare - fragilizare.

## 5. FIURAREA SUDURILOR

Fiurarea este rezultatul efectului combinat al tensiunilor din îmbinare și al capacității limitate la deformare, ca urmare a transformărilor provocate de operația de sudare și care au condus la durificare - fragilizare.

Informațiile culese cu ocazia numeroaselor avarii de construcții sudate au relevat faptul că defectele sub formă de fisuri reprezintă un pericol real pentru inițierea rușii fragile. Din această cauză fiurarea sudurilor este considerată în prezent problema majoră a cercetării comportării la sudare.

Fiurarea sudurilor poate să intervină în timpul sau după operația de sudare, fără intervenția tensiunilor de serviciu, afectând metalul depus, zona de trecere sau zona influențată termic /1/.

### 5.1. Tensiunile remanente în suduri

#### 5.1.1. Originea tensiunilor remanente

Apariția tensiunilor remanente la încălzirea și răcirii produselor din oțel se datorează dilatării și contracției termice neuniforme a diferitelor regiuni ale piesei cât și formării diverșilor constituenți, asociat cu variație volumică.

Din punctul de vedere al volumului în care apar tensiunile remanente, acestea se împart în trei grupe și anume :

a. tensiuni de ordinul I - apar și au valoare constantă în porțiuni de dimensiuni macroscopice, putând cuprinde numai anumite părți sau chiar piese în totalitate ;

b. tensiuni de ordinul II - dimensiunile volumului în care apar și au valori constante sînt de ordinul unei părți de cristal sau cristale întregi. Ele se datoresc anizotropiei elastice dintre diferite părți ale rețelei cristaline cu orientări diferite;

c. tensiuni de ordinul III apar în volume de material cu dimensiuni apropiate unor părți de rețea cristalină.

Sub efectul ciclului termic de sudare se produc încălziri și răcirii neuniforme în anumite zone ale ansamblului sudat asociate de modificări ale volumului specific în cursul procesului de transformare a austenitei. La baza inducerii tensiunilor remanente steu în primul rând diferențele de proprietăți termice și mecanice ale microvolumelor de material asupra cărora se exercită variațiile de temperatură, iar în al doilea rând apariția constituenților de călire /2/.

În cazul transformării austenitei în martenită, tensiunile remanente de ordinul II sînt determinate de acțiunea reciprocă a unor părți ale cristelului de austenită asupra celorlalte, ca urmare a reorganizării rețelei și creșterii de volum care o însoțește. Aceleoași condiții provoacă și tensiuni de ordinul III datorită deplasării atomilor de fier de la pozițiile lor locale, din cauze prezentei atomilor de carbon în interstițiile rețelei de soluție solidă suprasaturată /3/ /4/. Diferența de ductilitate dintre constituenții structurali care se formează și cei care dispar determină o modificare a repartiției tensiunilor de ordinul I și o concentrare a tensiunilor de ordinul II în anumite volume de grăunți.

Tensiunile remanente apar stit în metalul depus cit și în metalul de bază, au o distribuție triaxială, iar valoarea lor scade pe măsura ce ne îndepărtăm de cusătură /5/. Existența acestor tensiuni conduce la slăbirea forțelor de coeziune interatomice.

În afara tensiunilor datorită sudurii se mai suprapun tensiunile induse în metalele îmbinare ca urmare a procedeeilor tehnologice aplicate înainte de sudare ( forjare, laminare, embutisare, tratamente termice etc.), cele create de sarcinile exterioare pe care le suportă construcția în timpul exploatarei și de variațiile temperaturii mediului ambiant.

Valoarea tensiunilor remanente în cazul sudurilor depinde de procedeu și regimul de sudare, calitatea oțelului, forma și dimensiunile pieselor sudate, rigiditatea sudurii și a construcției, mărimea și sensul tensiunilor remanente existente înainte de sudare /6/ /7/.

#### 5.1.2. Efectul tensiunilor remanente

Energia de deformare înmagazinată sub formă tensiunilor remanente se păstrează în interiorul pieselor, fiind posibilă



micșorarea în timp datorită deformațiilor plastice pe care le poate produce. Sub efectul tensiunilor se produce o concentrare a deformațiilor, iar dacă deformația globală este împiedicată, local se depășește capacitatea de adepțare a metalului, în starea în care el se găsește în momentul solicitării, producându-se fisurarea. Dacă deplasările nu sînt împiedicate, iar deformațiile ajung la valori importante se produc modificări ale formei piesei.

Existența fisurilor poate genera ruperi fragile, de asemenea suprapunerea tensiunilor rezonante cu cele aplicate, amplificînd caracterul triaxial al tensiunilor rezultente, favorizînd rupea fragilă /8/ /9/.

Influența tensiunilor rezonante asupra fragilității oțelurilor se consideră, în general, mai puțin importantă în absența defectelor. În condițiile în care oțelul lucrează la temperaturi situate sub cea de tranziție, prezența unui concentrator de tensiune provoacă inițierea fisurii sub o tensiune cu mult mai mică decît în absența acestuia. Dacă oțelul este expus la temperaturi peste cea de tranziție, fiind posibilă apariția unei deformări plastice în apropierea defectului, poate să apară o relaxare a tensiunilor și deci influența asupra inițierii fisurii este micșorată sau chiar anulată.

Tensiunile care apar în zone influențate termic, ca urmare a procesului de sudare, exercită un rol complex. Datorită sudării, se produce deformații plastice la temperaturi ridicate și scăzute, care condiționează transformările structurale și proprietățile mecanice ale metalului afectat. În funcție de sensibilitatea la îmbătrînire a metalului de bază, deformațiile plastice conduc la fragilizarea acestuia. Referitor la fragilizarea datorită hidrogenului s-a presupus că pentru apariția fisurării sînt necesare zone deformate plastic și tensiuni de ordinul limitei de curgere /8/. Tensiunile rezonante amplificate cu factorul de concentrare pot provoca asemenea deformații plastice locale.

Avînd în vedere reducerea ductilității oțelului în zone limitrofă metalului depus, ca urmare a supraîncălzirii și călirii, se poate crede că tensiunile rezonante de ordinul II pot avea o influență considerabilă asupra comportării mecanice a metalului influențat termic. Efectul cel mai important este favorizarea coroziunii sub tensiune și a fragilizării datorită hidrogenului.

## 5.2. Fisurarea la cold

### 5.2.1. Caracteristici generale

Fisurile la cold se formează la temperaturi ridicate, apropiate de limita inferioară a intervalului de solidificare și se caracterizează, în general, prin aspectul oxidat al suprafețelor rupturii /10/ /11/. Fisurarea la cold opere intercristalină, la marginea grăunților de austenită.

### 5.2.2. Fisurarea la cold a metalului după

Fisurarea la cold a metalului după are la bază diverse efecte ale proceselor produse în timpul solidificării cusăturii și se atribuie, în principal, scăderii ductilității într-un anumit domeniu de temperatură, prezenței unor pelicule nemetlice la limitele grăunților și existenței unor topiri locale la limite grăunților în timpul depunerii straturilor următoare.

Apariția fisurării la cold este determinată de acțiunea factorilor metalurgici, constructivi, tehnologici.

Sensibilitatea la fisurare este influențată de structură, tipul și cantitatea de fază lichidă existentă în cursul solidificării, mărimea intervalului de cristalizare, viteza de solidificare.

Urmare depunerii metalului de adăos, grăunții care iau naștere la solidificare cresc pornind de la zona de trecere spre zona centrală a cusăturii. În acest timp o parte din elementele de aliere precum și impuritățile prezente sânt împinse de cristalitele în dezvoltare spre zonele care se solidifică mai târziu, producându-se astfel o concentrare în lichidul care se solidifică ulterior. Efectul este scăderea temperaturii de solidificare, care poate atinge diferențe de ordinul sutelor de grade față de zona care se solidifică la început.

Pe măsură ce solidificarea progresează, cusătura și metalul înconjurător se răcesc treptat provocând tensiuni datorită contracției. Efectul acestora este mai însemnat atât timp cât grăunții, în creșterea lor, nu ajung să se atingă între ei, însă devine important pe măsură ce solidificarea se apropie de sfârșit. În condițiile menționate, existența lichidului rezidual cu punct de topire redus conduce la o ductilitate foarte scăzută din care cauză tensiunile de contracție produc fisuri ( figura 5.1.) /12/.

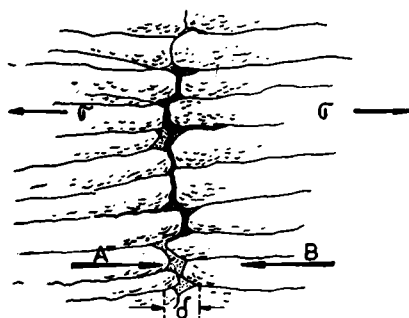


Figura 5.1. Fisurarea metalului după în timpul solidificării.

$\sigma$  - tensiunea de contracție  
AB - direcția de solidificare  
 $\delta$  - zona parțial lichidă

Golurile create prin fisurare sînt umplute de lichidul cu temperatura scăzută de topire, dar numai parțial din cauza cantita-

ții insuficiente de fază lichidă.

Marimea grăunților rezultați după încheierea procesului de solidificare, intervalul de timp corespunzător realizării coeziunii dendritice, tipul și cantitatea de fază lichidă, factori de care depinde fisurarea la cold, sînt la rîndul lor influențați de structură și viteza de solidificare. Desigur, procesele expuse sînt condiționate de compoziția chimică a metalului după, unele elemente avînd efecte defavorabile (Mn, Cr, Mo, V), iar altele efecte favorabile (C, S, P, Si, Ni) /11/, /12/, /13/; aliajele cu interval mare de solidificare sînt cele mai sensibile la fisurare la cold.

Fisurarea la cold este influențată de starea de tensiune din cusătură, determinată de tensiunile datorate solidificării și sarcinilor exterioare aplicate.

Tehnologia de sudare (curentul, tensiunea, lungimea arcului, viteza de sudare, tipul electrozudului etc.) poate crea condiții pentru o cristalizare neuniformă a cusăturii cu tendință ridicată spre fisurare la cold. Principalele efecte ale unei tehnologii necorespunzătoare pot conduce la neomogenități chimice, care se manifestă prin repartizarea neuniformă a elementelor de aliere și la neomogenități fizice, provocate de aglomerarea diverselor defecte ale rețelei cristaline. Aceste neomogenități microscopice tind să se plaseze pe direcții preferențiale, favorabile fisurării la cold.

### 5.2.3. Fisurarea la cold a zonei influențate termic

La temperaturile ridicate produse în zona influențată termic, în apropiere de zona de trecere pot să apară topiri parțiale datorită prezenței incluziunilor nemetale sau agregatelor

locale. Tensiunile care apar în îmbinarea sudată, ca urmare a procesului de solidificare, pot produce fisuri în aceste regiuni parțial topite ( figura 5.2.) /12/ /14/.

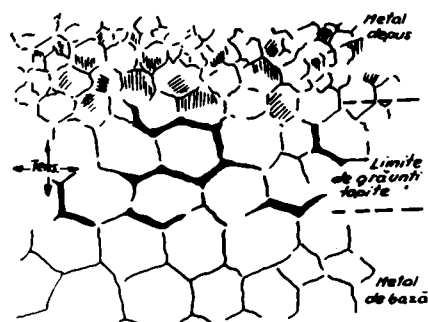


Figura 5.2. Fisurarea la cold a zonei influențate termic

În cazul oțelurilor cu structură ferito-perlitică, asemenea fisuri sînt posibile datorită unui conținut ridicat în sulf și concentrației reduse în mangan.

Fisurile care apar în metalul de bază, supus unor influențe termice, se găsesc de preferință în locurile în care aportul de căldură din timpul sudării este cel mai mare. Ele se propagă intercristalin, iar în apropierea fisurilor se observă modificări evidente ale limitelor de grăunți și faze noi avînd frecvent o structură eutectică /14/ /15/. Trebuie menționat însă că numai topirea nu provoacă apariția fisurilor în timpul sudării; în afară de metalul de bază, condițiile de sudare, în primul rînd temperatura și durata de menținere la temperatura ridicată, de asemenea tensiunile sînt determinate pentru formarea fisurilor.

Fisurile la cold produse în zone influențată termic au o orientare perpendiculară pe zona de trecere, iar lungimea lor este de ordinul de mărime al diametrului citorva grăunți, din care cauza sînt greu decelabile.

Din punctul de vedere al factorilor care determină apariția, fisurile la cold se clasifică în fisuri datorate segregăției care provoacă licația la limite grăunților, fisuri cauzate de precipitarea unor constituenți fragili, fisuri provocate de pierderea ductilității în domeniul temperaturii de recristalizare. În cazul fisurării produse datorită segregării, influența majoră este atribuită sulfului și fosforului. La fisurarea cauzată de pelicule fragile, elementele care formează carburi nu sînt derivate deși din punctul de vedere al segregării ele sînt utile deoarece scot carbonul din soluție. Aceste concluzii

sunt desigur dependente de oțelurile considerate, mai ales din punctul de vedere al conținutului în carbon care are un efect pronunțat.

### 5.3. Fisurarea la rece

#### 5.3.1. Aspecte morfologice ale fisurilor

Prin fisurare la rece se înțelege fenomenul care se manifestă la temperaturi relativ reduse, sub  $200^{\circ}\text{C}$ , sau la temperatura ambiantă, în cursul răcirii sudurii sau după răcirea acesteia /10/.

La scară macroscopică fisurile pot fi caracterizate prin sens în care ele apar, orientarea față de cusătură și poziția lor. Din punctul de vedere al zonelor caracteristice sudurii, fisurile la rece apar în metalul depus (A) și în zona influențată termic (B) - figura 5.3. /11/ /16/.

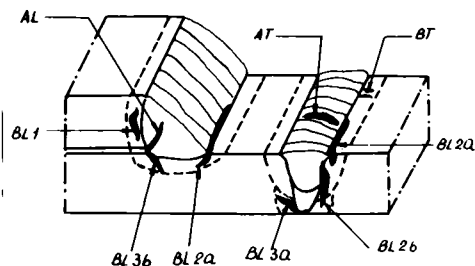


Figura 5.3. Aspectul fisurilor la rece produse în suduri

În raport cu cusătura, fisurile pot fi orientate longitudinal (AL, BL) sau transversal (AT, BT). În zona influențată termic fisurile longitudinale

sunt paralele cu zone de trecere (BL 1) sau localizate la nivelul unei discontinuități, existente în îmbinare, formând fisurile de recordare (BL 2) sau de rădăcină (BL 3). Fisurile BL 1, BL 2 sau BL 3 pot sau nu pot să se deschidă la suprafața piocelor sudate. Astfel este cazul mai ales la fisurile de rădăcină a sudurilor în colț (BL 3b) sau a fisurilor de recordare apărute după depunerea unui strat, dar ulterior acoperit cu altul (BL 2b).

În raport cu izotermele din zona influențată termic se disting fisuri în metalul depus (A), fisuri transversale față de direcția izotermelor ( $B_T$ ), fisuri de recordare ( $B_R$ ), fisuri sub metalul depus ( $B_U$ ) și fisuri de diluare (.) - figura 5.4./11/.

Investigațiile întreprinse asupra tablelor groase au evidențiat anumite particularități ale morfologiei fisurilor și

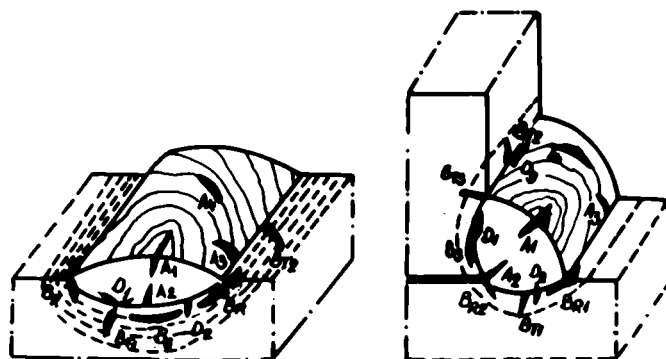


Figure 5.4.  
Orientarea fisurilor la rece față de izotermele din zona influențată termic

cauze /17/ ;  
g. fisurile sub cotelul depus

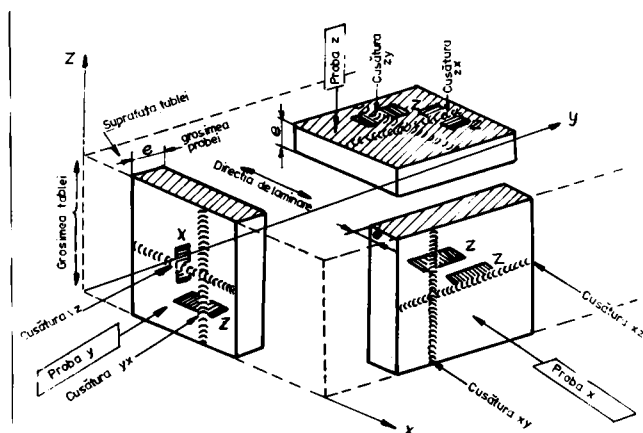
dispușe longitudinal, aproximativ paralel cu zona de trecere, se găseesc numai sub straturi depuse în poziția Z ( figure 5.5. ) , perolele nou perpendiculare pe sensul de laminare. Aceste fisuri, ele încăși situate aproximativ în planul Z, afectează benzile perlitice ale metalului de bază cele mai apropiate de zona de trecere;

b. în cazul depunerilor realizate pe probe X toate fisurile sînt dispușe în benzile caracteristice structurii secundare. Ca urmare a acestui fapt, aspectul sub core se prezintă fisurile este diferit; în secțiunile transversale XZ apar fisuri paralele care ies în zona de trecere, iar în secțiunile XI fisurile au formă de curbe închise și sînt în număr relativ redus ;

g. la probe Y efectul structurii secundare în șiruri este evident pentru depunerile IX; în cazul straturilor depuse în poziția YZ apar mai ales fisuri orientate transversal față de direcția depunerii ;

d. pe lângă fisurile situate în benzi apar fisuri cu aspect clasic, paralele cu zona de trecere, sub acțiunea tensiunilor rezonante carborate cu fragilizarea datorită hidrogenului.

Examinarea microscopica a fisurilor formate la rece releva aspectul de ruptură continuă neromificată. Prin fractografie electronică se evidențiază caracterul intercristalin sau transcristalin, în funcție de structura oțelurilor. Se pare că fisurile intercristaline apar la oțelurile puternic călibile, iar cele transcristaline se omorăsoază prevalent în oțelurile cu călibilitate redusă /17/.



**Figure 5.5. Poziția probelor prelevate din tablă groasă pentru evidențierea aspectelor morfologice ale fisurilor sub metalul depus.**

### 5.3.2. Cauzele fisurării la rece

Principalele cauze care generează fisurarea la rece sînt compoziția chimică și structura metalurgică, prezența hidrogenului în metalul depus, starea de tensiune din îmbinare, temperatura de exploatare și viteza de solicitare /11/, /18/, /19/. Rezultă că apariția fisurării la rece este determinată de conjunctura acestor factori. În cazul oțelurilor sudate obișnuite nici unul din factorii menționați, luat izolat, nu are o acțiune suficientă pentru provocarea fisurării.

Plecînd de la cauzele și condițiile de formare a fisurilor la rece în zone influențată termic și în metalul depus, s-a emis teoria potrivit căreia fisurile la rece se datoresc unor importante modificări a proprietăților mecanice și stării de tensiune create în cursul procesului de transformare a austenitei /20/, /21/, /22/. Efectul formării martenситеi provoacă modificarea proprietăților mecanice ale oțelului, iar în prezența hidrogenului și a tensiunilor remanente se produce fisurarea /23/, /24/, /25/. Din acest punct de vedere, oțelurile nealiate sînt sensibile la fisurare numai în cazul unui conținut ridicat în carbon, iar oțelurile aliate sînt mai sensibile la fisurare datorită calibilității mai ridicate. Fisurarea va fi mai frecventă cînd rezistența oțelurilor este mai înaltă și conținutul în martenită mai ridicat.

Referitor la structurile bainitice, se pare că structurile mixte martenită-bainită cu puțin carbon sînt mai sensibile la fisurare decît cele alcătuite numai din martenită. Explicația ar avea la bază posibilitățile pe care le oferă bainitele propagării intercrystaline a fisurilor /26/.



După Cottrell fisurarea la rece ar fi în legătură directă cu temperatura de sfârșit de transformare martensitică ( $M_f$ ) și cu ar exista fisuri atunci când această transformare se termină sub  $290^{\circ}\text{C}$ . Se remarcă de asemenea că susceptibilitatea unui oțel la formarea fisurilor este cu atât mai importantă cu cât temperatura  $M_f$  este mai redusă (20).

Studiul transformărilor structurale datorate ciclului termic de sudare și al factorilor de influență asupra fisurării a confirmat interdependența acestora și concluziile practice ce se pot trage din aceste studii. Pe baza curbelor de transformare a austenitei la răcire continuă și a curbei de duritate ( figure 5.6.) s-a putut stabili :

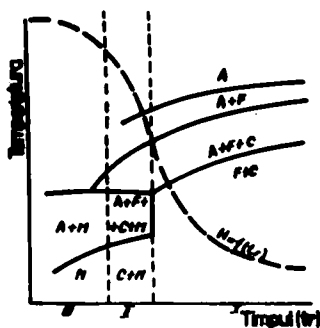


Figure 5.6. Curbele de transformare a austenitei la răcire continuă și a durității constituenților structurali. Limitarea zonelor cu precauții diferite la sudare

a. există o regiune în care nu s-a periclitat pericolul fisurării la rece (I). În această zonă nu se formează martensită ;

b. anumite bainite din oțelurile slab aliate sînt totuși sensibile la fragilizare în prezența hidrogenului și a unei proporții reduse de martensită ;

c. prezența zonei a II-a, mai mult sau mai puțin martensitică, impune măsuri de precauție la sudare ( electrozi baziți, preîncălzire etc.). Limite acestei zone trebuie precizată. Dacă se alege un criteriu de duritate, el trebuie adaptat la conținutul în hidrogen, atunci când tensiunile sînt neglijabile;

d. zona a III-a nu este inutilizabilă, dar ea necesită o alegere judicioasă a măsurilor de precauție ce trebuie luate pentru sudare ( metal de ados, preîncălzire, postîncălzire etc.).

### 5.3.3. Fisurarea zonei influențate termic

Formarea fisurilor la rece este dependentă de proprietățile zonei influențate termic în timpul procesului de sudare, iar mecanismul fisurării are la bază acțiunea hidrogenului



prezent în îmbinare /27/, /28/, /29/.

La temperatura ridicată a arcului electric, hidrogenul se disociază în atomi sau protoni  $H^+$  și se dizolvă în metalul topit unde este reținut în supraaturare, ca urmare a răcirii fazei lichide.

Analizând solubilitatea hidrogenului în fier (figure 5.7.) se observă că în cursul răcirii fazei solide, supraaturată în hidrogen, intervine o reducere a acesteia la trecerea de la austenită la ferită, însoțită de o creștere a coeficientului de difuzie.

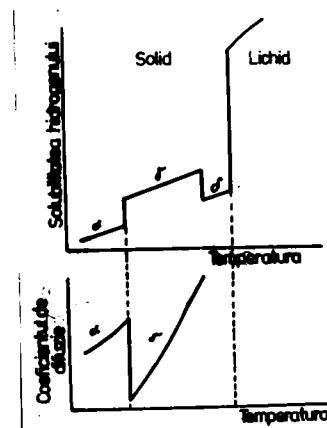


Figura 5.7. Variația solubilității și coeficientului de difuzie a hidrogenului în funcție de temperatură

Aceste particularități au un rol important în procesul de migrație a hidrogenului spre zona influențată termic.

După cum rezultă din figura 5.8., metalul deșus situat înaintea izotermei  $T_A$  este în stare austenitică, iar metalul de bază dinaintea izotermei  $T_B$  este de obicei în stare austenitică.

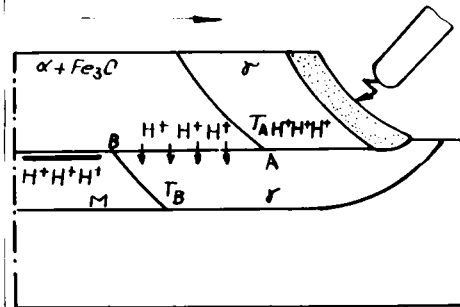


Figura 5.8. Secțiune longitudinală a unui ștref deșus prin sudare pe suprafața unei plăci. Difuzia hidrogenului din metalul deșus în metalul de bază

Odată cu transformarea metalului deșus în domeniul perlitic sau bainitic, hidrogenul

va trece zona de trecere pe lungimea A - B, trecind în austenite încă netransformată a zonei influențate termic. Hidrogenul va pătrunde în metalul de bază, însă nu va putea difuza pe distanțe mari; el se va localiza în regiunile limitrofe zonei de trecere formind un front bogat în hidrogen. Prin răcirea metalului de bază, care progresează de la B spre A și de la exterior spre zona de trecere, frontul de transformare se apropie de zona încărcată

cu hidrogen, iar mortensita care rezultă din transformarea austenitei va avea de asemenea un conținut ridicat în hidrogen. În aceste condiții fragilizarea apare imediat, iar dacă conținutul în hidrogen este destul de ridicat apare fisurarea. Vor rezulta astfel fisurile sub metalul depus (BL 1 - figura 5.3.). Dacă conținutul în hidrogen este mai redus atunci fisurarea va avea loc datorită tensiunilor și defectelor prezente, aparind fisuri de rădăcină sau de recordare ( BL 2, BL 3 - figura 5.3. ).

Chiar și în condițiile absenței hidrogenului singură fragilitatea mortensitei, sau favorizată de anumite defecte, poate declanșa formarea fisurilor de rădăcină sau de recordare. Mecanismul apariției acestor fisuri poate fi explicat de asemenea pe baza decalajului existent între izotermele de transformare ale metalului depus și ale metalului de bază ( figura 5.9.).

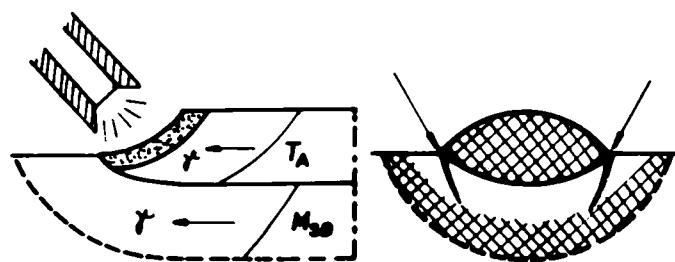


Figura 5.9.  
Mecanismul apariției fisurilor de recordare

In condițiile unui metal

depus mai puțin călibil decât metalul de bază izoterme  $T_A$  precede izoterme de transformare martensitică  $M_{30}$  a metalului de bază. Datorită acestui fapt transformarea martensitică progresează de la exterior spre interior, iar ultima porțiune care suferă transformarea martensitică este cea adiacentă zonei de trecere (neboțurată). Când întregul volum de material afectat termic s-a transformat el se sprijină solidor pe metalul de bază deja transformat, deci rigid. Tensiunile produse, datorită reacției martensitice și rigidității metalului depus, joacă un rol determinant în special în zonele în care intervin concentrările de tensiune, iar acestea sînt la recordare sau la rădăcină. Consecința este apariția fisurilor în locurile menționate, mai ales cînd ultima zonă transformată este în întregime martensitică. Dacă structura este numai parțial martensitică, riscul fisurării este mai redus.

#### 5.3.4. Fisurarea metalului depus

În cazul unui metal depus la fel de cald ca metalul de bază, însăși cusătura va fi sediul fisurării la rece deoarece hidrogenul nu va difuza în zona influențată termic.

La baza fisurării metalului depus stă același mecanism care s-a expus în cazul fisurării zonei influențate termic. Dacă metalul depus este mai cald decât cel de bază ordinea izotermelor este inversă ( figura 5.10.) și în acest caz metalul depus se va transforma ultimul, pe un suport rigid format de metalul de bază. Astfel se creează condiții ce favorizează apariția fisurilor în metalul depus.

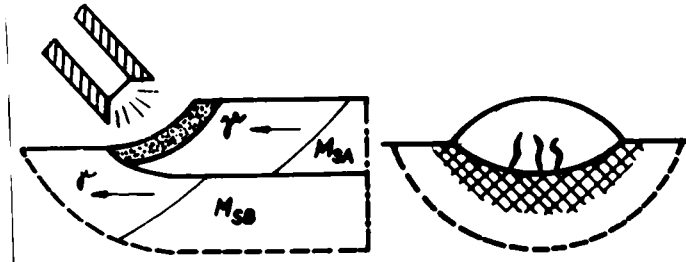


Figura 5.10.  
Mecanismul fi-  
surării metalu-  
lui depus

În anumite con-  
diții mecanis-  
mul descrie

poate să conducă la apariția fisurilor transversale, dacă tensiunile longitudinale sînt predominante ca urmare a formei ansamblului sudat.

Unele cercetări întreprinse relevă faptul că fisurarea la rece a metalului depus este în legătură cu fisurarea la cald, fiind un efect al acestuia /30/.

#### 5.3.5. Evoluția fisurării la rece

Fisurarea la rece poate să apară imediat după sudare sau cu întârziere, în funcție de nivelul tensiunilor din îmbinare. Dacă intervine o solicitare imediat după sudare, înainte ca temperatura îmbinării să scadă sub  $100^{\circ}\text{C}$ , va rezulta o fisurare ovaalimediată și progresivă. Odată amorțită fisurarea se va dezvolta pînă la sfîrșitul răcirii, la temperatura variabilă cuprinsă între temperatura de apariție și cea ambiantă, apoi la temperatură constantă.

Fisurarea poate să apară și în condițiile în care sudura este solicitată mecanic după execuția sa. Datorită acțiunii

întârziere a tensiunilor, hidrogenul prezent în îmbinare a avut timp să difuzeze și ca urmare gradientul conținutului în hidrogen s-a redus. Odată cu intervenția solicitării, colectarea hidrogenului necesar fisurării se face cu atât mai lent cu cât punerea sub sarcină este mai îndelungată, iar fisurarea rezultată va fi întârziată.

În funcție de valoarea tensiunii fisurarea poate să se întrerupă, datorită încetării acțiunii mecanicului care a produs-o, sau să degenerese într-o rupere când țievă atinge dimensiunea critică asociată tensiunii. Atunci când crește intervalul de timp între așezarea sudurii și punerea sub sarcină, se mărește de asemenea durata până la apariția țievurilor, atingându-se în final un timp de imunitate începând de la care sudura poate fi solicitată fără să se mai amorseze vreo țievură.

Din cele expuse rezultă că fenomenul fisurării întârziată este progresiv, dar limitat datorită însuși mecanismului care stă la baza degradării. Fisurarea întârziată este un fenomen distinct al cărui mod de manifestare nu trebuie confundat cu cel al rupei întârziată, uneori catastrofală.

Considerentele prezentate anterior sînt valabile în cazul sudurii fără preîncălzire. Tratamentele termice aplicate sudurilor (preîncălzirea, postîncălzirea) de asemenea timpul de punere sub sarcină pot, în anumite condiții, să contribuie la întârzierea sau evitarea fisurării 77/, 120/, 129/, 131/.

#### 5.4. Investigarea susceptibilității la fisurare

##### 5.4.1. Aprecierea riscului fisurării

Obiectivul principal al investigației susceptibilității la fisurare este verificarea măsurilor luate în vederea sudurii, alegerea rațională a metalului de bază și de adăes de asemenea a modului de lucru, în scopul evitării fisurării la cald sau la rece.

Avînd în vedere originea fisurării, toate încercările trebuie să permită reproducerea simultană a condițiilor mecanice și metalurgice proprii declanșării tipului de fisurare vizat, pentru a face posibilă aprecierea riscului de fisurare.

În ceea ce privește evidențierea fisurării, literatura tehnică cuprinde o serie de încercări diferite concepute

fiocare pentru un scop specific. Situația creată se detorește imposibilității adaptării unei încercări de fisurare la toate tipurile de îmbinări sudate realizate din diverse mărci de oțeluri, dependenței susceptibilității la fisurare de tipul și ductilitatea îmbinării de esența de grosimea materialelor asamblate. Se mai menționează că fisurarea sudurilor este funcție de structura zonei influențate termic și de orientarea incluziunilor nemetolice.

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

Încercările de fisurare sînt concepute diferențiat pentru evidențierea fisurării la cald sau la rece, la îmbinări cop la cop și în colț /32/. Nu există încercări de fisurare "universale", iar alegerea lor este lăsată la latitudinea examinatorului /33/.

#### 5.4.2. Evidențierea fisurării la cald

Pentru a preciza dacă există sau nu riscul fisurării într-o îmbinare sudată este necesar să se definească prin valori, în fiecare etapă a procesului de sudare, stit ductilitatea metalelor asamblate cît și tensiunile remanente exercitate. În acest scop s-au preconizat diverse încercări care urmăresc fie determinarea directă a ductilității epruvetelor prelevate din suduri, solicitate la anumite tensiuni și temperaturi, fie examinarea regimului critic de apariție a fisurării la variația continuă sau discretă a condițiilor ce afectează solicitarea și gradul de fragilizare. Totuși, între încercările concepute și practicî trebuie să existe o corelație strînsă, dar aceasta nu este totdeauna posibil sau este dificil de realizat. În această situație, de cele mai multe ori, încercările de fisurare urmăresc să se înglobeze condiții dintre cele mai nefavorabile, care pot să apară în construcțiile reale și care pot mări riscul fisurării.

Investigarea experimentală a fisurării la cald trebuie să pornească de la realitatea că aceasta se produce sub efectul tensiunilor induse în timpul operației de sudare. Dacă metalele îmbinării pot sau nu să suporte tensiunile la care ele sînt supuse aceasta depinde de proprietățile lor mecanice, în special de ductilitate. Interesează deci determinarea condițiilor care provoacă reducerea ductilității sudurii în timpul sau după operația de sudare.

Incercarile concepute pentru examinarea fisurării la cald constau din realizarea unei cusături între marginile pregătite sau nu a două table bine fixate pe un suport /32/ /34/. Deplasarea tablelor fiind împiedicată, tensiunile datorate contracției sudurii se exercită asupra metalului deșeură, în anumite cazuri, poate să fisureze.

Fisurarea la cald fiind condiționată de compoziția chimică s-a căutat să se exprime sensibilitatea la fisurare prin relații care să țină cont de elementele chimice conținute în oțel. Astfel, indicele de sensibilitate la fisurare la cald, după Inagaki, se exprimă prin relația /11/ :

$$HCS = \frac{C \left( S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V} \quad (5.1.)$$

Un oțel se consideră sensibil la fisurare dacă  $HCS \geq 4$ .

#### 5.4.3. Evidențierea fisurării la rece

Importanța deosebită a fisurării la rece a determinat elaborarea a numeroase metode de încercare în vederea studierii factorilor de influență și a determinării condițiilor adecvate de sudare pentru prevenirea fisurării. Încercările de fisurare practicate înainte de sudare au o mare utilitate practică întrucît fisurile la rece avînd dimensiuni foarte mici pot scăpa controlului, iar ulterior diminuează rezistența construcției.

Dintre încercările care se practică de mult timp, cu tot caracterul lor empiric, o grupă importantă sînt acelea aplicate pe ansambluri rigide. Ele constau din realizarea unei suduri mai mult sau mai puțin solicitate, fie cu ajutorul unui montaj special fie prin însăși forma ansamblului și examinarea spe-

ziției fisurilor la rece în zona influențată termic sau în metalul depus, sub efectul tensiunilor create prin sudare și constrângere /18/, /32/, /34/. În ceea ce privește constrângerea, ea nu este reglementată prin determinări cantitative directe ci numai prin prescrierea geometriei ansamblului. Inconveniența principală a acestor încercări este necunoașterea mărimii tensiunilor induse prin sudare.

Majoritatea încercărilor cunoscute și practicate de mult timp nu trebuie abandonate, mai ales dacă ținem seama că pe baza lor s-a acumulat experiență existentă în prezent, însă acestea trebuie să fie etalonate pentru a permite determinări cantitative. Scopul urmărit este cunoașterea nivelului tensiunilor care intervin în timpul încercării în vederea stabilirii modului de lucru care să evite fisurarea.

Urmare cerințelor expuse a rezultat necesitatea dezvoltării altor încercări de fisurare la care efortul ce se exercită asupra sudurii, la încercare, este regleabil și poate fi măsurat. Astfel s-au realizat încercările pe îmbinări sudate supuse la eforturi de tracțiune transversale, aplicate în timpul operației de sudare, denumite "pe implanturi" /5/, /35/, /36/, /37/, /38/. Tot pentru studiarea factorilor de influență ai fisurării la rece s-au dezvoltat metode "de simulare", care fac abstracție de operația de sudare /39/, /40/. La aceste încercări probele sînt supuse unui tratament termic, încălcate cu hidrogen și solicitate mecanic în condiții similare celor care intervin în timpul sudurii. Ele au avantajul că permit studierea fisurării eliminînd incertitudinile experimentale ce caracterizează încercările la care intervin operații de sudare.

Avînd în vedere efectul diverselor elemente chimice asupra calității și deci asupra fisurării la rece, s-au făcut numeroase propuneri privind "carbonul echivalent" pentru calculul cărui se cunosc astăzi foarte multe formule /41/, /42/, /43/. Pentru aprecierea riscului fisurării la rece este însă indispensabilă considerarea, pe lângă calibilitate, a conținutului în hidrogen și a tensiunilor induse prin operația de sudare.

#### 5.4.4. Durificarea - criteriul de apreciere a susceptibilității la fisurare

Din prezentarea problematicii complexe privind fisurarea sudurilor a rezultat dependența acestui fenomen de capacitatea de deformare a zonei influențate termic. Ductilitatea regiunii adiacente metalului depus este la rândul său afectată de ciclurile termice de sudare care provoacă durificarea, proces care condiționează apariția fisurării ca urmare a fragilizării. Interdependențe dintre durificare și fragilizare (pct.4.7.) de asemenea legătură strinsă dintre fragilizare și fisurare la rece (pct.5.3.) conduc la concluzia că durificarea poate constitui un criteriu pentru aprecierea susceptibilității la fisurare. Aceleași motive au stat la baza folosirii, pe parcursul expunerii problemelor din prezenta lucrare, a unor caracterizări complexe de felul : durificare - fragilizare sau fragilizare - fisurare.

Cercetările întreprinse în vederea utilizării durității îmbinurilor sudate drept criteriu pentru aprecierea susceptibilității la fisurare la rece au relevat numeroase aspecte contradictorii în ceea ce privește metodele încercării și interpretării rezultatelor, care prejudiciază aplicarea în practica industrială /28/, /44/, /45/.

În primul rând, explorarea durității structurilor eterogene din îmbinarea sudată este strins condiționată de mărirea relativă a amprentei față de aria afectată diverșilor constituenți. O încercare cu microcercini va conduce la obținerea unor valori foarte dispersate, întrucât ele reprezintă duritatea diferiților constituenți structurali rezultați ca urmare a efectului ciclului termic de sudare. Cu o încărcare mare se vor obține amprente de dimensiuni prea mari în raport cu dimensiunile diverșelor zone durificate din îmbinarea sudată, ținând cont de gradientul foarte accentuat care se relevă prin examen metalografic /46/, /47/. În vederea caracterizării efectului ansamblului constituenților din zone de transformare a sudurilor, în prezent, se practică frecvent încercarea de duritate cu sarcini de cel mult 49 sau 98 N.



Încercările de duritate sub metalul depus nu au nici o semnificație decât nu se indică valoarea factorilor operaționali esențiali, energia de sudare și temperatura oțelului care se sudază. Pentru a putea face comparații între diferite încercări este neapărat necesar ca bilanțul energetic al operației de sudare să fie totdeauna același.

De asemenea configurația geometrică a pieselor joacă un rol important. La energii egale de sudare, duritatea în apropierea cusăturilor realizate pe îmbinări cap la cap sau în colț poate fi mai ridicată decât în cazul încercărilor propriu-zise de duritate sub metalul depus.

Limitarea durității în zona influențată termic a sudurilor urmărește, în principal, să asigure evitarea constituțiilor fragili. Prezența unor zone cu duritate ridicată se manifestă de fapt ca niște concentratori metalurgici care prejudicau rezistența sudurii. Inițial s-a creditat limitarea durității la 350 HV în sudură, dar mai recent Comisia a I.S. și I.I.S. a înfirmat această limită generală și a acceptat principiul o corelare cu duritatea inițială a metalului sudat /48/. Având în vedere rolul pe care-l exercită hidrogenul asupra fisurării la rece, multe specificații fixează o valoare mai ridicată a durității maxime sub metalul depus, trecând uneori de 400 HV /49/, /50/. Aceasta înseamnă că se admite o anumită proporție de mertonitidă funcție de procedul de sudare utilizat, implicit de conținutul în hidrogen al metalului depus.

Opinia cercetătorilor japonezi este că o duritate de 380 HV ar fi o limită extremă în cazul oțelului tip 52 /51/. Pentru oțelurile japoneze de un anumit gen duritatea maximă în zona influențată termic are valori cuprinse în limitele 380 - 490 HV. Încercarea de duritate se realizează cu sarcina de 98 N, pe probe având dimensiunile 150 x 200 mm, pe care se depune un strat folosind electrod cu diametrul de 4 mm, intensitatea curentului de sudare 170 A, tensiunea de sudare 24 V și viteza de înaintare 150 mm/min.

Încercările de fisurare utilizând electrozi cu conținut redus în hidrogen au relevat că fisurarea la rădăcină se produce când se depășesc anumite valori ale durității, dependente de rezistența oțelurilor. Valorile limită stabilite pentru oțel -

luri cu rezistență ridicată sînt /10/ :

- în zone influențată termic 365 - 415 HV ;
- în metalul depus 290 - 350 HV.

Cunoștințele în domeniul fiurării la rece a îmbinărilor sudate s-au dezvoltat considerabil în ultimul timp, dar un număr de probleme nu și-au găsit încă rezolvarea. Soluționarea lor devine posibilă prin dezvoltarea mijloacelor de investigație, contribuind astfel la creșterea siguranței în exploatare a structurilor sudate.

#### 6. CERCETAREA DURITĂȚII LA SUDURILE OTELURILOR UZUALE

Cercetările ale căror rezultate se expun în continuare se înscriu pe linia preocupărilor majore actuale de investigație a modului în care răspunde metalul de bază la procesul sudo-termic aplicat asupra lui. Întrucît ductilitatea este proprietatea cea mai afectată, se urmărește în esență măsura în care oțelurile își reduc înșugirile plastice sub acțiunea ciclurilor termice de sudare din zone influențată termic și a solicitărilor multiaxiale ce apar inevitabil în orice construcție sudată.

În lipsa unui sistem coerent de încercări prin care să se releve complet ductilitatea oțelurilor sudate și lipsind încredința de onestitate asupra încrederii ce se poate acorda structurilor sudate în baza încercărilor pe epruvete, programul experimental cuprinde investigații complexe privind plasticitatea în zone influențată termic și tendința spre fragilizare-fisurare.

Obiectivul final al investigațiilor întreprinse este obținerea de informații utile și elaborarea unor propuneri concrete privind aprecierea ductilității zonei influențate termic, pe baza rezultatelor experimentale obținabile cu ajutorul metodologiei concepute pentru încercare.

În continuare se prezintă oțelurile selectate pentru experimentari, metodologia de examinare precum și rezultatele cercetărilor efectuate.

### 6.1. Oțelurile cercetate

În vederea examinării durității îmbinărilor sudate s-au utilizat oțeluri carbon și alab aliate, laminăte sub formă de tablă groasă, livrate de Combinatul siderurgic Galați.

Oțelurile experimentale fac parte din grupe celor de uz general pentru construcții, livrate sub formă de produse deformate plastic la cold, pentru care nu se prescriu condiții tehnice speciale.

Ele au o utilizare largă, fiind cele mai ieftine, deoarece sub formă de produse finite, în general, nu necesită tratamente termice ulterioare, păstrând proprietăți tehnologice bune care permit utilizarea lor în condiții avantajoase.

Aceste oțeluri corespund prevederilor STAS 500 - 68 și se livrează în diverse clase de calitate diferențiate prin garanțiile date de producător, care permit o utilizare judicioasă a produselor siderurgice în funcție de siguranțe pe care o prezintă în exploatare, în principal siguranța față de ruperea fragilă ( STAS R 8542 - 70 ).

#### 6.1.1. Compoziția chimică

La prelevarea oțelurilor pentru experimentari, din producția curentă a Combinatului siderurgic Galați, s-a urmărit obținerea unor șarje reprezentative pentru condițiile de calitate impuse prin standardele în vigoare.

Având în vedere scopul lucrării, examinarea durificării zonei influențate termic, s-a ales drept criteriu care să stea la baza selectării compoziției chimice pe oțel lichid, prelevându-se mostre din șarjele cu carbon echivalent cât mai ridicat. În acest fel, concluziile privind ductilitatea zonei influențate termic și tendința spre fragilizare-fisurare pot fi extinse asupra șarjelor aparținând aceluiași marci de oțeluri având carbonul echivalent mai redus. Compoziția chimică a oțelurilor cercetate este prezentată în tabelul 6.1., pe oțel lichid și în tabelul 6.2., pe produs.

Pentru a aprecia dacă șarjele experimentale sînt reprezentative pentru condițiile de calitate impuse, ele au fost comparate din punct de vedere al compoziției chimice cu un număr de circa 20 șarje, pentru fiecare sortiment supus examinării, alese la întâmplare din producția curentă a furnizorului /1/ ,



Composiția chimică a cyclurilor  
( pe produs )

Nr. crt.	Mareea calitatii	Clasa de gradul de descurajare	m	Composiția chimică %							
				0	10	11	12	13	14	15	
1.	0137	3	K	12	0,160	0,560	0,230	0,014	0,012	0,022	-
				20							
2.	0137	4	K	25	0,140	0,580	0,270	0,015	0,016	0,032	-
3.	0144	3	K	10	0,180	1,000	0,160	0,017	0,016	0,040	-
				24							
4.	0144	4	K	25	0,200	1,020	0,320	0,018	0,020	0,021	-
5.	0153	3	K	20	0,200	1,330	0,330	0,015	0,023	0,039	0,020
				30	0,210	1,330	0,340	0,013	0,016	0,072	0,020
6.	0153	4A	K	25	0,220	1,470	0,340	0,015	0,025	0,037	0,020

12/, 13/. Felul în care se situează șarjele experimentale în raport cu producția curentă a Combinatului siderurgic Galați și cu prevederile STAS 500 - 68 rezultă din reprezentările grafice întocmite în acest scop și prezentate în anexă ( figurile 1, 2, 3 ). S-a urmărit modul în care se plasează diversele elemente chimice și carbonul echivalent al șarjelor experimentale în câmpul de dispersie al compozițiilor chimice ( figura 1 ) și carbonului echivalent ( figura 3 ), de esența față de conținuturile în elemente chimice și carbon echivalent cu frecvența cea mai ridicată, proprii producției curente de oțel ( figurile 4, 5 ). Figurile menționate sînt cuprinse de esență în anexă.

Concluziile acestor examinări relevă încadrarea șarjelor experimentale în prevederile STAS 500 - 68. Elementele compoziției chimice și carbonul echivalent ale oțelurilor examinate se situează, în general peste media câmpului de dispersie stabilit pentru producția curentă de oțeluri, iar în unele cazuri la limite superioară a acestuia. Diversele elemente chimice și carbonul echivalent ale sortimentelor selectate se plasează în domeniile cu frecvență maximă sau spre limite superioară a intervalului propriu fiecărui element al compoziției chimice sau al carbonului echivalent, calculat pentru șarjele de comparație.

#### 6.1.2. Caracteristicile mecanice

Din șarjele experimentale s-au prelevat probe de table avînd grosimi diferite - 10 ... 30 mm - dimensiuni utilizate pe scară largă în construcții sudate și prin examinarea cărora pot fi furnizate date utile asupra comportării mecanice și la sudare pentru o gamă importantă de dimensiuni de tablă.

Incercările mecanice s-au realizat pe epruvete longitudinale și transversale, prelevate conform STAS 7324 - 68, iar rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 6.3. și figura 6 ( în anexă ). S-au efectuat următoarele experimentări :

a. incercarea la tracțiune conform STAS 200 - 67 ediția a II-a 1969, determinîndu-se limite de curgere ( $R_p$ ), rezistența la rupere ( $R$ ) și alungirea relativă la rupere ( $A$ ) ;

b. incercarea de îndoire la rece - STAS 777 - 72 ;

c. incercarea de încovoiere prin șoc pentru determinarea energiei de rupere KV, conform STAS 7511 - 72 și STAS 6833 - 70 ;









	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	
3. U144 3 K 25																													
L	29,0	47,0	33,0	2a	0	8,0	0,5	3,8	3,6	2,8	3,8	2,8	2,5	1,6	1,3														
P	27,5	46,0	29,0	2a	0	4,0	4,1	2,3	2,2	1,4	1,1	1,7	1,0	0,9															
L	31,4	43,4	30,0	2a	0	13,2	12,9	11,1	11,1	8,4	7,8	7,7	7,4	6,8	6,8	7,0	4,1	3,8	17,8	18,5	18,4	13,9	14,0	13,3	18,4	13,9	14,0	13,7	25,5
P	30,0	47,3	29,0	2a	0	4,4	4,4	4,2	4,3	3,1	3,2	2,5	2,6	2,8	2,8	2,6	2,6	1,8	7,5	7,0	7,4	7,5	7,0	7,3	5,5	5,5	5,6	23,3	
4. U144 4 K 25																													
L	34,5	51,5	34,0	2,5a	0	16,7	16,2	11,7	11,5	7,7	7,5	7,4	6,7	6,1	6,2	3,5	3,7	24,8	24,7	18,2	19,7	19,7	19,7	24,0	24,7	18,2	18,9	23,5	
P	34,5	51,5	29,0	2,5a	0	5,4	5,4	3,8	3,7	2,6	2,5	2,5	2,0	2,0	1,8	1,7	1,7	10,8	10,9	10,6	6,7	6,7	6,7	10,1	10,6	6,7	7,0	36,8	
5. U152 3 K 30																													
L	33,2	51,0	26,0	2,5a	0	15,5	15,8	7,6	6,9	5,0	4,0	4,3	4,2	3,2	3,9	1,9	1,7	26,8	26,1	17,2	17,6	17,6	27,2	26,8	26,1	17,2	17,6	32,5	
P	33,0	51,0	25,0	2,5a	0	5,5	5,3	3,1	3,4	2,8	2,0	2,1	2,0	1,5	1,3	1,3	1,3	13,7	12,2	13,0	5,6	5,4	5,4	13,1	13,0	5,6	5,4	58,5	
L	35,8	56,0	27,0	2,5a	0	13,5	13,6	13,0	13,2	6,0	5,8	6,2	3,7	4,5	4,0	2,9	3,1	22,3	24,8	24,2	14,4	14,6	14,6	22,3	24,2	14,4	14,6	40,5	
P	35,6	54,0	26,0	2,5a	0	4,6	4,6	4,0	4,1	2,6	2,6	2,6	2,1	2,1	2,1	1,7	1,7	11,6	11,2	11,3	5,0	5,1	5,1	11,1	11,3	5,0	5,1	54,9	
6. U152 4A K 25																													
P	35,6	54,0	26,0	2,5a	0	4,6	4,6	4,0	4,1	2,6	2,6	2,6	2,1	2,1	2,1	1,7	1,7	11,6	11,2	11,3	5,0	5,1	5,1	11,1	11,3	5,0	5,1	54,9	

	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27
Mo 20 0	8.0	4.0	2.2	2.2	1.1	1.1	1.3	1.6	16.6	8.2								
	0.6	3.8	2.8	2.5	1.2	1.3	1.6	17.5	17.1	9.9								
	9.8	3.6	2.4	2.4	1.6			17.1										
Mo 20 0	3.8	2.8	1.4	1.4	1.1	1.1	1.0	8.6	4.3	4.5								
	4.0	2.3	2.2	1.8	1.7	1.1	1.0	8.2	8.7	4.8								
	4.4	2.2	2.0	2.0	0.9			9.2		4.5								
Mo 20 0	13.2	11.1	11.1	11.1	6.4	7.8	7.7	6.8	17.2	13.1								
	12.6	12.9	11.0	11.1	7.8	7.7	7.4	7.0	18.5	18.4								
	12.8	11.1	11.1	11.1	6.9	6.9	6.9	4.0	18.9	14.0								
Mo 20 0	4.4	4.3	4.3	4.3	3.1	2.6	2.6	2.0	7.5	5.5								
	4.3	4.4	4.2	4.3	3.2	3.2	2.5	2.6	7.0	7.3								
	4.4	4.3	4.3	4.3	3.4	3.4	2.8	1.8	7.4	5.8								
Mo 25 0	16.7	13.7	11.5	11.5	7.7	5.9	3.4	2.4	25.4	18.8								
	16.0	16.2	13.6	11.2	7.5	7.4	6.7	6.2	24.8	24.7								
	16.0	11.2	11.2	11.2	7.0	6.1	6.1	4.3	24.0	19.7								
Mo 25 0	5.4	3.8	3.7	3.7	2.6	2.1	2.1	1.8	10.8	6.3								
	5.6	5.4	3.8	3.7	2.5	2.5	2.0	1.6	10.9	6.7								
	5.1	3.6	3.6	3.6	2.4	2.0	2.0	1.7	10.1	7.0								
Mo 25 0	15.5	6.7	6.9	6.9	5.0	3.2	3.2	1.8	24.4	18.4								
	15.2	7.6	7.6	6.9	4.0	4.3	4.2	3.9	26.8	26.1								
	16.7	6.3	6.3	6.3	3.8	3.8	3.2	1.5	27.2	17.0								
Mo 25 0	5.5	3.1	3.4	3.4	2.8	2.0	2.0	1.3	13.7	5.6								
	5.2	5.3	3.6	3.4	2.0	2.1	2.0	1.8	12.2	5.6								
	5.1	3.4	3.4	3.4	2.4	2.0	1.5	1.4	13.1	5.0								
Mo 25 0	13.1	13.4	13.2	13.2	6.0	3.8	3.8	2.9	22.3	14.1								
	13.8	13.6	13.0	13.2	5.8	6.2	3.7	4.0	24.8	24.2								
	13.5	13.2	13.2	13.2	6.0	4.5	4.5	3.5	25.5	14.6								
Mo 25 0	4.6	4.8	4.1	4.1	2.6	2.1	2.1	1.7	11.6	5.8								
	4.6	4.6	4.1	4.1	2.6	2.6	2.1	2.1	11.3	5.4								
	4.5	4.1	4.1	4.1	2.7	2.6	2.0	1.7	11.1	5.0								

g. încercarea pentru determinarea rezilienței după îmbătrânire și a sensibilității la îmbătrânire - STAS 1400 - 66 și STAS 6774 - 70.

Comparând rezultatele obținute pe șarjele experimentale cu valorile prevăzute în standarde se constată că în cazul încercării la tracțiune limitele prescrise sînt satisfăcute în totalitate. Caracteristicile mecanice determinate pe epruvete longitudinale și transversale sînt, în general, puțin diferite, în cazul aceluiași sortiment. La încercarea de îndoire la rece au corespuns toate șarjele selectate. Prescripțiile privind valorile energiei de rupere la încercarea de încovoiere prin șoc sînt îndeplinite de toate sortimentele examinate.

În privința sensibilității la îmbătrânire este de semnalat faptul că mărcile de oțeluri tip 52 prezintă cea mai mare tendință spre îmbătrânire, în special pe direcție transversală. Rezultatele obținute sînt în concordanță cu concluziile unor cercetări anterioare /4/ conform cărora acest oțel se fragilizează prin îmbătrânire teneotermică în cazul deformării la rece peste 5 %. Celelalte șarje experimentale au o comportare satisfăcătoare din punctul de vedere analizat.

#### 6.1.3. Caracteristicile structurale

Amplas șarjelor experimentale s-au executat analize structurale în scopul determinării următoarelor caracteristici :

- a. microstructura, conform STAS 7626 - 66 ;
- b. mărimea grăuntelui austenitic, STAS 5490 - 71 ;
- c. mărimea grăuntelui real, STAS 5490 - 71 ;
- d. conținutul de incluziuni nemetalice, STAS 5949 - 65.

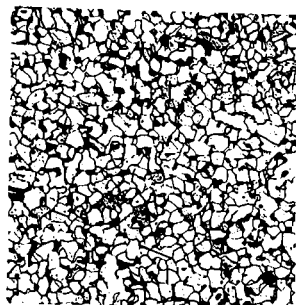
În tabelul 6.4. s-au centralizat rezultatele examinărilor efectuate, iar în figura 6.1. sînt prezentate microstructurile oțelurilor selectate pentru realizarea programului de cercetare. Concluziile ce se desprind în urma investigațiilor executate se expun în continuare.

După cum era de așteptat, microstructura tuturilor oțelurilor examinate este ferrito-perlitică, proporția dintre constituenți variază în funcție de conținutul în carbon în limitele 15/85 ... 30/70 ( tabelul 6.4.). Tratamentele termice de normlizare aplicat oțelurilor a influențat structura secundară în șiruri ,

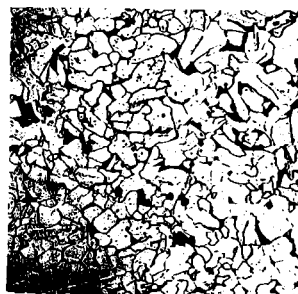
Tabelul G-4.

Caracteristicile structurilor ale opelurilor

Nr. crt.	Mare de cari- tate	Gro- dul de deso- zid- re	M I Q K O P Q R F U S I U F B		Kerita		SIL- furi		Gru- unte		Gru- unte		SIL- furi		Oxizi ceti		Incluziuni repetabile	
			Constituenți	Perlită	SIL- furi	reel	te- tic	te- tic	reel	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic	te- tic
1. 0137	3	K	Perlită, perlită	<del>70</del>	A <sub>0</sub>	9	7-8	1	0,5	2	2,5							
2. 0137	4	K	Perlită, perlită	<del>15</del>	A <sub>0</sub>	7-8	6-7	1	2	0,5	3							
3. 0144	3	K	Perlită, perlită	<del>70</del>	A <sub>2</sub>	7	5-6	1,5	2	2,5	5							
4. 0144	4	K	Perlită, perlită	<del>25</del>	A <sub>0-A<sub>5</sub></sub>	8-9	4-6	2,5	1,5	-	3,5							
5. 0152	3	K	Perlită, perlită	<del>70</del>	A <sub>4</sub>	8	4-5	1	2	2,5	5							
6. 0152	4A	K	Perlită, perlită	<del>70</del>	A <sub>4</sub>	8	4-6	3,5	1	1,5	5							



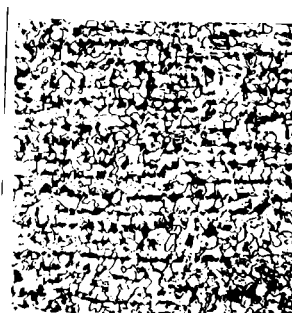
0237.5K



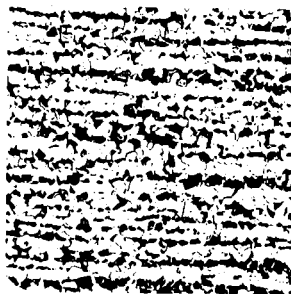
0237.4K



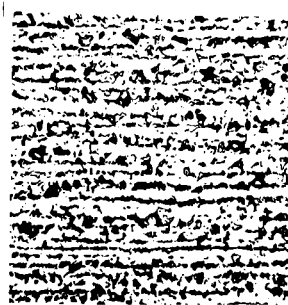
0244.5K



0244.4K



0251.5K



0251.4K

---

Figure 0.1. Microstructural optimization experiments  
1 - 5; specimen 1

---

0251.5K  
0251.4K

caracterizată prin punctaje diferite, mai accentuată în cazul O1A4.4k și a oțelurilor tip 52.

Determinările privind marimea grăuntelui real evidențioasă încadrarea tuturor sortimentelor experimentale în grupe oțelurilor cu granulație fină, punctajul stabilit conform SIAȘ 5490-71 fiind cuprins în limitele 7-9. Din punctul de vedere al sensibilității la supraîncălzire se remarcă o tendință mai accentuată în cazul O152.3k, O152.4Ak și foarte redusă la O137.3k și O137.4k.

Examinarea incluziunilor necretolice s-a realizat pe suprafețe paralele cu direcția de laminare obținute conform SIAȘ 4203-63, figura 4. Analize microscopice relevă prezența, în toate cazurile, a incluziunilor de sulfuri, oxizi și silicoși, punctajul maxim pe tip de incluziune fiind 3,5, iar suma punctajului pe oțeluri cimp depășind în unele cazuri 5. Rezultatele acestor examinări evidențioasă un grad de puritate mai ridicat în cazul O137.3k și O137.4k.

## 6.2. Metodologia investigațiilor

### 6.2.1. Corectarea durificării și fragilizării locale

Programul experimental conceput pentru investigarea durității zonei influențate termic vizuând corectarea durificării și fragilizării locale, din divizoarele subzone afectate de procesul sudo-termic, cu ajutorul unei probe cu strat depus prin sudare ( figura 6.2. ).

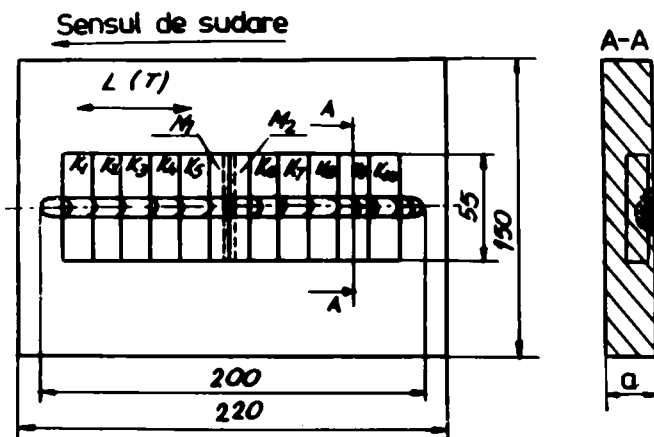


Figura 6.2. Probe experimentale cu strat depus prin sudare.  
 $M_1, M_2$  - probe metalografice;  
 $K_1 \dots K_{10}$  - epruvete pentru încercări necesare  
 ==== Suprafețe lustruite

În acest scop din fiecare gară experimentală și grosime de tablă cercetată s-au prelevat probe longitudinale (L), paralele cu direcția de laminare și transversale (T), perpendiculare pe direcția de laminare, având dimensiunile 220 x 150 x e, e fiind grosimea tablelor examinate. Pe aceste probe, prelucrate cu respectarea prevederilor STAS 7324 - 68, s-a sudat un strat de lungime minimă 200 mm, rezultat prin topirea neîntreruptă a unui singur electrod, fără preîncălzire și fără pendulare.

Drept materiale de sânc s-au ales electrozi cu largă utilizare în producția de structuri sudate, folosiți curent pentru sudarea oțelurilor selectate în vederea experimentărilor, fabricați de întreprinderea de sînc și produse din sînc Buzău.

Avînd în vedere scopul lucrării, s-au ales electrozi rutilici, marca Supertit-11n, pentru oțelurile OL37 și OL44, întrucît cu aceștia se poate obține o durificare mai accentuată decît în cazul electrozilor bazici. Pentru oțelurile OL52 s-au utilizat electrozi bazici, marca Superbaz.

Condițiile de sudare pentru realizarea probei experimentale au fost: diametrul electrodului 4 mm; intensitatea curentului  $170 \pm 10$  A; tensiunea de sudare corespunzătoare arderii stabile a arcului; viteza de sudare  $150 \pm 10$  mm/min. Din probe pregătite în condițiile menționate anterior s-au prelevat epruvete pentru analiză sclerometrică /5/ și examinarea microscopică (H - figura 6.2.), precum și pentru încercări mecanice (K - figura 6.2.).

Ținînd cont de influența rugozității suprafeței piesei examinate și a caracteristicilor aparatului de încercare asupra rezultatelor încercărilor de duritate /6/, s-a urmărit asigurarea unor condiții adecvate de măsurare pentru obținerea de erori și dispersii cît mai mici. În acest scop epruvetele destinate încercărilor de duritate și examinărilor structurale au fost pregătite metalografic, prin șlefuire și lustruire, pe una din suprafețele transversale (figura 6.2.), conform STAS 4203 - 63 pct. 2.3 și 2.4. Pentru evidențierea microstructurii s-a folosit o soluție alcoolică de acid azotic 2 %.

Încercările de duritate s-au executat cu ajutorul unui aparat Durimet, fabricație Leitz - metalax, pentru comeniul microsarcinilor și HFC 10, fabricație V&B Werkstoffprüfmochinen Leipzig, pentru sarcini mici, care au asigurat realizarea unei



încălcări statice ///. S-a aplicat aceeași durată de menținere a sarcinii de 15 s /8/, iar dimensiunea urmei s-a măsurat cu microscopul cu micrometru ocular încorporat în aparatele de încercare a durității. Repetarea urmei a fost urmărită la deplasarea într-un singur sens a firelor reticulare în scopul evitării includerii grosimii lor și apariției abaterii de revenire a fagului micrometric /6/.

Analiza sclerometrică s-a extins asupra tuturor subzonelor caracteristice zonei influențate termic - supraîncalzire, normalizare, transformări incomplete. Modul de amplasare a amprentelor de duritate - HV 0,1 STAS 7057 - 70 și HV5 STAS 492 - 67 - precum și direcțiile investigate sînt indicate în figura 6.3.

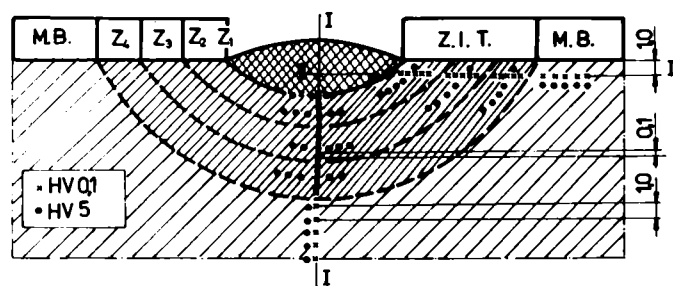


Figura 6.3.  
Repartizarea amprentelor de duritate în zone influențată termic.  
Z.I.T. - zone influențată termic

M.B. - metal de bază;  $Z_1$  - zona de trecere;  $Z_2$  - subzona de supraîncalzire;  $Z_3$  - subzona de normalizare;  $Z_4$  - subzona transformărilor incomplete

Distanța dintre urme a fost astfel aleasă încît să se evite orice influență reciprocă.

S-a efectuat o explorare complexă a zonei influențate termic după două direcții normale pe axa strotului depus (HV 0,1) asociată cu investigații (HV5) dispuse pe arce circulare concentrice cu axa metalului depus. Ampretele obținute cu microsarcini (HV 0,1), avînd dimensiuni relativ reduse, permit plasarea unui număr mai mare de urme în fiecare subzonă. Încercarea de duritate HV5 este larg utilizată în controlul calității sudurilor, permițînd o investigație amplă a zonei afectate de ciclurile termice de sudare. Pe direcția I - I (figura 6.3.) s-a cercetat regiunea în care a fost posibilă executarea crestatului Charpy V și CQM a epruvetelor



pentru încercarea la încovoiere prin șoc.

Pentru cercetarea fragilizării, pe baza relației ( 3.1. ), s-a determinat gradul de durificare maxim, introducând în formula valorile maxime ale durităților, și gradul de durificare mediu, folosind valorile medii calculate pentru zona influențată termic și metalul de bază născătat. Gradul de durificare maxim s-a reținut ca o maximă semnificativă urmare importanței care se acordă, în prezent, durității maxime în zona influențată termic. Pentru evitarea eventualelor erori datorita metodei de determinare a durității s-a calculat gradul de durificare mediu.

Pe aceleași suprafețe pe care s-a executat încercarea durității s-a realizat examinarea microscopică în vederea identificării constituenților structurali, stabilirii mărimii grăuntei și evaluării proporției constituenților deosebiți.

Ductilitatea diverselor subzone caracteristice îmbinării sudate s-a examinat cu ajutorul încercării de încovoiere prin șoc, utilizând epruvete cu creștatură V - STAS 7511 - 72 sau COD ( Crack Opening Displacement ) /9/, /10/, /11/. În acest scop epruvetele prelevate conform figurii 6.2. au avut vârful creștaturii plasat la nivelul fiecărei subzone ( figura 6.4. ) /12/, /13/.

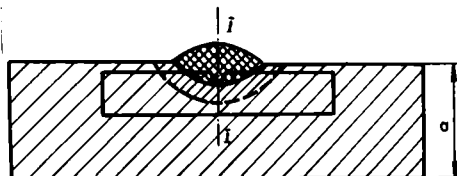
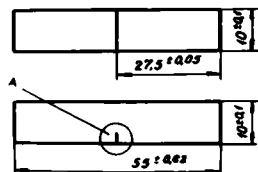


Figura 6.4. Modul de plasare a creștaturii Charpy V și COD în zona influențată termic

Încercările s-au realizat la temperatura ambiantă, urmărindu-se determinarea energiei de rupere KV, conform prevederilor STAS 7511 - 72, în primul caz și stabilirea deplasării critice la deschiderea fisurii ( $\delta_c$ ), în cel de al doilea.

Pentru a urmări comportarea la viteze de solicitare mari, respectiv în situații analoge încercării de încovoiere prin șoc, s-a utilizat aceeași epruvetă ( STAS 7511 - 72 ), dar cu creștatură de la metoda COD având raza la vârf 0,1 mm, creștatură simulativă unei fisuri plane ( figura 6.5. ) /14/.

În vederea determinării deplasării la deschiderea fisurii s-au executat măsurări sub microscop, utilizându-se un



Detaliu A

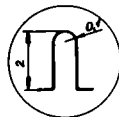


Figura 6.5. Epruveta cu creștătură COD

sistem de repere ( AC, BD )  
trecute pe epruveta conform  
reprezentării din figura 6.6.

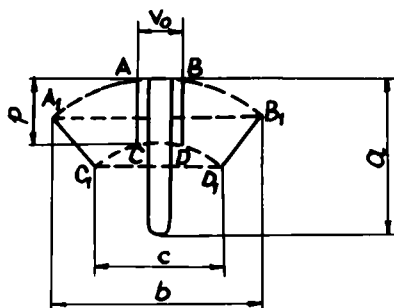


Figura 6.6. Reperele trecute pe  
epruveta cu creștătură COD

Relația de calcul este următoarea :

$$\sigma = \frac{2 [pb - a(b - c)]}{\sqrt{4p^2 - (b - c)^2}} - v_0 \quad (6.1.)$$

în care notațiile corespund figurii 6.6.

Încercarea se execută după metodologia practică la încovoiere prin șoc, dar cu solicitări secvențiale aplicate prin intermediul unui ciocan pendul ( Charpy ).

Programul de încercări constă dintr-o succesiune de operații și anume :

a. se solicită epruveta prin lansarea ciocanului de la o înălțime  $h$  ;

b. se măsoară parametrii care definesc starea de deformare, calculându-se caracteristica  $\sigma_1$  ;

c. se solicită epruveta de la înălțimea  $h_1 > h$  ;

d. se execută măsurările, determinându-se  $\sigma_2$ .

Se continuă procedeul expus pînă cînd apare ruperea datorită solicitării corespunzătoare înălțimii de lansare a ciocanului  $h_n$ . Starea critică survine între treapta de solicitare  $n - 1$ , la care s-a determinat ultima valoare  $\sigma_c$  și treapta la care apare ruperea.

Este de remarcat că la încercarea COD, pe plan mondial, se recurge la o încercare statică, monotonică, urmărindu-se de fapt determinarea caracteristicilor mecanicii rupei, tensi-

citatea la rupere  $K_{IC}$ . In cadrul incercărilor executate la clocenul pendul tip Charpy, s-a avut în vedere numai diferențierea comportării diverselor subzone în condiții de sollicitare rigurose identice și astfel caracteristicile de deschidere a fisurii sînt semnificative pentru aprecierea capacității de inhibare a propagării fisurii.

#### 6.2.2. Examnarea globală a fragilizării și fisurabilizării

În vederea evidențierii ductilității globale, programul experimental a fost completat cu încercări consacrate, în prezent, pentru aprecierea susceptibilității la fragilizare și fisurare la rece. S-au efectuat următoarele încercări :

a. încovoiere statică pe epruvete încărcate cu sudura longitudinală, conform STAS 7748 - 74, stabilindu-se unghiul de alocire corespunzător apariției fisurilor în metalul de bază,

b. încovoiere prin șoc pe epruvete încărcate cu sudură, conform STAS 9261 - 73, determinându-se temperatura de tranziție la ductilitate nulă ( NDT ) ;

c. încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură tip Charpy V, avînd virful planșat în subzone de supraîncălzire ( figure 6.4.) și în metalul de bază neafectat termic.

Relevarea tendinței spre fisurare la rece s-a urmărit la următoarele probe tehnologice :

a. ștrai de sudură deșur pe placă, cu examinarea microscopică în secțiuni transversale ale probei ( figure 6.7.) /15/ ;

b. sudură cap la cap cu rost Y, cu decelarea fisurilor în secțiuni transversale ( figure 6.8.) /16/ ;

c. suduri în colț între table suprapuse, cu examinarea macro și microscopică a fisurilor în secțiuni transversale ( figure 6.10.) /17/.

Probe de fisurare avînd un ștrai de sudură după pe placă are forma și dimensiunile indicate în figura 6.7.

Depunerile s-au executat printr-o singură trecere, fără întrerupere, cu un singur electrod, etit la temperatura ambiantă cît și la  $- 12^{\circ}\text{C}$ . Intensitatea curentului de sudare a

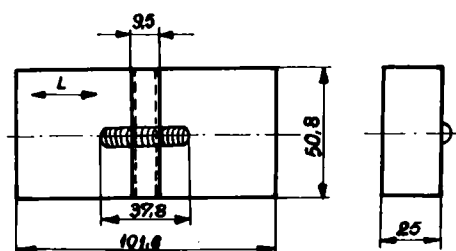


Figure 6.7. Probe pentru încercarea sensibilității la fisurare.

----- Suprafețe lustruite

font 100 A, tensiunea de sudare 25 V, iar viteza de sudare 200 mm/min. Probele extrase conform figurii 6.7 s-au

corcetat la microscop, la o mărire 100 x, iar aprecierea sensibilității la fisurare s-a făcut pe baza măsurilor decelate.

Încercarea tendinței spre măsurare pe baza sudurilor cop la cop cu rost Y - testul Y - este recomandată în special pentru examinarea susceptibilității la fisurare întârziată, sub influența hidrogenului difuzibil, a metalului de bază. În figura 6.8 s-a schițat epruvete întrebunătă.

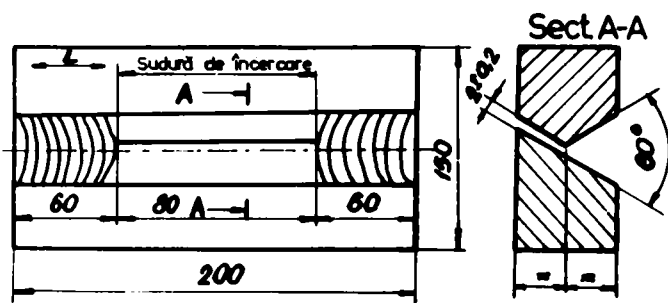


Figure 6.8. Testul Y

Folosind un electrod cu diametrul de 4 mm se suduza un strot în

rostul pregătit conform desenului, printr-o singură trecere, fără întrerupere și fără preîncălzire. Lungimea depunerii este de circa 70 mm și se realizează prin consumarea a 80 - 100 mm din lungimea electrozului. Curentul de sudare se reglează la 170 A, iar tensiunea arcului la 20 - 25 V. electrozii se usucă înainte de sudare.

Examinarea fisurilor se face după 40 ore de la recierea probei pînă la temperatura ambiantă și comportă două faze: controlul fisurilor de suprafață cu lichide penetrante; controlul fisurilor în secțiuni transversale ale sudurii.

În primul caz se măsoară lungimea fisurilor în direcția axei sudurii, fără considerarea sinuozităților (figura

6.9 a), și se calculează indicele de fisurare superficială longitudinală :

$$I_{fl} = \frac{\sum a}{\sum b} \cdot 100 \quad [3] \quad (6.2.)$$

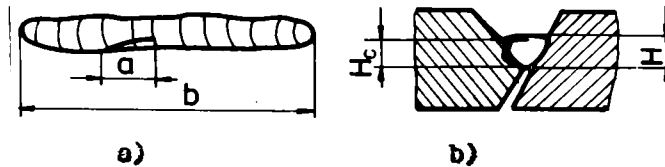


Figura 6.9. Examinarea fisurilor de suprafață (a) și în secțiune (b)

Pentru controlul fisurilor în secțiune transversală se măsoară înălțimea fisurilor pe câte patru secțiuni transversale, în fiecare sudură (Figura 6.9 b), calculându-se înălțimea medie pe îmbinare, respectiv valoarea indicelui de fisurare transversală:

$$I_{ft} = \frac{\sum h_{f,med}}{H} \cdot 100 \quad [4] \quad (6.3.)$$

Problele de fisurare utilizând suduri în colț între table suprapuse - C.T.S. (Controlled Thermal Severity) - constă dintr-un ansamblu de două plăci executate din oțelul care se cercetează, strânse între ele cu ajutorul unui bulon filetat și piuliță, conform figurii 6.10.

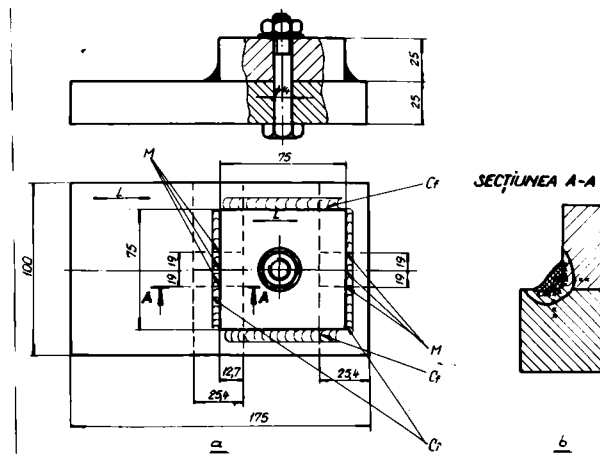


Figura 6.10. Proba C.T.S.

a - suprafețe pregătite metalografic  
Cf - cusături de fixare  
Ci - cusături de încercare

Grosimea plăcilor se alege corespunzător îmbinărilor de examinat.

Sudurile de fixare (Cf) se realizează cu electrozii care se încarcă, utilizând diamestrul maxim. Sudurile de încercare

care (01) se execută fără preîncălzire, în poziție orizontală, ansamblul fiind așezat la 45°, depunerile trebuie să fie foarte uniforme pentru a obține o secțiune cât mai constantă a cusăturii.

Condițiile de sudare au fost următoarele : intensitatea curentului 170 A; tensiunea de sudare 22 V; lungimea electrodului consumat pentru 25 cm sudură - 40 mm.

În cazul prezentelor cercetări, urmărindu-se executarea încercărilor în condițiile cele mai severe, probele au avut plice superioară și inferioară de aceeași grosime și egală cu grosimea maximă a oțelurilor selectate pentru experimentări.

Examinarea epruvetei se face prin secționarea sudurilor biternice - două căi de evacuare a căldurii - după 24 ore de la răcirea probei, conform reprezentării din figura 6.10 a (a). Controlul constă din examinare vizuală, analiză microscopică, încercarea durității. Pentru examinarea microscopică, suprafețele transversale obținute prin secționare s-au supus pregătirii metalografice prin așchiere, lustruire și atac cu soluție alcoolică conținând 3 % acid picric și 3 % acid clorhidric. Încercarea durității se execută în toate zonele caracteristice îmbinării, repartiștea amprentelor fiind ilustrată în figura 6.10 b.

În cazul tuturor probelor tehnologice utilizate pentru testarea sensibilității la fisurare a oțelurilor selectate pentru examinări s-au folosit aceleași electrozi, rutilici și bazici, cu care s-au realizat depunerile pe probe experimentale din figura 6.2.

### 6.3. Rezultatele determinărilor

#### 6.3.1. Analize sclerometrice

Având în vedere influența pe care o exercită diverșii factori asupra procesului de durificare din zona influențată termic, în cadrul programului experimental s-a urmărit măsura în care metoda sclerometrică este capabilă să evidențieze efectele datorate variației compoziției chimice, grosimii oțelurilor cercetate și energiei liniare de sudare.

Urmărindu-se influența compoziției chimice asupra rezultatelor analizei sclerometrice, experimentările s-au efectuat

tut pe oțeluri de mărci diferite, carbon și alab oțiate, în condițiile menținerii constante, în limitele posibilităților, a acțiunii celorlalți factori cercetați, grosimea probei și energia liniară de sudare. După cum s-a menționat, ca materiale de adeos s-au utilizat electrozi Supertit-fin pentru O137, O144 și Superbez în cazul O152. Acest fapt permite totuși compararea rezultatelor deoarece după cum se va vedea în continuare, oțelurile tip 52 se durifică cel mai puternic dintre oțelurile cercetate, chiar în condițiile sudării cu un electrod care sistematic conduce la obținerea unor durități mai mici, în zona influențată termic, decât la sudarea cu electrozi Supertit-fin.

Analiza sclerometrică s-a realizat pe probe prelevate din mărcile de oțeluri O137, O144, O152 - STAS 500 - 03 ; valorile determinate - HV 0,1 și HV5 - sînt centralizate în tabelul 6.9 și reprezentate în figurile 6.11 - 6.14. Pe aceste figuri s-au prezentat, pentru comparație, cîte un oțel din fiecare marcă examinată, iar în cazul fiecărei probe s-au înregistrat valorile obținute pe direcția I - I - figurile 6.11, 6.13 - și II - II - figurile 6.12, 6.14. Conform celor expuse la punctul 6.2.1, s-au explorat suprafețele orientate paralel cu direcția de laminare (L) - figurile 6.11, 6.12 - și perpendiculare pe direcția de laminare (T) - figurile 6.13, 6.14.

În fiecare subzonă s-au înregistrat cîte cinci valori ale durității HV 0,1 și HV5, care s-au utilizat în calculul mediei aritmetice și a gradului de durificare. Pentru a face posibilă obținerea aceluiași număr de date experimentale în subzonele caracteristice zonei influențate termic, la încercarea cu microsarcini (HV 0,1) a fost necesară, în unele cazuri, o selecție a rezultatelor; s-au eliminat valorile identice și cele obținute la limite dintre subzonele adiacente. Determinarea gradului de durificare s-a făcut prin considerarea, în cazul metalului de bază, numai a rezultatelor încercării durității pe direcția I-I datorită structurii secundare în șiruri; valorile determinate pe direcția II-II nu pot fi considerate reprezentative pentru metalul de bază, fiind afectate de benzile ferritice și perlitice.

Dintre valorile durităților s-au ales drept semnificative HV<sub>maxim</sub> deoarece se urmărește declinul celor mai duri

constituenți și  $HV_{\text{mediu}}$  pentru caracterizarea fiecărei subzone ( tabelul 6.5.).

Se menționează că repartiția subzonelor caracteristice zonei influențate termic s-a făcut pe baza structurilor caracteristice observate sub microscop.

Încercarea durității cu microsarcini ( HV 0,1 ) relevă o dispersie mare a valorilor determinate în fiecare subzonă și pe toată lățimea zonei influențate termic. Acest fapt se datorează eterogenității pronunțate a regiunilor investigate , caracterului discret al încercării și modului de amplasare a urmelor, urmărind gradientul fluxului termic. În cazul încercării cu sarcini mici ( HV5 ) dispersia valorilor obținute în fiecare subzonă este mult mai redusă ca urmare, mai ales, a repartizării amprentelor în zone circulare de-a lungul izotermelor cimpului.

În cazul oțelurilor analizate subzone care se durifică cel mai puternic este situată în imediata apropiere a metalului deșus. La oțelurile tip 37, încercarea durității cu microsarcini ( HV 0,1 ) evidențiază o zonă durificată, subzone transformărilor incomplete. Apariția ei se poate explica pe baza teoriei tratamentelor termice efectuate în intervalul  $A_1-A_2$  /18/. Acest volum de oțel suferă o recoccare de scurtă durată urmată de o răcire rapidă, condiții favorabile pentru creșterea efectului durificării. La celelalte oțeluri examinate, prezente manganului în proporție mai ridicată stabilizează cementite din care cauză efectul procesului de durificare nu se mai manifestă. Se menționează de asemenea că ductilitatea acestei subzone este foarte sensibilă la variațiile aportului de energie /19/. Subzone de normalizare rezultă a fi regiunea care a suferit cea mai redusă durificare /19/. Dintre oțelurile cercetate durificarea cea mai puternică o suferă oțelul tip 52, iar cea mai redusă OL37. La oțelurile 52 și 44 se constată un gradient de durificare în zone influențată termic mult mai mare decât la OL37.

Din cele expuse rezultă că zone influențată termic și subzonele specifice pot fi caracterizate cu ajutorul încercării durității, care le departajează datorită structurii diferite. Valorile individuale ale durităților se încreșcă însoțit în cimpuri relativ mari și ca atare nu se pretează unei separări nete a subzonelor. În schimb gradul de durificare sugerează cu ușurință o delimitare clară a regiunilor investigate.



REZULTATELE ANALIZEI SCIENTIFICE  
Influența compoziției apei

Tabelul 6.5.

Nr. ord.	Nava	Clasa de calitate	Gradul de desoxi-dare	Grosi-mea	Direc-tia de prele-vere	Energia hidro-energi-ului	Direc-tia investi-țiilor	HV 0,1		HV 5		HV 5			
								max.	med.	max.	med.	max.	med.		
Zona de trecere															
1.	OL37	4	k	25	L	14400	I - I	216,0	208,0	27,0	25,5	195,0	190,3	25,8	32,2
								II - II	224,0	211,6	31,8	27,6	196,0	194,0	26,5
					P	14475	I - I	223,0	208,0	28,9	31,6	199,0	197,0	34,5	41,7
								II - II	207,0	203,6	19,7	28,9	201,0	196,0	32,4
2.	OL44	4	k	25	L	14650	I - I	335,0	322,7	58,0	64,5	239,0	234,0	53,2	53,5
								II - II	332,0	295,3	56,7	50,4	243,0	235,7	55,8
					P	14450	I - I	366,0	343,7	65,5	64,1	234,0	230,6	38,5	41,6
								II - II	346,0	319,7	56,7	52,5	241,0	233,7	42,6
3.	OL52	4A	k	25	L	14000	I - I	396,0	394,0	74,5	84,0	309,0	299,3	65,2	68,2
								II - II	500,0	460,0	120,3	114,6	313,0	296,3	67,4
					P	13950	I - I	458,0	402,0	92,5	91,9	332,0	304,3	72,0	61,2
								II - II	454,0	431,0	90,8	95,0	328,0	319,7	70,0
Subzona de supraînălțare															
1.	OL37	4	k	25	L	14400	I - I	247,0	214,6	45,4	29,5	203,0	193,0	31,0	34,6
								II - II	245,0	214,2	44,1	29,2	201,0	195,6	29,7
					P	14475	I - I	223,0	205,4	28,9	29,9	197,0	191,4	33,1	37,7
								II - II	228,0	192,0	31,8	21,5	203,0	197,0	37,2
2.	OL44	4	k	25	L	14650	I - I	309,0	274,0	45,8	39,5	257,0	243,0	64,7	59,5
								II - II	317,0	302,6	49,5	54,1	250,0	227,2	58,0
					P	14450	I - I	355,0	324,8	60,7	54,9	270,0	256,4	59,0	57,4
								II - II	331,0	315,2	49,8	50,2	262,0	251,4	55,0
3.	OL52	4A	k	25	L	14000	I - I	473,0	410,2	108,2	91,5	367,0	348,6	96,3	96,1
								II - II	514,0	449,0	126,4	109,4	357,0	342,6	90,2
					P	13950	I - I	478,0	413,4	109,5	87,2	385,0	356,8	99,5	89,3
								II - II	450,0	416,0	89,1	88,2	395,0	372,4	104,7

1) L - paralelă cu direcția de lămurire P - perpendiculară pe direcția de lămurire  
2) Conform figurii 6.3  
3) Media aritmetică a două valori.

REZULTATELE ANALIZELOR A<sub>3</sub>  
Influența compoziției

Taboulul 6.5.

Nr. în Kartea	Clasa de calitate	Ordnul de descădere	Grupul de muncă	Direcția de proiectare	Energia liberă /cm	Direcția investiției	HV 0,1		HV 5							
							max.	Sp. mod.	max.	mod.						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11						
Zona de lucru																
0137	4	k	25	7	14475	II - II	207,0	20,7	211,9	201,0	196,0					
												I - I	223,0	20,9	199,0	197,0
												I - I	216,0	27,0	215,7	194,0
												II - II	224,0	20,0	216,6	196,0
0144	4	k	25	2	14450	II - II	366,0	30,9	364,1	244,0	230,6					
												I - I	366,0	30,7	364,0	231,7
												I - I	338,0	30,7	339,4	241,0
												II - II	365,0	30,9	364,0	230,6
0152	4A	k	25	2	13950	II - II	458,0	40,5	458,0	312,0	284,1					
												I - I	458,0	40,5	458,0	312,0
												I - I	509,0	40,0	514,6	311,0
												II - II	458,0	40,5	458,0	312,0
Substanța de grup																
0137	4	k	25	2	14475	II - II	220,0	19,0	219,9	201,0	197,0					
												I - I	220,0	19,0	219,9	201,0
												I - I	247,0	19,0	247,0	193,0
												II - II	245,0	19,0	245,0	197,0
0144	4	k	25	2	14450	II - II	220,0	19,0	219,9	201,0	197,0					
												I - I	220,0	19,0	219,9	201,0
												I - I	217,0	19,0	216,0	201,0
												II - II	220,0	19,0	219,9	197,0
0152	4A	k	25	2	13950	II - II	470,0	40,1	470,0	335,0	312,0					
												I - I	470,0	40,1	470,0	312,0
												I - I	470,0	40,1	470,0	312,0
												II - II	470,0	40,1	470,0	312,0

- 1) I - paralelă cu direcția de lucru
- 2) Conform figurii 6.3
- 3) Notă: unitățile și clasei valori.



4	5	6	7	9	10	11	12	13	14	15
Subnormalizare										
25	L	14400	I-I	181.0	10.0	9.2	175.0	167.4	12.9	16.2
			II-II	193.2	19.4	16.5	164.0	161.2	5.8	11.9
			I-I	173.0	5.8	9.5	171.0	165.0	15.5	18.7
			II-II	165.0	3.5	4.4	172.0	164.0	16.2	18.0
25	L	14650	I-I	219.8	12.3	11.9	212.0	207.2	35.9	35.9
			II-II	232.4	19.8	16.3	204.0	200.0	30.8	31.2
			I-I	245.0	20.4	16.8	203.0	199.4	20.1	22.5
			II-II	250.2	22.2	19.3	204.0	202.0	20.7	24.0
25	L	14000	I-I	310.8	48.0	49.0	285.0	275.2	52.4	54.8
			II-II	310.2	48.5	44.8	295.0	278.2	57.8	56.5
			I-I	311.0	47.1	40.6	303.0	288.8	57.0	53.0
			II-II	300.8	45.0	36.2	299.0	284.8	55.0	56.2
Subnormalizare pentru incomplete										
25	L	14400	I-I	204.0	25.4	23.1	161.0	154.4	3.9	7.2
			II-II	195.2	19.4	17.7	162.0	157.6	4.5	9.2
			I-I	192.0	12.7	21.5	157.0	151.8	6.1	9.2
			II-II	188.4	16.8	19.2	155.0	151.0	4.7	8.6
25	L	14650	I-I	215.4	7.1	9.7	190.0	188.0	21.8	23.3
			II-II	206.4	4.2	5.1	187.0	185.0	19.9	21.4
			I-I	229.4	7.7	9.4	190.0	186.8	12.4	14.7
			II-II	217.2	8.0	3.6	188.0	186.4	11.2	14.5
25	L	14000	I-I	203.0	30.8	22.1	249.0	238.4	33.2	34.1
			II-II	212.0	28.6	27.2	243.0	227.8	29.9	28.1
			I-I	253.2	24.8	19.1	253.0	246.8	31.1	30.9
			II-II	271.0	18.5	22.6	231.0	227.0	20.1	20.4
Detaliul de baza										
25	L	14400	I-I	165.8	155.0	144.0	144.0	144.0		
			II-II	171.0	143.2	145.0	145.0	144.4		
			I-I	158.0	148.0	139.0	139.0	139.0		
			II-II	144.4	143.0	134.8	134.8	134.8		
25	L	14650	I-I	196.4	156.0	152.4	152.4	152.4		
			II-II	185.8	155.0	151.2	151.2	151.2		
			I-I	209.7	169.0	162.8	162.8	162.8		
			II-II	185.5	161.0	155.8	155.8	155.8		
25	L	14000	I-I	214.4	147.0	147.8	147.8	147.8		
			II-II	215.4	147.0	163.8	163.8	163.8		
			I-I	238.0	193.0	188.6	188.6	188.6		
			II-II	228.0	171.0	166.4	166.4	166.4		

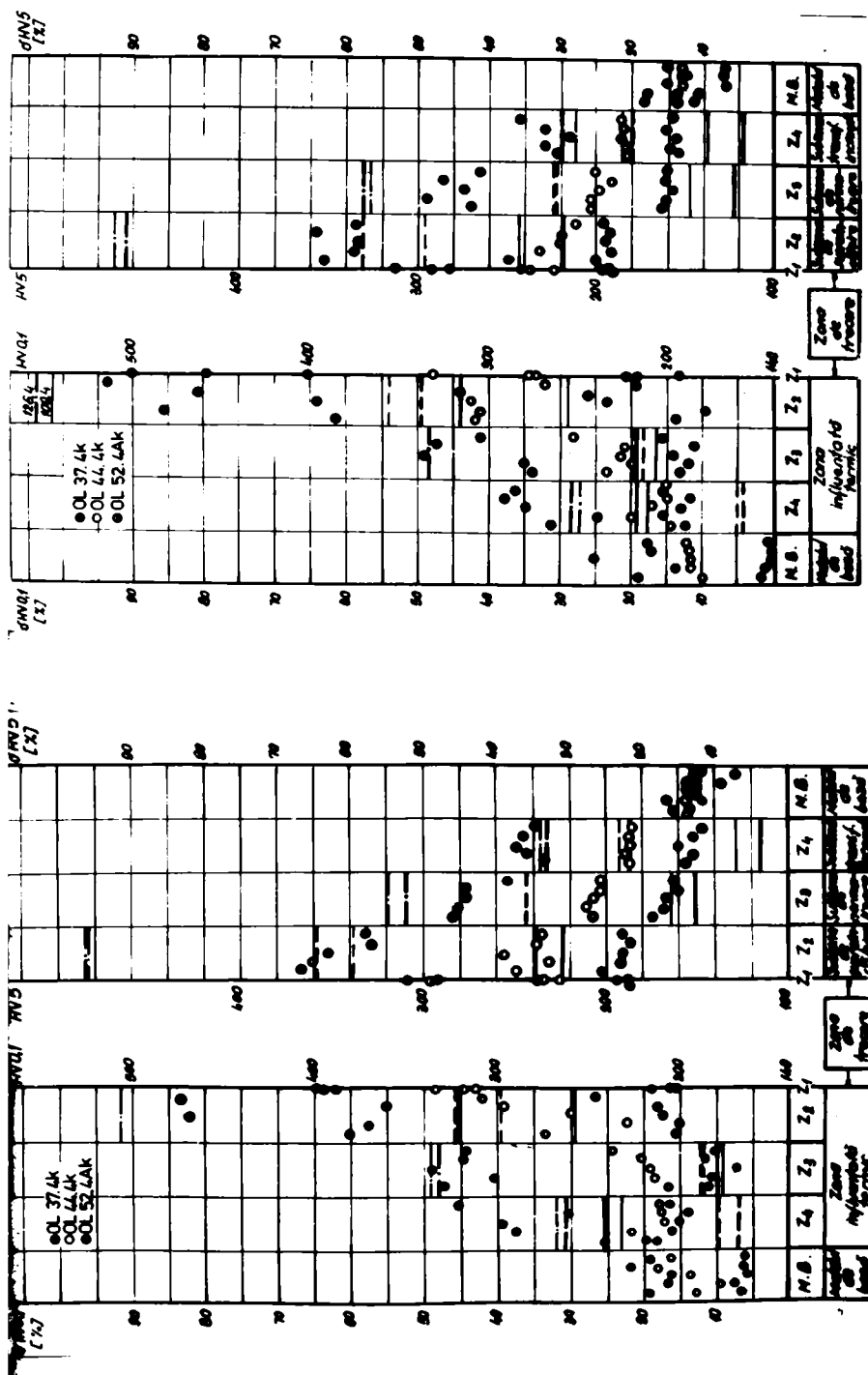


Figura 0.01. Surficados zona I influencia termica. influencia compoiviel chilico. robe u. Directio I -

Figura 0.02. Surficados zona I influencia termica. influencia compoiviel chilico. robe u. Directio I -

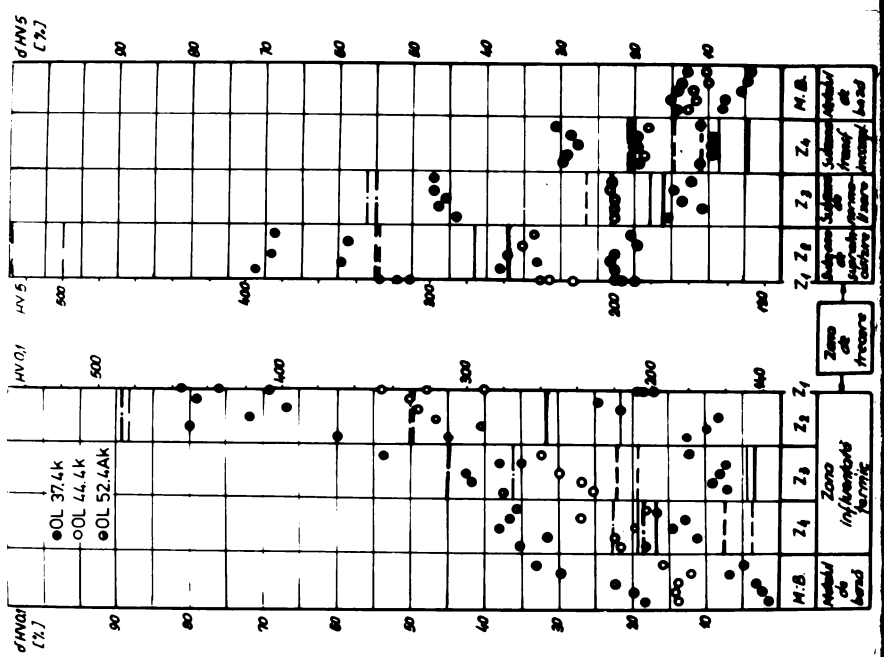


Figura 6a.1. Purificarea zonei influențate termic. Influența compoziției chimice. Probe T. - II

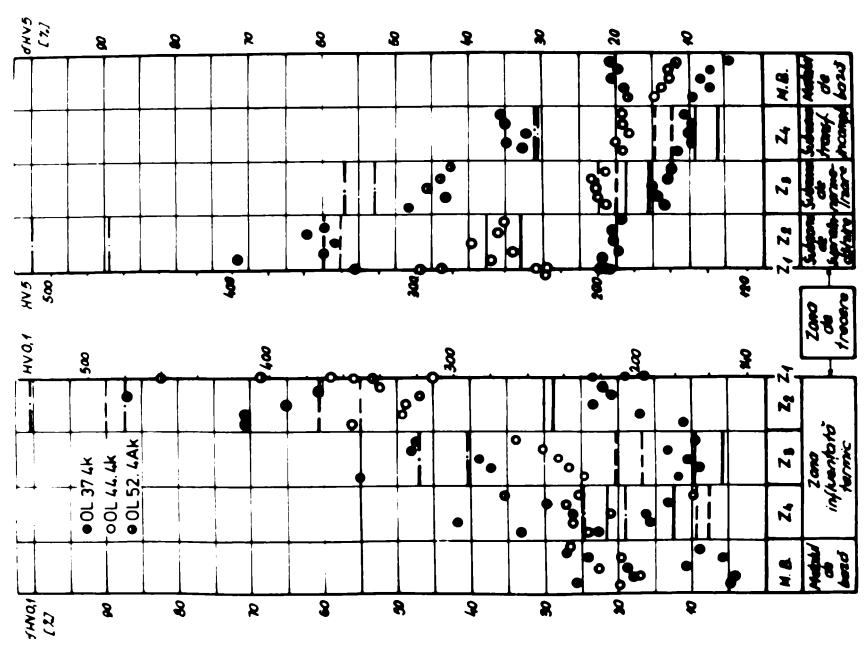


Figura 6a.2. Purificarea zonei influențate termic. Influența compoziției chimice. Probe T. - I



Având în vedere dependența vitezei de răcire din zona afectată termic, respectiv a structurii metalurgice, de dimensiunile piesei sudate s-a urmărit modul în care analiza sclerometrică sesizează influența acestui factor. În acest scop experimentările s-au realizat pe aceleași mărci de oțeluri și tipuri de probe ce și în cazul analizei influenței compoziției chimice, dar s-au utilizat grosimi diferite de tablă. Rezultatele obținute s-au centralizat în tabelul 6.6. și reprezentat în figurile 6.15 - 6.26.

Se observă că și în acest caz încercările efectuate relevă durificarea diferențiată a diferitelor subzone, sub acțiunea ciclului termic de sudare, în concordanță cu dimensiunile oțelurilor cercetate. Gradul de durificare face o distincție mai netă decât valorile durităților între diversele grosimi de probe aparținând aceleiași mărci de oțel.

După cum se cunoaște, energia de sudare este un alt factor principal care condiționează transformările structurale din zona afectată termic a sudurilor. Influența acestui parametru a fost examinată folosind metodologia expusă anterior în condiții de sudare cu energii diferite. Din datele experimentale prezentate în tabelul 6.7 și figurile 6.27 - 6.30 se desprind concluzii similare celor expuse anterior. Rezultatele analizei sclerometrice și în special gradul de durificare evidențiază clar influența energiei liniare de sudare aplicate asupra durificării diferite a subzonelor caracteristice zonei afectate termic.

Ansamblul datelor experimentale prezentate conduc la concluzia că analiza sclerometrică este proprie pentru decelarea subzonelor durificate diferit sub acțiunea ciclului termic de sudare și pentru evidențierea influenței exercitate de diverși factori, care condiționează transformările structurale în zona afectată termic a îmbinărilor sudate.

Pe baza corelației durificare-fragilizare s-a ales drept criteriu pentru caracterizarea comportării sudurilor gradul de durificare, urmărindu-se în continuare legătura care există între acesta și rezultatele celorlalte încercări executate pentru examinarea proprietăților zonei influențate termic și a tendinței spre fragilizare- fisurare a metalului de bază.

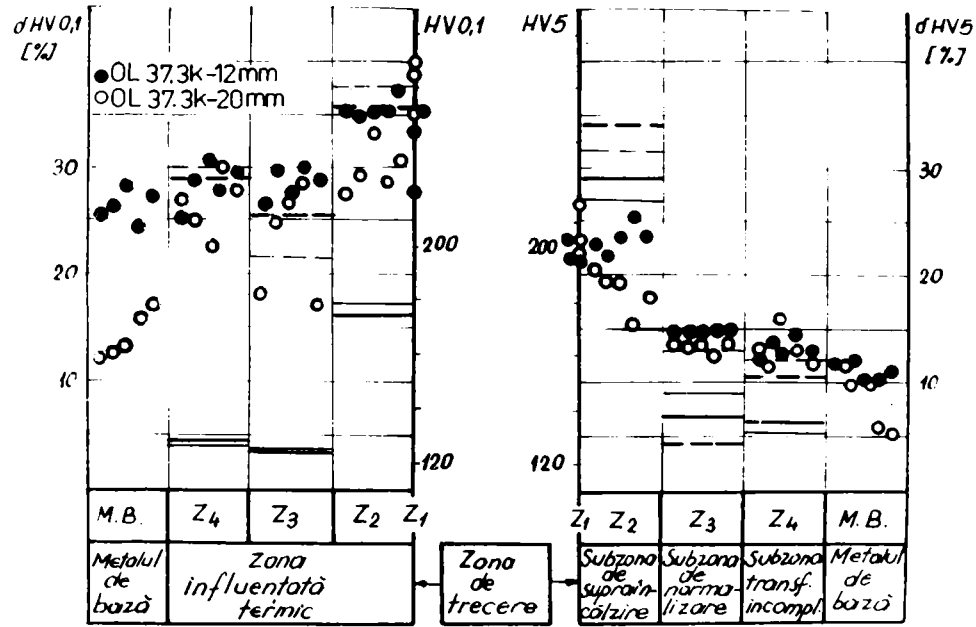


Figura 6.19. Purificarea zonei influențate termic. Influența grosimii. probe L. Direcția I - I.

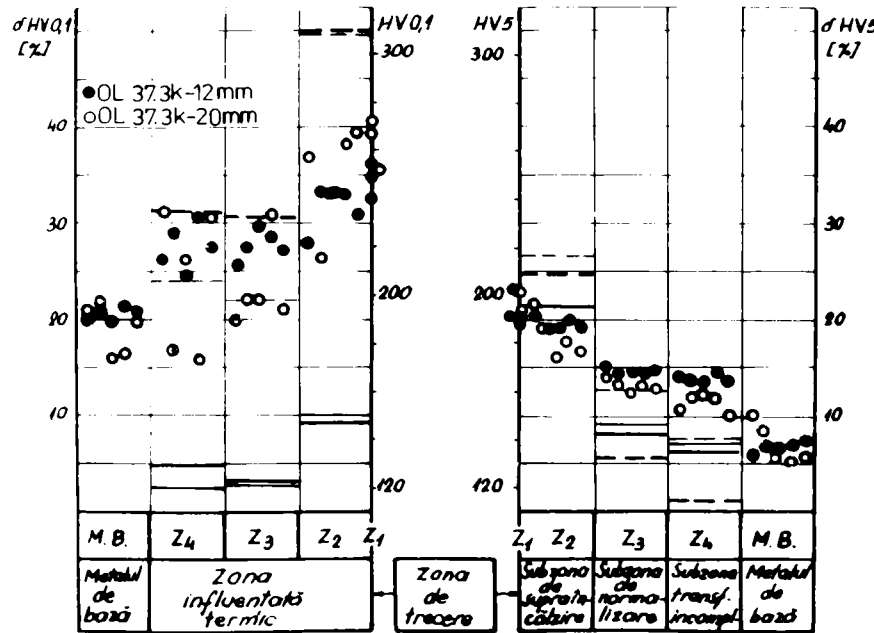


Figura 6.20. Purificarea zonei influențate termic. Influența grosimii. probe L. Direcția II - II.



REZULTATELE ANALIZEI SOLEROMETRICE  
Influența grosimii

Taboulul 5.6.

Nr. art.	Maroc	Clasa de calitate	Grosimea de oxidare	Grosimea medie de prelulare	Diferența liniară j/cm	Direcția investiții	HV 0,1			HV 5			d HV 5 %			
							max.	med.	med.	max.	med.	max.	med.			
							Zona de trecere									
							8	9	10	11	12	13	14	15		
1.	OL37	3	k	12	T 14000	II - I	251,0	238,3	13,0	10,8	203,0	199,6	28,5	28,9		
							254,0	248,3	14,4	15,5	203,0	195,0	28,5	25,9		
							251,0	241,3	15,6	17,8	192,0	190,6	23,8	23,9		
							233,0	223,7	7,4	9,2	192,0	185,6	23,8	22,6		
							270,0	262,0	50,5	57,0	216,0	206,0	36,7	42,1		
							272,0	264,7	52,0	58,7	203,0	197,0	28,5	35,9		
2.	OL44	3	k	20	T 14300	II - I	262,0	249,0	48,0	49,2	206,0	199,6	42,1	46,1		
							264,0	256,0	49,2	53,5	206,0	199,6	42,1	46,1		
							262,0	251,7	10,5	9,9	206,0	203,2	25,6	27,4		
							270,0	253,0	13,9	10,5	216,0	215,2	31,7	34,9		
							268,0	244,7	10,3	4,8	206,0	200,0	16,4	13,5		
							264,0	262,6	8,6	12,5	219,0	209,6	23,7	18,9		
3.	OL52	3	k	20	T 14950	II - I	411,0	382,7	71,2	69,7	259,0	252,7	46,4	47,7		
							420,0	375,7	75,0	66,5	268,0	254,2	51,4	47,0		
							396,0	380,0	91,3	96,2	268,0	257,0	62,3	67,0		
							413,0	399,0	99,6	100,9	293,0	276,3	77,6	79,6		
							437,0	429,3	84,4	87,3	275,0	269,0	81,0	81,4		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
3.	OL52	3	k	30	T 14960	II - I	459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		
							459,0	443,0	93,7	93,4	293,0	272,0	92,8	84,0		

1) L = paralelă cu direcția de laminare ; T = perpendiculară pe direcția de laminare  
 2) Conform figurii 6.3.  
 3) Media aritmetică a oimoi valori

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15		
								Subzone de suprînchizire									
1.	0137	3	k	12													
					L 14150	II - II	243.0	158.2	16.2	17.3	204.0	196.6	29.1	27.0			
						II - II	243.0	156.0	9.4	10.0	192.0	188.6	21.5	21.4			
						I - I	242.0	190.0	11.5	12.3	193.0	191.2	24.5	26.3			
						II - II	240.0	191.0	10.6	12.8	193.0	185.6	24.5	22.6			
						I - I	243.0	189.4	35.8	37.5	212.0	203.8	34.1	31.6			
						II - II	263.0	190.0	50.2	49.9	197.0	183.6	24.7	26.6			
						I - I	268.0	198.0	50.7	42.7	193.0	181.6	33.1	32.9			
						II - II	268.0	183.4	51.3	51.9	190.0	184.6	31.0	35.1			
						I - I	276.0	168.6	16.4	14.7	219.0	216.0	33.5	35.3			
						II - II	269.0	183.0	13.5	10.5	225.0	221.8	37.2	38.9			
						I - I	266.0	182.8	9.5	8.3	223.0	216.4	25.2	22.8			
						II - II	281.0	185.2	15.6	13.6	234.0	220.8	32.2	25.3			
2.	0144	3	k	10													
						I - I	314.0	274.4	62.0	45.2	282.0	268.4	67.9	67.7			
						II - II	322.0	188.4	66.0	57.9	276.0	254.2	64.3	58.9			
						I - I	348.0	119.6	67.2	56.8	303.0	294.2	79.3	79.6			
						II - II	356.0	135.0	71.2	64.2	287.0	267.8	69.9	63.4			
						I - I	346.0	165.8	52.1	59.0	307.0	302.4	81.7	81.5			
						II - II	397.0	156.8	56.3	55.1	332.0	322.6	96.4	93.9			
						I - I	362.0	146.0	51.0	53.2	308.0	299.0	74.0	72.9			
						II - II	366.0	138.2	52.5	49.9	313.0	289.6	76.2	67.4			
						I - I	420.0	170.8	103.0	86.6	343.0	301.4	107.9	96.0			
						II - II	420.0	156.2	102.9	79.4	331.0	316.4	100.6	105.7			
						I - I	427.0	118.4	80.0	82.8	323.0	296.6	112.5	100.7			
						II - II	450.0	112.2	89.9	80.0	367.0	325.8	141.4	120.4			
						Subzone de normalizare											
						I - I	230.0	223.4	3.6	3.9	169.0	169.0	6.9	9.1			
						II - II	229.0	220.8	3.2	2.7	171.0	168.8	8.2	9.0			
						I - I	233.0	214.0	7.4	4.5	172.0	164.4	10.9	8.6			
						II - II	233.0	214.6	7.4	4.8	167.0	163.0	7.7	7.7			
						I - I	225.0	202.6	25.7	21.4	165.0	163.8	4.4	13.0			
						II - II	234.0	203.4	30.7	21.9	167.0	163.2	5.7	12.6			
						I - I	215.0	187.0	21.5	18.1	162.0	158.4	11.7	16.0			
						II - II	224.0	187.0	26.6	30.1	164.0	160.0	13.1	17.1			
3.	0152	3	k	30													
						I - I	420.0	356.2	102.9	79.4	331.0	316.4	100.6	105.7			
						II - II	427.0	118.4	80.0	82.8	323.0	296.6	112.5	100.7			
						I - I	450.0	112.2	89.9	80.0	367.0	325.8	141.4	120.4			
						II - II	450.0	112.2	89.9	80.0	367.0	325.8	141.4	120.4			
						Subzone de normalizare											
						I - I	230.0	223.4	3.6	3.9	169.0	169.0	6.9	9.1			
						II - II	229.0	220.8	3.2	2.7	171.0	168.8	8.2	9.0			
						I - I	233.0	214.0	7.4	4.5	172.0	164.4	10.9	8.6			
						II - II	233.0	214.6	7.4	4.8	167.0	163.0	7.7	7.7			
						I - I	225.0	202.6	25.7	21.4	165.0	163.8	4.4	13.0			
						II - II	234.0	203.4	30.7	21.9	167.0	163.2	5.7	12.6			
						I - I	215.0	187.0	21.5	18.1	162.0	158.4	11.7	16.0			
						II - II	224.0	187.0	26.6	30.1	164.0	160.0	13.1	17.1			
3.	0137	3	k	20													
						I - I	230.0	223.4	3.6	3.9	169.0	169.0	6.9	9.1			
						II - II	229.0	220.8	3.2	2.7	171.0	168.8	8.2	9.0			
						I - I	233.0	214.0	7.4	4.5	172.0	164.4	10.9	8.6			
						II - II	233.0	214.6	7.4	4.8	167.0	163.0	7.7	7.7			
						I - I	225.0	202.6	25.7	21.4	165.0	163.8	4.4	13.0			
						II - II	234.0	203.4	30.7	21.9	167.0	163.2	5.7	12.6			
						I - I	215.0	187.0	21.5	18.1	162.0	158.4	11.7	16.0			
						II - II	224.0	187.0	26.6	30.1	164.0	160.0	13.1	17.1			

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
							I - I	251.0	244.2	5.9	6.6	195.0	190.8	18.9	19.5
				L	13900		II - II	253.0	239.5	6.7	4.5	197.0	194.6	20.1	21.9
				10			I - I	254.0	242.6	4.5	3.9	185.0	183.0	4.5	3.8
				10			II - II	249.0	242.0	2.5	3.6	193.0	190.8	9.0	8.3
2.	0144	3	k				I - I	258.0	250.6	33.0	32.6	214.0	208.0	27.4	30.0
				L	14150		II - II	247.0	230.0	27.3	21.7	205.0	198.4	22.0	24.0
				25			I - I	290.0	253.4	39.4	24.3	234.0	227.0	38.5	38.6
				25			II - II	279.0	252.6	34.1	23.8	236.0	227.4	39.6	38.8
				L	14400		I - I	330.0	319.0	29.9	38.7	219.0	212.6	29.5	27.7
				20			II - II	327.0	303.8	28.7	32.1	265.0	250.8	56.8	50.7
				20			I - I	317.0	279.2	32.1	23.8	227.0	222.0	28.2	28.3
				20			II - II	339.0	289.4	41.2	28.3	234.0	227.8	32.2	31.7
3.	0152	3	k				I - I	303.0	286.6	46.3	52.1	252.0	240.6	52.8	54.0
				L	14960		II - II	314.0	298.0	51.7	50.0	279.0	263.4	69.1	71.3
				30			I - I	326.0	316.6	37.5	38.3	249.0	234.4	63.8	58.6
				30			II - II	354.0	334.0	49.4	45.9	276.0	257.2	81.6	74.0
							Subzone transformer for incomplete								
				L	14150		I - I	233.0	223.4	4.5	3.9	168.0	163.2	6.3	5.4
				12			II - II	233.0	220.6	4.9	2.6	168.0	165.8	6.3	7.1
				12			I - I	234.0	213.8	7.4	4.4	160.0	157.4	3.2	3.7
				12			II - II	229.0	221.0	5.5	7.9	161.0	158.0	3.8	4.3
1.	0137	3	k				I - I	231.0	216.6	29.1	29.8	175.0	162.8	10.8	12.3
				L	14400		II - II	235.0	206.8	31.3	23.9	160.0	156.0	1.3	7.6
				20			I - I	229.0	208.0	29.4	24.7	153.0	152.6	5.5	11.7
				20			II - II	233.0	218.4	31.6	30.9	160.0	157.0	10.3	14.9
				L	13900		I - I	254.0	236.6	7.1	3.3	185.0	184.0	12.8	15.3
				10			II - II	247.0	239.4	4.2	4.5	187.0	179.2	14.0	12.2
				10			I - I	251.0	239.4	3.3	2.5	182.0	179.6	2.8	1.9
				10			II - II	245.0	234.4	0.8	0.4	187.0	184.6	5.6	4.8
2.	0144	3	k				I - I	221.0	210.2	13.3	11.2	190.0	185.4	13.1	15.9
				L	14150		II - II	227.0	216.8	17.0	14.7	187.0	183.2	11.3	14.5
				25			I - I	243.0	215.8	16.8	5.8	203.0	198.6	20.1	21.2
				25			II - II	242.0	226.4	16.3	11.0	196.0	194.2	16.0	18.6





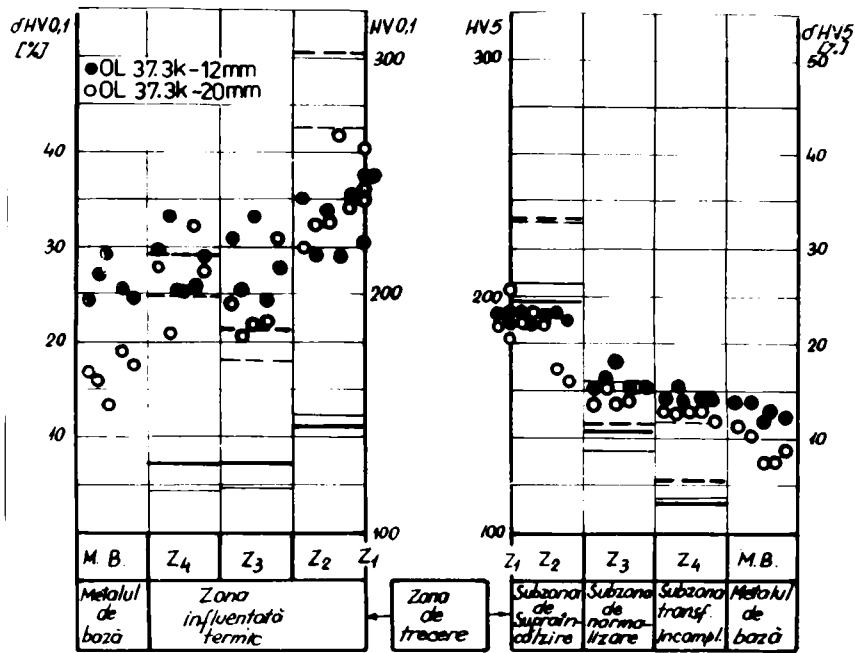


Figura 6.17. Durificarea zonei influențate termic. Influența grosimii. Probe T. Direcția I - I

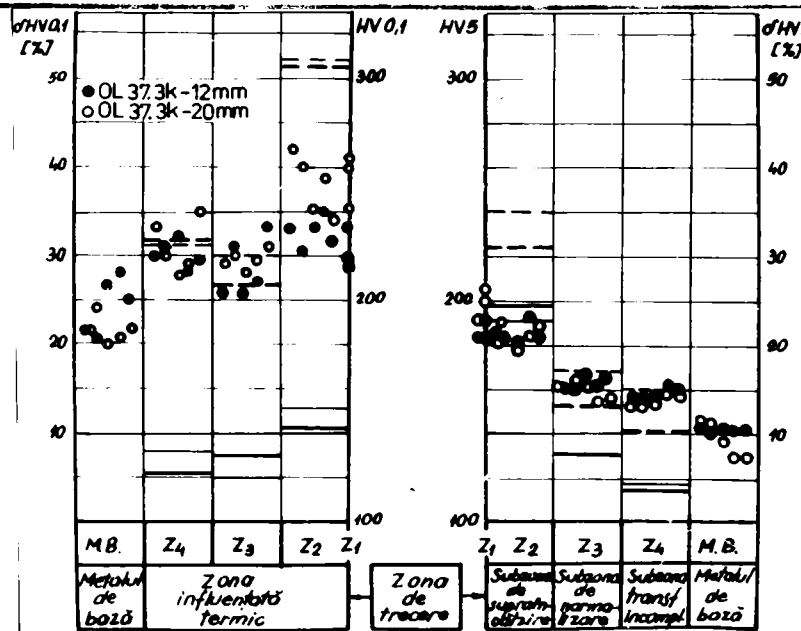


Figura 6.18. Durificarea zonei influențate termic. Influența grosimii. Probe T. Direcția II - II

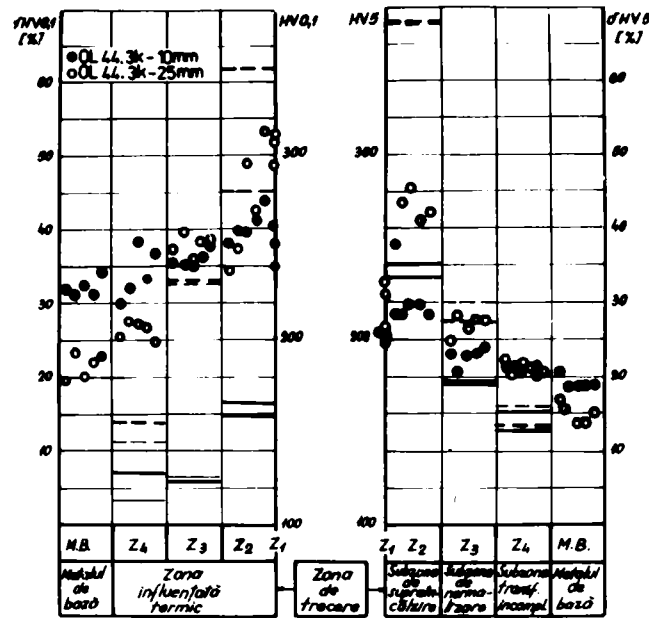


Figura 6.19. Durificarea zonei influențate termic. Influența proximității, proba în direcția I - II

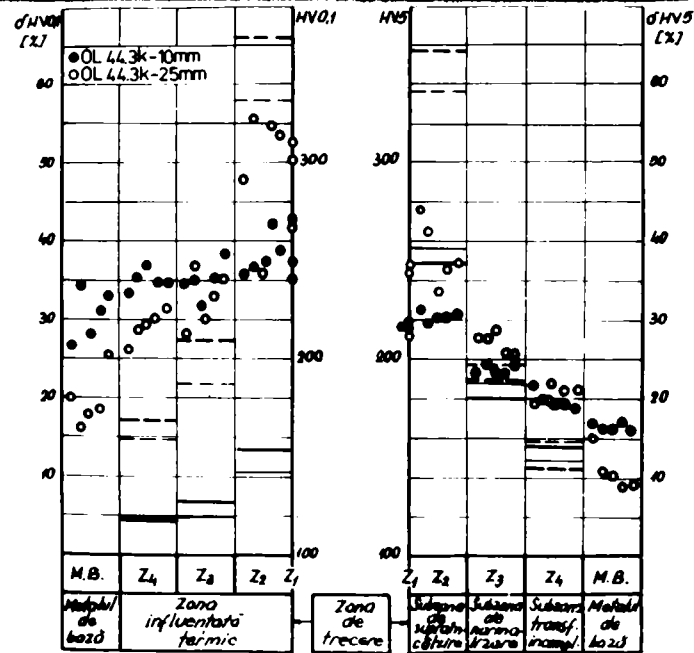


Figura 6.20. Durificarea zonei influențate termic. Influența proximității, proba în direcția II - I

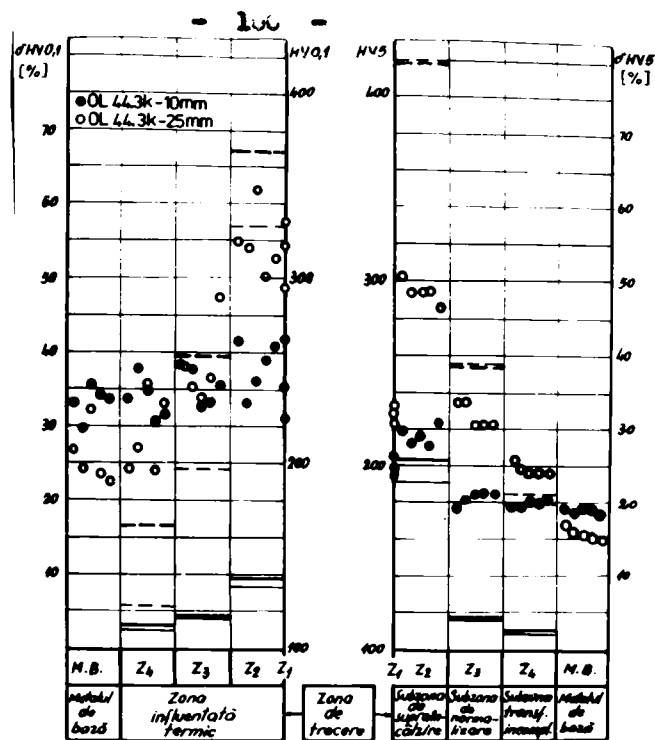


Figura 6.21. Durificarea zonei influențate termic.  
 Influența gradientului, probe A. Direcția II - I

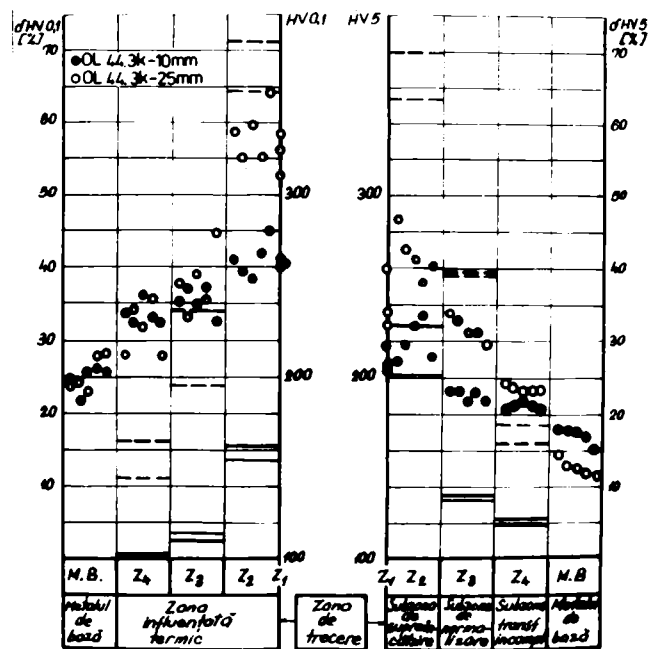


Figura 6.22. Durificarea zonei influențate termic.  
 Influența gradientului, probe A. Direcția II - II

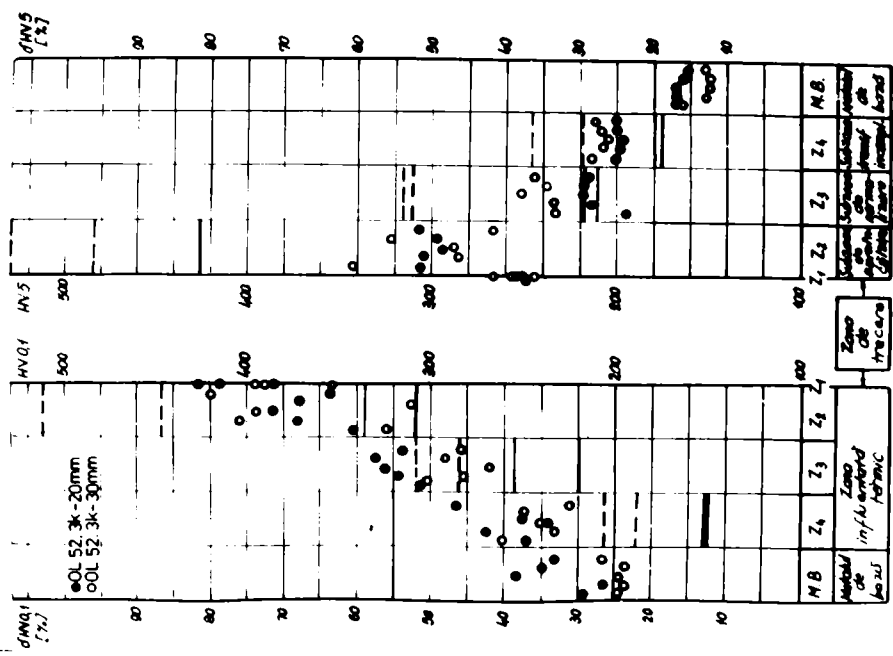
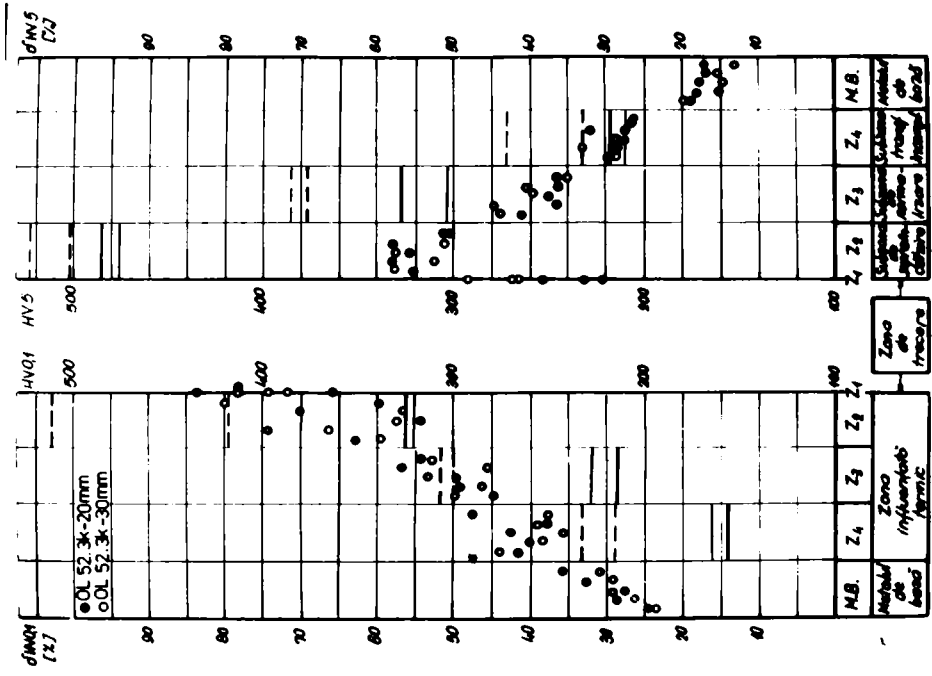


Figure 1.1.1. HV.01 and HV.5. The graphs show the distribution of the data for the two different zones. The data is plotted against the distance from the base of the structure.

Figure 1.1.2. HV.01 and HV.5. The graphs show the distribution of the data for the two different zones. The data is plotted against the distance from the base of the structure.



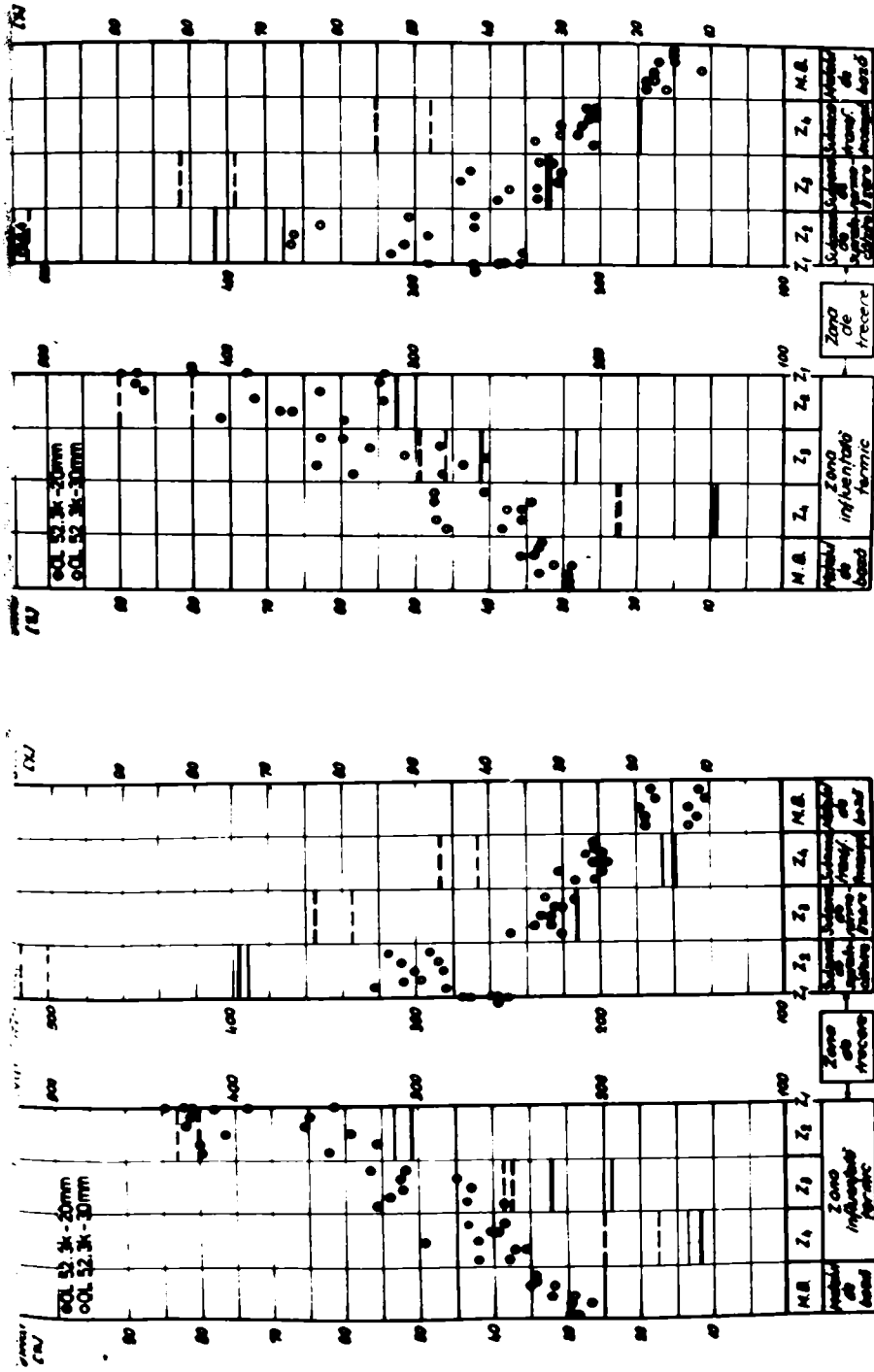


Figura 0.26. Purificarea zonei imluențate ter-  
mic, influența paritică, proba A, fracția II-21

Figura 0.25. Purificarea zonei imluențate ter-  
mic, influența paritică, proba A, fracția I-21

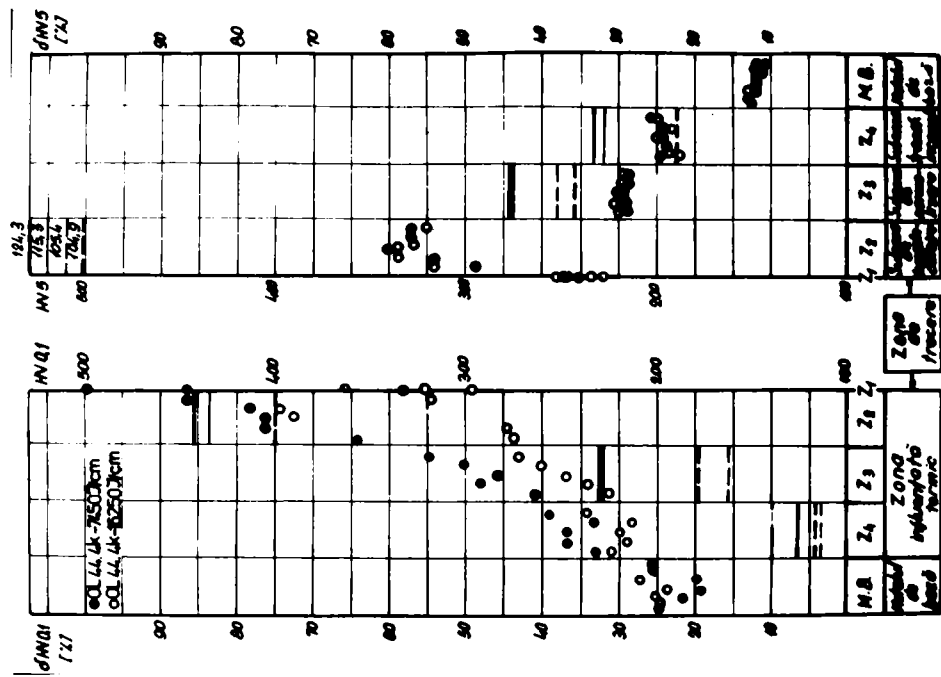


Figura 6.27. Surficereea zonei influențate termic. Influența energiei de suare. K=0,8 T.

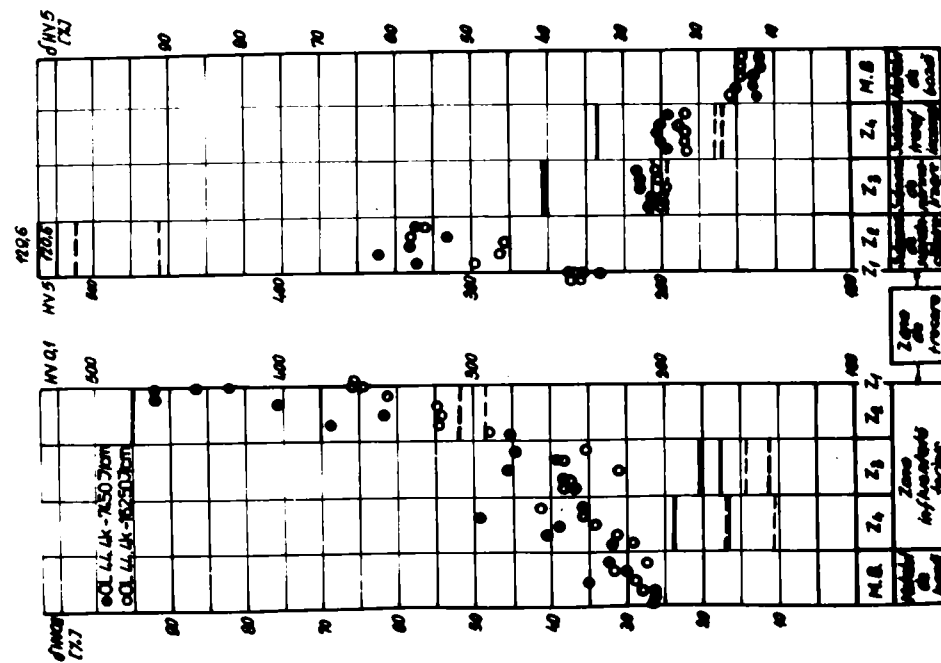


Figura 6.28. Surficereea zonei influențate termic. Influența energiei de suare. K=0,8 T.



U	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
2.	US2	3	k	20	2	6800	I - I	Normali-	322,0	312,2	30,4	34,1	306,0	292,6	78,9	78,3
							II - II	zere	317,0	299,0	29,3	28,4	286,0	280,0	67,2	67,3
							I - I	Transform.	292,0	271,6	18,2	16,7	246,0	242,0	43,8	44,6
							II - II	incomplete	277,0	268,8	12,1	15,4	246,0	240,2	43,8	43,5
							I - I	Metel de	247,0	232,8			171,0	167,4		
							II - II	bezi	227,0	221,0			161,0	156,0		
							I - I	Crezoro	409,0	392,7	71,6	71,0	254,0	233,3	66,0	65,0
							II - II		405,0	389,7	70,1	69,6	242,0	227,0	59,2	55,5
							I - I	cupru -	416,0	395,0	75,0	72,0	327,0	319,8	84,8	86,2
							II - II	incomplete	402,0	380,6	69,0	65,3	321,0	311,6	81,7	81,5
							I - I	Normali-	287,0	275,2	20,5	19,6	234,0	231,4	32,2	34,7
							II - II	zere	297,0	284,4	24,8	23,6	229,0	223,2	29,4	29,9
							I - I	Transform.	266,0	259,4	11,8	12,8	208,0	204,4	17,5	17,9
							II - II	incomplete	266,0	251,0	11,8	9,1	206,0	203,0	16,4	18,1
							I - I	Metel de	238,0	230,0			177,0	171,8		
							II - II	bezi	227,0	214,2			165,0	163,4		

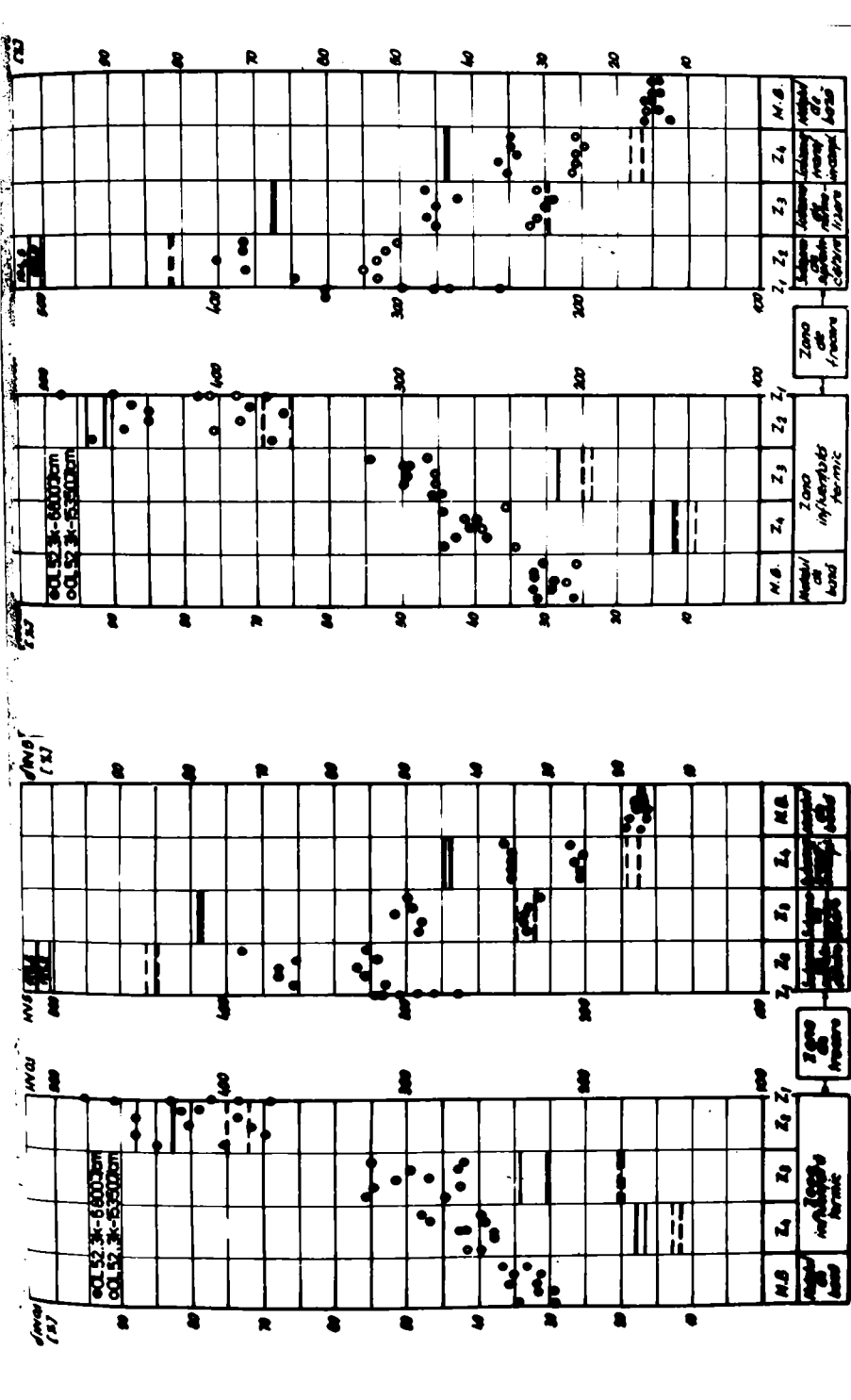


Figura 6.29. Distribucione zonas influentate ter- mic. Inluenza energici de sudore. Probe 2. Directia II - II

Figura 6.30. Distribucione zonas influentate ter- mic. Inluenza energici de sudore. Probe 2. Directia II - II

### 6.3.2. Analize metalografică

Având în vedere faptul că analize sclerometrice este proprie decelării durificării provocate prin călire, rezultă că între gradul de durificare și rezultatele analizei metalografice trebuie să existe deplină concordanță. În scopul verificării acestei concluzii s-au efectuat examinări structurale care au urmărit identificarea constituenților din fiecare subzonă caracteristică sudurilor și proporția acestora. Rezultatele sînt prezentate în tabelele 6.8 - 6.10; s-au inclus și datele referitoare la mărimea graunțului, de asemenea la ferita aciculară. Se menționează că pentru determinarea proporției constituenților structurale s-a folosit o metodă de integrare Kltinov, fabricație Rathenow - A. S. Probele folosite pentru examinare au fost aceleași pe care s-au executat încercările de duritate, iar investigația microscopică a fost orientată în direcția principalilor factori care influențează structura zonei afectate termic și anume: compoziția chimică (tabelul 6.8.); grosimea (tabelul 6.9.); energia de sudare (tabelul 6.10.).

În figurile 6.31 - 6.36 sînt expuse microstructurile subzonelor analizate în cazul tuturor probelor experimentale care au stat la baza analizei sclerometrice și metalografice.

Concluziile referite pe baza analizei sclerometrice sînt în concordanță cu rezultatele examinărilor structurale. Heterogenitatea pronunțată a zonei influențate termic se datorează diferențelor dintre structurile subzonelor caracteristice (constituenți, proporția dintre constituenți, mărimea graunțului). În subzona de supraîncălzire s-a determinat proporția cea mai ridicată de constituenți cu duritate mai mare (beinită); la oțelurile tip 52 proporția de beinită este cea mai mare în timp ce la OL37 nu există.

În ceea ce privește influența principalilor factori analizați anterior, care condiționează durificarea zonei influențate termic, se constată că analize metalografice a reușit să facă o diferențiere între diversele marci de oțeluri examinate. Influența grosimii este net relevată ca urmare a vitezelor diferite de răcire, iar variația energiei de sudare provoacă schimbări structurale importante, mai ales în subzone de supraîncălzire.

Experimentările efectuate și ale căror rezultate au fost expuse anterior conduc la concluzia că din punct de vedere mecanic diversele subzone din zona influențată termic se vor comporta diferit; fiecare subzonă prezintă caracteristici structurale proprii





Ort.	Loc	Grupa	Clasa	Tip	Perioada	Subzona de suprainalitare	Subzona de normalizare	Subzona transfigurata									
Ort.	Loc	Grupa	Clasa	Tip	Perioada	Proporția constituenților enșilor	Proporția constituenților enșilor	Proporția constituenților enșilor									
1. CL37	3	k	12	L	14400	I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/59/41	53	4-5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/42/58	8-9	Periada, Per- 11a, Periada	0/41/59	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/58/42	58	4	3-4	Periada, Per- 11a, Periada	0/40/60	8-9	Periada, Per- 11a, Periada	0/44/56	6-7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/55/45	55	4-5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/41/59	8-9	Periada, Per- 11a, Periada	0/44/56	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/53/42	53	4	3-4	Periada, Per- 11a, Periada	0/41/60	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/40/60	6-7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/60/40	60	5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/49/51	9	Periada, Per- 11a, Periada	0/52/48	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/61/39	61	4-5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	9	Periada, Per- 11a, Periada	0/52/48	6-7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/64/36	64	5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/48/52	8-9	Periada, Per- 11a, Periada	0/48/52	7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/63/37	63	5	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/47/53	8-9	Periada, Per- 11a, Periada	0/49/51	7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/67/33	67	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/43/57	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/42/59	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/71/29	71	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/45/55	6-7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	0/69/31	69	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/41/59	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/41/59	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	0/72/28	72	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/45/55	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/39/61	6-7
2. CL44	3	k	10	L	14350	I - I	Periada, Per- 11a, Periada	12/42/46	54	3-4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/52/48	7-8	Periada, Per- 11a, Periada	0/49/51	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	10/45/45	55	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/51/49	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	6-7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	12/45/43	57	4	3-4	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	7-8	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	8/52/40	60	4	3-4	Periada, Per- 11a, Periada	0/52/48	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/51/49	7
						I - I	Periada, Per- 11a, Periada	10/45/45	55	4	3	Periada, Per- 11a, Periada	0/51/49	8	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	6-7
						II - II	Periada, Per- 11a, Periada	12/45/43	57	4	3-4	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	7-8	Periada, Per- 11a, Periada	0/50/50	7

1) L - perioadă cu direcția de laminare; P - perpendiculară pe direcția de laminare; 2) conform figurii 6.3. 3) Periada/Periada/Periada  
4) punctaj maxim conform SRM 5490-71 5) punctaj maxim conform SRM 7626-66



0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
							I - I	Point, Per- lit, Perlit	13/47/40	60	4	3-4	Perlit, Perlit	0/42/58	8	Perlit, Perlit	0/40/60	6-7
					1	14000	II - II	Point, Per- lit, Perlit	15/41/44	56	4	3-4	Perlit, Perlit	0/41/59	8-9	Perlit Perlit	0/42/58	6-7
				20			I - I	Point, Per- lit, Perlit	13/47/40	60	4	3-4	Perlit, Perlit	0/40/60	8-9	Perlit Perlit	0/40/60	6-7
						14956	II - II	Point, Per- lit, Perlit	18/45/37	63	4	3-4	Perlit, Perlit	0/42/58	8-9	Perlit, Perlit	0/42/52	6-7
3. 0152	3	k					I - I	Point, Per- lit, Perlit	31/29/40	60	3-4	4	Perlit, Perlit	0/45/55	8	Perlit, Perlit	0/42/58	7
					1	14966	II - II	Point, Per- lit, Perlit	34/27/39	61	3-4	4	Perlit, Perlit	0/48/52	8-9	Perlit, Perlit	0/45/55	6-7
				30			I - I	Point, Per- lit, Perlit	38/28/34	66	4	4	Perlit, Perlit	0/42/58	8-9	Perlit, Perlit	0/41/59	6-7
						14966	II - II	Point, Per- lit, Perlit	39/25/36	64	3-4	4	Perlit, Perlit	0/45/55	8	Perlit, Perlit	0/42/58	7

REZULTATELE ANALIZEI METALOGRAFICE  
Influența energiei lănzare de sudare

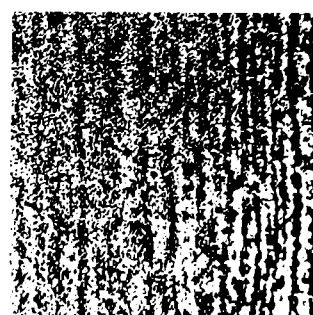
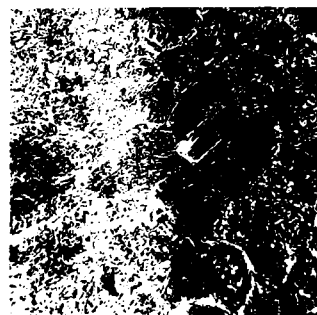
Nr. Orti.	Maroa	Clasa de deosebitate	Grosimea de oxidare	Grosimea de oxidare	Mărimile de preverificare	Direcția de lănzare	Energia lănzare	Subzona de suprafețizire				Subzona de normalizare				Subzona transformărilor incomplete			
								Proportia constituintilor	Bel-nitrit + Perlit	Mărită + Grătar	Perlită + Grătar	Proportia constituintilor	Mărită + Grătar	Perlită + Grătar	Perlită + Grătar	Proportia constituintilor	Mărită + Grătar	Perlită + Grătar	Perlită + Grătar
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	
							I - I	Perlită, Perlită	18/65/17	83	4-5	3-4	Perlită, Perlită	0/50/50	8-9	Perlită, Perlită	0/42/58	6-7	
						7450	II - II	Perlită, Perlită	23/61/16	84	4-5	3-4	Perlită, Perlită	0/52/48	9	Perlită, Perlită	0/45/55	7	
1. OL44	4	k	25	T			I - I	Perlită, Perlită	14/58/28	72	4	3-4	Perlită, Perlită	0/47/53	8	Perlită, Perlită	0/42/58	7	
						16250	II - II	Perlită, Perlită	20/51/29	71	4	3-4	Perlită, Perlită	0/50/50	8	Perlită, Perlită	0/43/57	7	
						6800	I - I	Perlită, Perlită	22/51/28	73	4-5	3-4	Perlită, Perlită	0/49/51	9	Perlită, Perlită	0/45/55	7	
							II - II	Perlită, Perlită	25/50/25	75	4-5	4	Perlită, Perlită	0/48/52	9	Perlită, Perlită	0/48/52	7	
2. OL52	3	k	20	T			I - I	Perlită, Perlită	15/47/38	62	4	4	Perlită, Perlită	0/38/62	8-9	Perlită, Perlită	0/40/60	6-7	
							II - II	Perlită, Perlită	16/45/39	61	4	4	Perlită, Perlită	0/40/60	8-9	Perlită, Perlită	0/45/55	6-7	

1) L = paralelă cu direcția de lănzare ; T = perpendiculară pe direcția de lănzare  
 2) Conform figurii 6.3.  
 3) Belnită/Perlită/Perlită  
 4) Puncteaj maxim conform STAS 5490-71  
 5) Puncteaj maxim conform STAS 7626-66

0257.4K



0258.4K



0259.4K

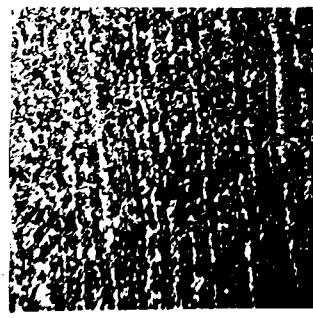
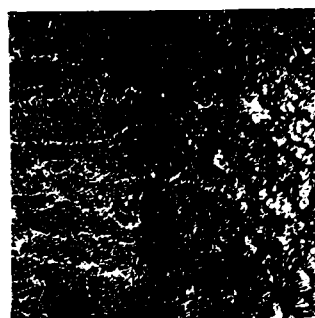
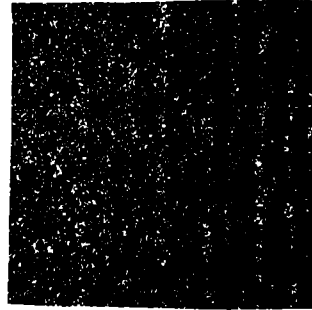


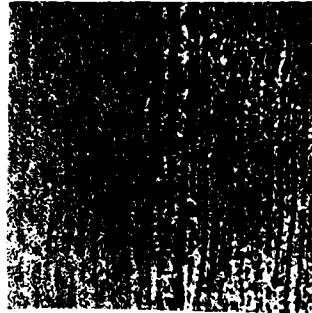
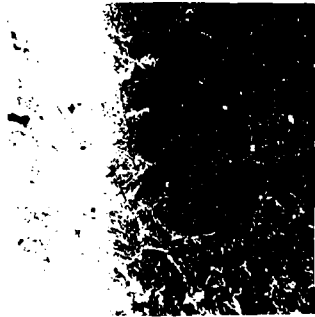
Figura 6.91. Microstructura zonei în jurul defectului în aliaj de titan. Imagiile sunt compozitii chimice. Scara: 1 μm. Titol.

INSTITUTUL POLITEHNIC  
BUCUREȘTI  
CENTRALĂ

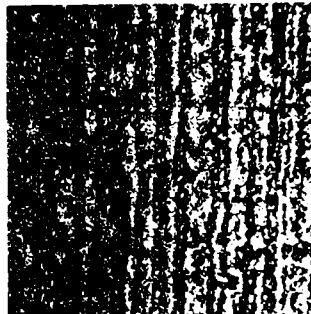
0137.4k



0144.4k



0152.4k



---

Figura 6.3c. Microstructura zonei influențate termic, influența compoziției chimice. Probe T. 100 x. Notă: Mital 2.0

---

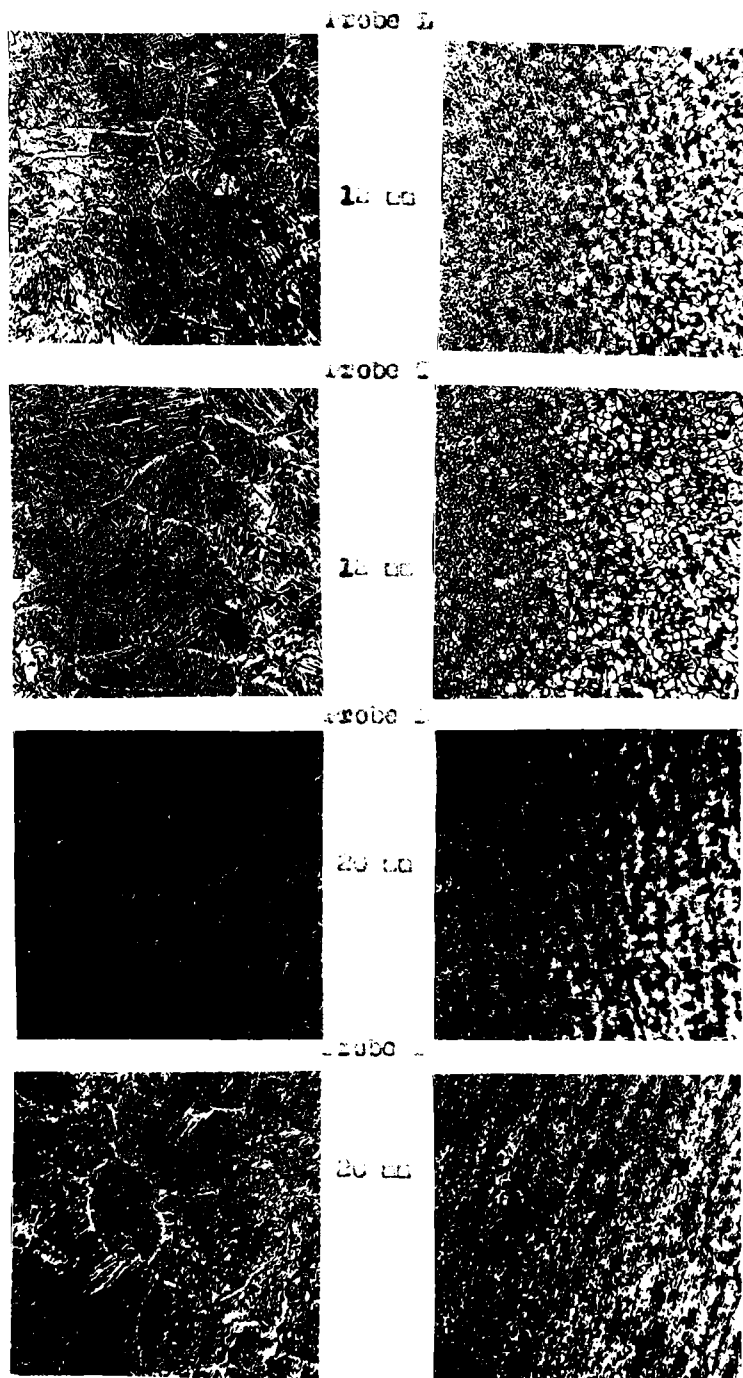


Figura 6.55. Microstructure decai influençate terdic - 0137.2  
Influença grosinii. 100 X . Mtac Mtal 2 ..

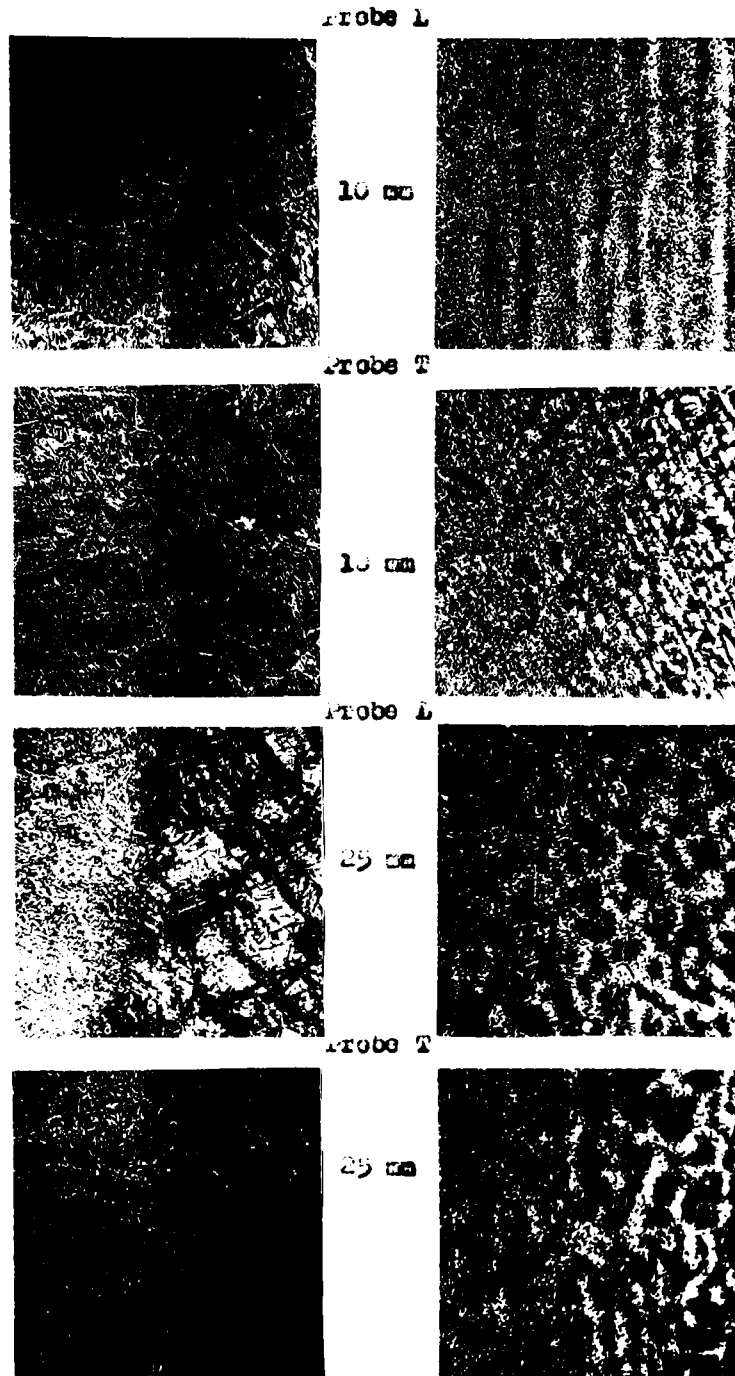
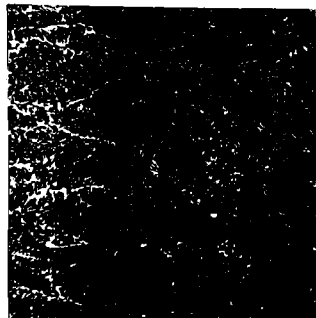


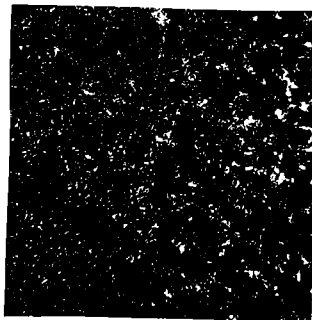
Figure 6.34. Microstructures zonei influențate termic - 0144,3k  
Influența presiunii. 100 X . Atec Nitel 2 3



Probe L



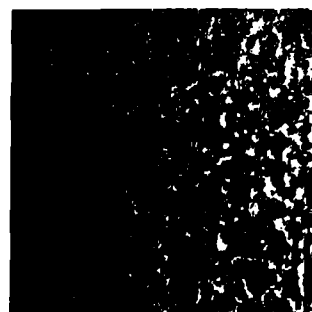
20 μm



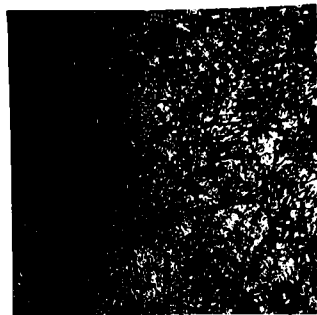
Probe T



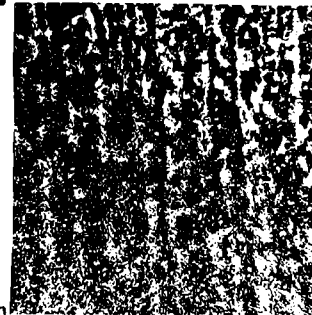
20 μm



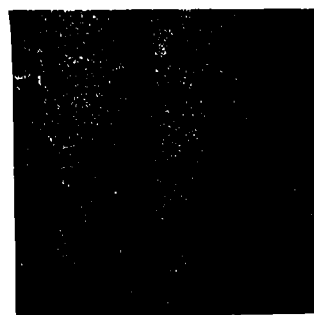
Probe L



30 μm



Probe T



30 μm



Figura 6.35. Microstructura zonei influențate termic - 0192.3x  
Influența grosirii. 100 X . Atec Nitel 2 ,,

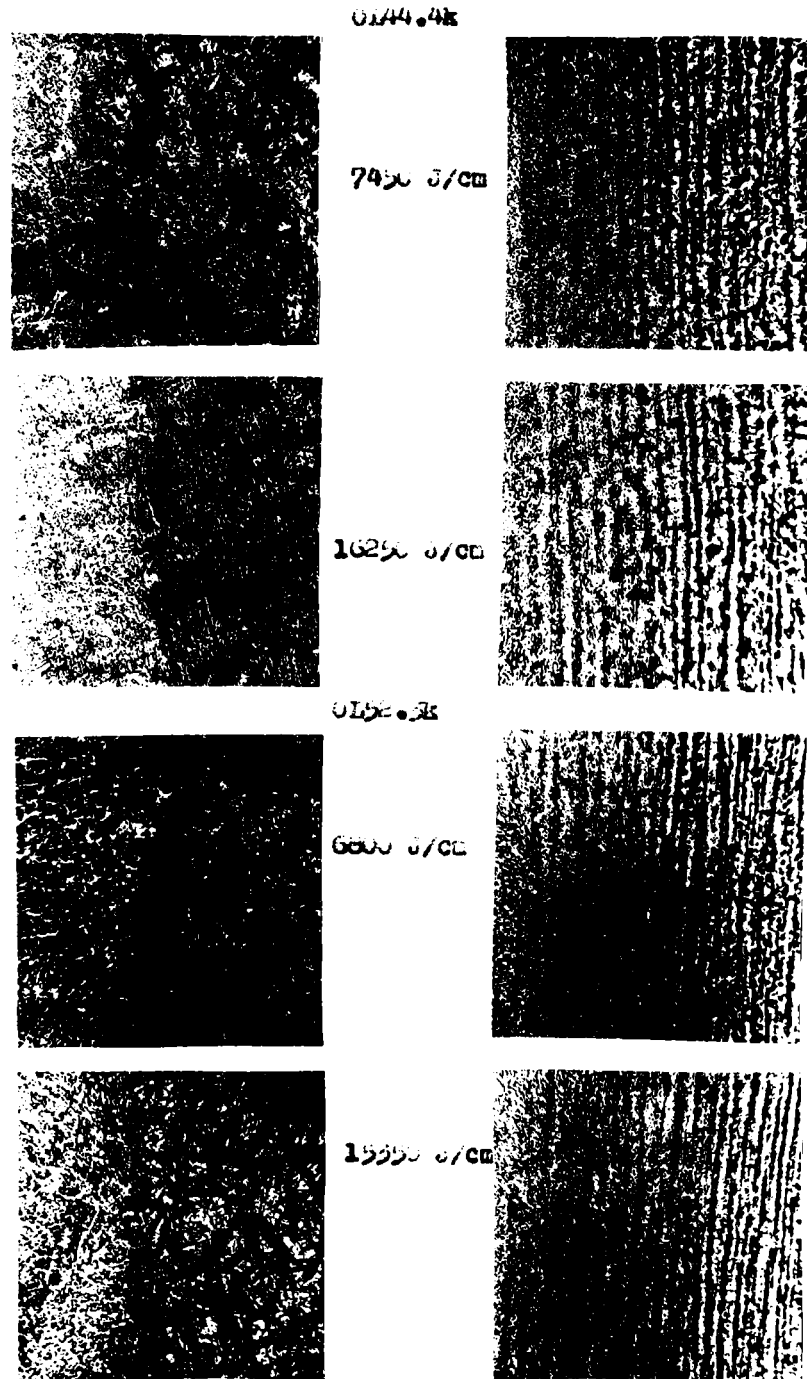


Figura 0.26. Microstructura zonei influențate termic, influențe energiei de sudare. 100 x . Aloc Nitrol 2.5



și ca urmare grade de durificare distincte.

Din punctul de vedere al obiectivului urmărit în prezente lucrare, interesează în mod deosebit ductilitatea zonei afectate termic, proprietatea de bază care condiționează apariția fisurării în îmbinarile sudate.

### 6.3.3. Incercări mecanice

După cum a rezultat din cele expuse anterior fiecare subzonă a zonei influențate termic este caracterizată printr-un grad de durificare propriu. Datorită acestui fapt este de așteptat ca ductilitatea subzonelor să fie de asemenea diferită. Pentru confruntarea caracteristicilor determinate, în tabelul 6.11 se indică valorile gradului de durificare  $\delta_{HV 0,1}$  și  $\delta_{HV5}$ , energia de rupere KV de asemenea deschiderea critică la virful fisurii  $\delta_c$  pentru fiecare subzonă specifică unei îmbinări sudate.

Se observă că modul în care variază valorile determinate pentru energia de rupere, în diverse subzone, nu este totdeauna în concordanță cu gradul de durificare. Pe baza valorilor  $\delta_{HV5}$  era de așteptat ca energia de rupere să crească monoton de la zona de trecere spre metalul de bază neafectat termic. Rezultatele fiind numai parțial confirmate, reiese că încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătura V nu este confidentă pentru evidențierea eterogenității zonei influențate termic /20/.

Analizând volumul de material de sub creștătura, care preia solicitarea în timpul încercării, acesta este alcătuit din subzonele caracteristice zonei influențate termic și metalul de bază neafectat termic. Dimensiunile reduse ale fiecărei subzone, comparativ cu grosimea materialului neinfluențat de procesul sudo-termic, sînt cauza principală care conduce la eșecul proprietăților mecanice ale acestor microvolumuri de material de către metalul de bază nealterat. În condițiile experimentărilor efectuate, lipsa de semnificație a acestei încercări de atribuire, în principiu, acuității insuficiente a creștăturii V, care antrenează implicit un volum relativ mare de metal în exprimarea energiei consumate la rupere.

În continuare s-a cercetat ductilitatea diverselor subzone cu ajutorul încercării de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură COD. Datorită acuității ridicate a creștăturii

și metodei de încercare s-a reușit să se localizeze ruperea, la propagarea fisurii, într-un volum restrins de metal ceea ce a permis evidențierea ductilității limită înainte de rupere. Rezultatele obținute ( tabelul 6.11.) relevă o strinsă legătură între gradul de durificare al fiecărei subzone și deschiderea critică la vârful fisurii. Subzona de supraîncălzire este cea mai puternic durificată și ea are  $\sigma_c$  este cea mai mică, comparativ cu celelalte subzone. La oțelurile tip 44 și 52 se confirmă concluziile privind scăderea gradului de durificare de la zona de trecere spre metalul de bază neafectat de procesul sudo-termic, obținându-se valori ale deschiderii critice la vârful fisurii din ce în ce mai ridicate ( tabelul 6.11.).

În concluzie, între rezultatele analizei sclerometrice, respectiv gradul de durificare și ale încercării de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștătură COD există o deplină concordanță.

Pe baza metodologiei expuse la pct.6.2.2. s-au efectuat cercetări privind susceptibilitatea la fragilizare și fisurabilizare a oțelurilor experimentale, datele obținute fiind centralizate în tabelul 6.12. Se menționează că temperatura de tranziție (tabelul 6.12, col.5, 6) s-a determinat pentru KV = 27 J, efectuându-se încercări de încovoiere prin șoc la cinci nivele de temperatură, conform figurii 7 din anexă.

Analizând rezultatele menționate anterior se observă că efectul ciclurilor termice de sudare provoacă o creștere a temperaturii de tranziție ( tabelul 6.12, col.6 ) cu atât mai mare cu cât gradul de durificare a oțelurilor cercetate este mai ridicat; datele s-au obținut pe epruvete Charpy V având vârful creștăturii plasat la nivelul subzonei de supraîncălzire ( figura 6.4.). Temperatura de tranziție în subzona de supraîncălzire este cea mai redusă la OL37 și cea mai înaltă la OL52, oțel care se durifică cel mai puternic.

Între gradul de durificare și viteza unghiului de apariție a primei fisuri în metalul de bază, la încercarea de îndoire a epruvetelor încărcate cu sudură longitudinală (tabelul 6.12, col.8, 9), există de asemenea o strinsă corelație; mărirea unghiului se reduce pe măsură creșterii gradului de durificare.

REZULTATELE INCERCĂRII DE ÎNCOVIERE PRIN SOC  
Sprevețe ou creșterii Charpy V și COD

Taboul 6.11.

Nr. art.	Materia	Clasa de calitate	Grosimea de oxidare	Grosimea de oxidare	Diferența de înălțime	Energia absorbită J/cm <sup>2</sup>	Direcția de înclinare	Subzona de supraînclăzire											Subzona de normalizare										
								max.	med.	max.	med.	I	M	I	M	max.	med.	max.	med.	I	M	I	M						
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23						
1.	OU37	3	k	20	L	14150	I - I	16,2	17,3	29,1	27,0	0,073	0,082	0,079	3,6	3,9	6,9	9,1	0,092	0,087	0,087	0,095							
					M	14000	I - I	11,5	12,3	24,5	26,3	0,062	0,069	0,070	7,4	4,5	16,9	8,6	0,083	0,086	0,086	0,084							
2.	OU37	4	k	25	L	14400	I - I	35,8	37,5	21,6	27,0	21,8	22,0	21,4	25,7	21,4	4,4	13,0	21,7	22,1	0,083	0,074	0,069						
					M	14300	I - I	50,7	42,7	33,1	32,9	12,2	12,2	12,2	12,2	12,2	21,5	18,1	11,7	16,0	14,2	13,2	0,083	0,074	0,069				
3.	OU44	4	k	25	L	14400	I - I	45,4	29,5	31,0	34,6	22,9	22,9	24,4	10,0	9,2	12,9	16,2	21,6	21,4	0,083	0,074	0,069						
					M	14475	I - I	28,9	29,9	33,1	37,7	8,9	9,0	9,0	5,8	9,5	15,5	18,7	10,4	10,7	0,083	0,074	0,069						
4.	OU52	3	k	20	L	14000	I - I	52,1	59,0	81,7	81,5	20,3	21,2	21,0	29,9	38,7	29,5	27,7	20,8	20,0	0,083	0,074	0,069						
					M	14950	I - I	51,0	53,2	74,0	72,9	5,9	5,9	5,9	32,1	23,8	28,2	28,3	6,7	6,7	0,083	0,074	0,069						
15350	I - I	75,0	72,0	84,8	86,2	82,6	87,7	128,6	121,9	0,051	0,049	0,053	30,4	34,1	78,9	78,3	0,061	0,058	0,076	0,060	0,063	20,5	19,6	32,8	34,7	0,071	0,072		

1) L = paralelă cu direcția de laminare ; M = perpendiculară pe direcția de laminare  
 2) Conform figurii 6.3.  
 3) I = valori individuale ; M = valori medii

Nr. Merca ort.	Cia- de ca- de- za- te	Ort. de de- za- te	Cra- si- mea de	Cra- si- mea de	M- reco- nstr pre- le- ve-	Energia liniară J/cm S <sub>2</sub> )	Directia investi- S <sub>2</sub> )	Subzona transformator incomplete					KV de S <sub>2</sub> )	I M I M	
								max.	med.	max.	med.	I			
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
	L	I - I	4,5	3,9	6,3	5,4									
	12	14000	I - I	7,4	4,4	3,2	3,7								
1.	OL37	3	k												
	L	I - I	29,1	29,8	10,8	12,3	21,4								
	20	14300	I - I	29,4	24,7	5,5	11,7	13,3							
	L	I - I	25,4	23,1	3,9	7,2	23,2								
	2.	OL37	4	k	25										
	14475	I - I	12,7	21,5	6,1	9,2	11,8								
	L	I - I	7,1	9,7	21,8	23,3	0,072								
	3.	OL44	4	k	25										
	14450	I - I	7,7	9,4	12,4	14,7	21,3								
	L	I - I	13,0	12,5	18,9	20,0	20,4								
	4.	OL52	3	k	20										
	6800	I - I	18,2	16,7	43,8	44,6	0,070								
	15350	I - I	11,8	12,8	17,5	18,9	0,074								

1) L = paralelă ou direcția de laminare ; P = perpendiculară pe direcția de laminare  
 2) Conform figurii 6.3.  
 3) I = valori individuale ; M = valori medii

Severitatea diferită a încercărilor de fisurare utilizate conduce la rezultate de asemenea diferite. Probele cu sudură în rost Y au evidențiat o sensibilitate ridicată în cazul mărcii OL52, care a prezentat și cel mai mare grad de durificare. La încercarea sudurilor depuse pe placă și între table suprapuse nu au apărut fisuri deși probele s-au realizat din table având grosimea 25 mm.

În cazul îmbinărilor sudate realizate din table groase intervine acțiunea ciclurilor termice de sudare repetate, datorită rindurilor și straturilor multiple, ceea ce reduce gradul de durificare a zonei influențate termic, ameliorând ductilitatea. Numai zonele rezultate în urma depunerii ultimului strat prezintă un grad de durificare mai ridicat deoarece nu suferă nici un tratament termic ulterior. Pentru obținerea de informații asupra gradului de durificare într-o regiune similară cu cea menționată anterior, cercetările s-au extins și pe direcția II - II ( figura 6.3.). După cum era de așteptat, s-au obținut în general valori diferite de cele de pe direcția I - I, mai mari sau mai mici, dar modul de variație a lor pe lățimea zonei influențate termic este același ( figurile 6.16, 6.18, 6.20, 6.22, 6.24, 6.26, 6.28, 6.30 ). Datorită acestui fapt, concluziile privind interdependența dintre gradul de durificare a oțelurilor cercetate și rezultatele celorlalte examinări, privind proprietățile zonei influențate termic, sînt identice cu cele rezultate pe baza experimentărilor realizate pe direcția I - I.

#### 6.4. Aprecieri asupra rezultatelor

Din cercetările expuse rezultă că analize sclerometrice este capabilă să furnizeze rezultate concludente privind durificarea sub acțiunea ciclurilor termice de sudare ; gradul de durificare s-a dovedit a fi o mărime revelatoare pentru susceptibilitatea la fragilizare a oțelurilor, implicit pentru riscul de fisurare.

Pentru caracterizarea durificării datorită procesului sudo-termic servește gradul de durificare calculat pe baza valorilor maxime sau medii ale durității obținute la încercarea cu microsarcini sau sarcini mici. Avînd însă în vedere eterogenitatea pronunțată a zonei influențate termic se recomandă utilizarea gradului de durificare mediu.

Tabelul 6.12.

Rezultatele încercărilor privind fragilizarea-fisurarea

Nr. ordine	Clasa de calitate	Greutatea de probă	Temperatura de încercare °C	Viteza de încercare mm/min	Deplasarea la rupere mm	Sudură după încercare	Sudură cap la cap cu rost	Sudură de colț între table sub presiune										
									1)	2)	3)	4)	5)	6)	7)	8)	9)	10)
1.	OL37	4	k	25	-27	-40	-32	180 180 170	177	Fără fisuri	Fără fisuri	0	0	0	0	0	0	Fără fisuri
2.	OL44	4	k	25	-45	-50	-40	140 148 150	146	Fără fisuri	Fără fisuri	0	0	0	0	0	0	Fără fisuri
3.	OL52	4A	k	25	-40	-20	-40	60 70 60	63	Fără fisuri	Fără fisuri	0	0	0	0	0	0	Fără fisuri

1) Orientarea orientată perpendicular pe suprafața tablei.

2) Orientarea orientată paralel cu suprafața tablei.

3) Conform STAS 9261 - 73.

4) Conform STAS 7748 - 74.



Gradul de durificare este în concordanță cu carbonul echivalent ( tabelul 6.1.) al oțelurilor cercetate, de asemenea cu comportarea evidențiată de analiza metalografică ( tabelele 6.8, 6.9, 6.10.), de încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creșterea în zona influențată termic și de încercările tehnologice specifice de fragilizare-flourare a metalului de bază ( tabelul 6.12.).

Pe baza gradului de durificare se poate face o diferențiere mai netă a efectelor diverselor condiții de sudare decât cu valorile durității, mai ales în zone cu eterogenitate pronunțată; între diferitele marci de oțeluri examinate, grosimi de tablă sau nivele ale energiei de sudare, gradul de durificare reușește să facă o separare evidentă.

În cazul încercării cu microsarcini, datorită amplitudinilor de dimensiuni mici, este posibilă explorarea cu mai multe arce chior și a subzonelor de arce redusă, ceea ce la un gradient pronunțat, specific zonei influențate termic, asigură obținerea de informații pertinente asupra variației durității. Din acest punct de vedere investigarea pe direcția normală la zona de trecere este mai indicată decât prin dispunerea urmelor pe arce de cerc concetrice cu axe longitudinale a metalului de bază.

Din experimenturile efectuate a rezultat că zona de trecere și subzona de supraîncălzire prezintă cea mai mare dispersie a durităților determinate, ca urmare a unei eterogenități accentuate. Cu toate acestea, subzona de supraîncălzire poate fi considerată reprezentativă pentru caracterizarea durificării întregii suduri, în cazul oțelurilor carbon și alab aliate cercetate, pe baza gradului de durificare.

## 7. CERCETAREA DUREȚII SUBȘURILOR OTELURILOR UZUALE

Concluziile rezultatelor prezentate în capitolul 6 rămân sensibil afectată de caracterul discret al încercării durității prin imprimare la explorarea unor subșuri situate de eteogene ca cele din zona influențată termic. Deși analiza sclerometrică sesizează existența subșurilor din zona afectată termic și efectul divergenței factorilor de influență asupra durificării, pe baza diferențierii rezultatelor, datorită amprentelor discrete rămân discutabile decelarea durității maxime; există în permanență riscul escamotării valorilor semnificative prin amplasarea arbitrară a urmelor, risc care crește odată cu reducerea numărului imprimărilor și majorarea pasului dintre acestea. Astfel, pentru asigurarea confidencei analizei sclerometrice s-a necesitat o examinare intensivă, continuă, a întregului volum de metal afectat termic. Această investigație intensivă este accesibilă încercării de duritate cu urmă continuă.

### 7.1. Caracteristicile de durificare

Prin utilizarea gradului de durificare pentru caracterizarea sudurilor s-a făcut o legătură între încălzirile inițiale, garantate, ale metalului de bază și proprietățile finale, rezultate ca urmare a efectului procesului sudo-termic. În acest fel se evidențiază măsura în care metalul de bază este afectat de ciclurile termice de sudare.

Din punctul de vedere al riscului fisurării sudurilor, în afară de gradul de durificare, se consideră deosebit de semnificativă intensitatea durificării, determinată de gradientul de variație a durității în zona influențată termic. În cele ce urmează prin gradient de durificare se va înțelege panta curbei de variație a durității de-a lungul zonei care se examinează ( figura 7.1.).

Relația de calcul a gradientului de durificare este următoarea :

$$\chi = \operatorname{tg} \beta = \frac{H_1 - H_2}{l_1 - l_2} = \frac{\Delta H}{\Delta l} \quad (7.1.)$$

în care semnificație notațiilor rezultă din figură.



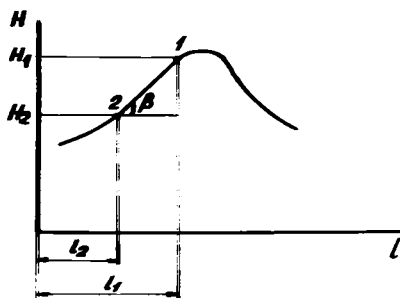


Figura 7.1. Gradientul de variație a durității

## 7.2. Încercarea durității cu urma continuă

### 7.2.1. Aplicarea metodei

Metoda de determinare a durității cu urma continuă prin zgirare este, fără îndoială, cea mai veche încercare de duritate, necesitatea acesteia izvorind din practica producerii și utilizării diverselor unelte și obiecte. Cunoașterea durității acestora a atras atenția fabricatorilor lor din timpuri străvechi și se pare că încă de pe vremea lui Aristotel se făcea în un larg controlul durității prin zgirare cu diferite minere - la [1].

Pe măsura dezvoltării tehnicii operațiile de determinare a durității se perfecționează și se introduc pe scară tot mai largă în controlul fabricației, ceea ce determină elaborarea unei serii noi de metode. Etape semnificative în dezvoltarea acestei proceduri se reprezintă aplicarea în controlul și clasificarea plătelor de oțel (1640) [2] și introducerea de către francezi, în 1722, a unei scări bazate pe zgirarea unei bare cu duritate variabilă pe lungime [3] [4]. Din 1822 minerele și folosesc ca puncte de referință pentru duritate a lui Mohs, utilizată și astăzi pentru studiul durității minerilor constituiți structurali [2], [4].

În cazul încercării durității de grosime suprafeței se procedează fie prin presiune locală - imprimare - fie prin tăiere locală - zgirare - sau printr-o combinație între aceste acțiuni [1]. Caracteristicile de duritate se stabilește prin deosebiri mai mari, urmând acțiunea mecanică și dimensiunile unui proces sau pe baza aprecierii intuitive și imprecise prin raportarea la o scară convențională [5]. Prin călă și curentul a serie de perfecționări, se urmărește construirea diverselor metode de încercare, urmându-se evitarea întespre-

tărilor eronate și clasificarea corectă a materialelor din punctul de vedere al durității.

Astfel, dintre cele mai vechi sclerometre construite și experimentate se cunosc : Bierbaum (1919), Hopkins (1923), Tolmaga (1925), O'Neill (1928), Hodge - McKay (1934), Zeiss (1937), /6/, /7/, /8/. Dintre aparatele mai recente se amintesc cel produs de firme Leitz - metalur "Durimet", echipat atât pentru încercări de duritate prin imprimare cât și cu urmă continuă prin agiriere. Aceste sclerometre utilizează diverse forme de penetratoare, încărcate cu sarcină constantă. Rezultatele experimentale pot fi exprimate în mai multe feluri și anume /7/:

a.) mărimea sarcinii necesare pentru producerea unei urme de lățime dată ;

b.) lățimea urmei obținute sub sarcină constantă ;

c.) mărimea forței, paralelă cu direcția de agiriere, necesară pentru deplasarea penetratorului cu o viteză dată.

Încercarea de duritate cu urma continuă nu este afectată de inconvenientele semnalate la metoda prin imprimare, permițând un control continuu al durității în vederea stabilirii diferențelor de duritate. Deoarece duritatea cu urmă continuă este mai puțin afectată de ecruizarea anterioară a oțelului /2/, /9/, variația durității constituenților structurali opere mai accentuat la agiriere decât la imprimare. În special se relevă rezistența la alunecare, caracteristică deosebit de semnificativă pentru ductilitatea metalelor, spre deosebire de rezistența la comprimare evidențiată de încercările prin imprimare.

Metoda de încercare a durității cu urmă continuă este adecvată pentru cazurile în care se urmărește repartiția durității în zone eterogene, de dimensiuni reduse, cum este zona influențată termic /10/. Pentru controlul durității în suduri sînt necesare 15 - 30 caprele repartizate în zonele specifice, pe cînd o singură urmă continuă poate identifica zone cu cele mai mari durități, ca și valoarea maximă a ecruției. Urmasul este creșterea certitudinii determinării durității maxime. Prin înregistrarea variației durității de agiriere /11/ se asigură o amplă analiză atât a gradului de durificare cât și a gradientului de durificare.

În afara aplicațiilor menționate anterior, procedeul poate fi utilizat la controlul omogenității de călire, a du-

rității straturilor subțiri, materialelor plastice și plăcilor ceramice /12/, de asemenea la urmărirea modificării în timp a durității unor metale ușoare etc.

### 7.2.2. Acuratețea metodei

În vederea stabilirii condițiilor optime de execuție și încercărilor de duritate cu urma continuă s-a întreprins inițial un amplu program de investigație, urmărind performanțele metrologice obținabile cu diverse penetratoare încărcate sub diverse sarcini.

Încercările s-au efectuat cu un aparat Durimet, fabricație Leitz - Metalar, pentru domeniul 0,147...4,900 N și cu un aparat cu încărcare directă, construit la Institutul de sudură și încercări de materiale ( IOM ) Timișoara, în limitele 9,80... 49,03 N. S-au utilizat diferite tipuri de penetratoare ( figura 7.2.) și anume /13/:






Penetratorul	Forma	Metoda de imprimare statică		Metoda de zgâriere	
		Denumirea	Dimensuni	Denumirea	Material
Sferă		Rockwell	D=15875 mm		oțel
Piramidă		Vickers	$\beta = \gamma = 148^{\circ} 6'$		diamant
		Knoop	$\beta = 130^{\circ}$ $\gamma = 172^{\circ} 30'$		diamant
Con		Rockwell Super Rockwell	$\alpha = 120^{\circ}$ $r = 0,2 \text{ mm}$		diamant
Con dublu		Grodzinski	$\alpha = 154^{\circ}$		diamant
Prismă				Dritest	diamant

Figura 7.2. Tipurile și caracteristicile penetratoarelor

- sferă cu diametrul 1,5875mm;
- piramidă cu baza pătratică - Vickers ;
- piramidă cu baza rombică - Knoop ;
- con cu vârful rotunjit - Rockwell ;
- con dublu - Grodzinski ;
- prismă triunghiulară cu un-

ghiul  $120^{\circ}$ , încărcate direct cu sarcinile : 0,147; 0,245; 0,490; 0,980; 1,960; 2,940; 4,900; 9,800; 19,600; 29,420; 39,220; 49,030 N.

Determinările comparative au explorat plăcuțe etalon de duritate cu duritatea nominală 102 HV (marceaj 1), fabricație Termotehnica și 488 HV (marceaj 2), fabricație Werkö .

Pentru fiecare condiție de încercare ( probă, sarcină, penetrator ) s-au executat câte 10 măsurări ( 10 urme discrete, 10 locuri în lungul urmei continue ), urmele discrete și continue fiind orientate radial pe probe. Încercările de durite-

te cu urmă continuă s-au realizat prin deplasarea probei sub penetratorul încercat, asigurându-se o mișcare fără șocuri, continuă, cu viteză de circa 0,25 mm/s.

Toate încercările și măsurările aferente au fost efectuate de către un singur operator.

Pentru aprecierea acurateții metodei de determinare a durității cu urmă continuă s-au acceptat drept criterii definitorii limitele de decelabilitate și de reproductibilitate aferente diverselor încercări /14/.

Se remarcă în primul rând că folosind penetratorul sferic nu s-au putut obține urme decelabile nici în cazul încercării cu urmă discretă nici cu urmă continuă. Încercările cu penetrator conic - Rockwell - reclamă aplicarea unor sarcini mari, având în vedere suprafața mare de contact a vârfului rotunjit. Astfel, pentru a realiza urme cu lățimea de 0,1 mm au fost necesare sarcini de 9,800 N pentru placă etalon 162 HV, respectiv 19,610 N pentru placă 488 HV. În cazul celorlalte penetratoare folosite s-au obținut urme decelabile pentru toată gama forțelor de încercare aplicate.

Pentru a menționa erori de măsurare a dimensiunii urmei sub 2 %, în cazul microscopului operatului durimet cu precizie de citire de 0,1 μm, se impune ca aceasta să fie cel puțin 5 μm. Analizând detele experimentale din acest punct de vedere a rezultat că dintre urmele măsurate trebuiau excluse cele cu urmă continuă corespunzătoare sarcinii 0,15 N, în cazul penetratoarelor Knoop, Grodzinski și prismă, de asemenea urmele Knoop cu 0,245 N. Se menționează că aceste dimensiuni reduse s-au obținut în condițiile zgîrierii pe o direcție paralelă cu diagonala mare a penetratoarelor având formă alungită. Aplicând criteriile expuse la prelucrarea tuturor rezultatelor experimentale s-au determinat limitele de decelabilitate aferente încercărilor aplicate, prezentate în tabelul 7.1.

Reproductibilitatea detelor obținute s-a apreciat pe baza obsterilor medii patretice. În tabelul 7.1. s-au indicat valorile procentuale ale obsterii medii patretice raportate la media aritmetică a măsurărilor efectuate, pentru urmele corespunzătoare limitelor de decelabilitate. Pe baza acestora s-au stabilit intervalele înscrise în ultime coloană.

Tabelul 7.1.

Limitele de deosebibilitate și de reproducibilitate aferente încercărilor de duritate

Forma penetrantului	Număr probe	Forța de încercare [N]												Limitele de reproducibilitate	
		0,147	0,245	0,490	0,980	1,960	2,940	4,900	9,800	19,610	29,420	58,820	117,640		
Sferică	Vickers	1	3,6	2,2	3,6	2,3	1,6	1,4	2,7	1,3	0,8	1,7	1,0	1,6	0,8... 3,6
		2	3,4	1,7	1,5	1,5	0,7	1,5	0,8	4,6	1,6	1,6	2,3	0,9	0,7... 4,6
	Knoop	1	6,4	6,0	3,7	3,1	2,2	2,0	2,0	3,8	3,8	2,7	1,7	1,3	1,3... 6,4
		2	2,6	2,0	1,2	0,8	0,9	1,3	1,0	2,3	1,6	0,6	2,0	0,9	0,6... 2,6
	Con	1													0,8... 2,2
		2									1,9	1,7	1,4	1,1	1,1... 1,9
Sferă	1													—	
	2													—	
Gradinsky	1		2,6	3,0	1,6	2,4	1,9	2,3	2,9	2,6	1,7	1,7	1,4	1,4... 3,0	
	2				3,6	1,4	1,8	1,0	0,8	1,2	1,5	0,4	1,2	0,4... 3,6	
Cilindrică	Vickers	1	1,8	2,2	1,6	1,8	1,6	1,8	1,2	1,8	1,8	2,0	2,1	1,9	1,2... 2,2
		2	2,6	2,6	1,5	1,8	1,5	0,7	0,6	2,9	1,2	1,3	1,4	0,6	0,6... 2,6
	Knoop	1				3,2	3,9	4,4	2,4	1,8	3,5	3,8	1,9	3,8	1,8... 5,2
		2				2,1	2,3	1,8	1,5	0,8	1,8	1,0	1,2	1,4	0,8... 2,3
	Con	1									1,4	1,7	1,6	1,2	1,1... 2,0
		2									0,9	0,9	1,3	1,3	0,9... 1,6
Sferă	1													—	
	2													—	
Gradinsky	1		3,3	2,8	3,3	2,8	1,4	2,1	2,3	2,4	1,2	0,9	1,9	0,9... 3,3	
	2				2,0	3,2	3,3	2,7	0,9	1,2	1,3	0,8	1,3	0,8... 3,3	
Sferă unghiulară	1		2,4	1,7	1,2	0,7	1,8	1,8	2,0	1,9	1,1	2,0	1,7	0,7... 2,4	
	2		3,0	3,1	3,4	4,7	2,0	3,1	2,0	0,9	1,2	1,6	0,9	0,9... 6,4	

 Urme nedecelabile     
  Măsurări cu erori peste 2%  
 Limite optime de aplicabilitate

Se menționează cu a-se lucrul cu placuțe etalon pentru scară normală (49,03 N), care asigură o uniformitate corespunzătoare a materialului la adâncimi de pătrundere mai mici de 30 μm. În scopul a-se executat încercări de duritate cu scară discretă (imprimare normală) și continuă (imprimare tangentă) cu scară de 0,147 N... 49,030 N. Note de remarcă faptul că urmele de imprimare normală sînt afectate de eroarea provocată înserat cu urmele de prelucrării mecanice aplicate suprafeței. Acesta situație se reflectă de altfel printre imprimările a-se rezultatelor, în afara limitelor prevăzute pentru lucrările cu scară normală (N.A. 717-74). Incercările de duritate prin imprimare tangentă prezintă la teste penetrantului unea cu dimensiuni mai mici și se stors eroarea de citire are o precizie mai mică decât la încercările de duritate cu scară discretă. În lucrările cu scară continuă efectul eroarea se manifestă și cu urmele discrete rezulta-

telor este mai restrinsă.

Din analiza rezultatelor prezentate se pot trage unele concluzii privind posibilitățile de utilizare ale încercării durității cu urmă continuă și anume :

- a.) întreaga gamă a forțelor de încărcare aplicate poate fi cuprinsă cu penetratorul Vickers ;
- b.) cu penetratoarele Knoop, Grodzinski și prismă se pot efectua încercări atât în domeniul microsarcinilor cit și a sarcinilor mici ;
- c.) folosirea penetratorului conic este proprie numai în cazul forțelor mai mari de încărcare ( $> 9,80 \text{ N}$ ) ;
- d.) reproductibilitatea rezultatelor încercărilor de duritate cu urmă continuă este superioară celei cu urmă discretă, datorită lățimii mai mari a urmei în comparație cu diagonala imprimării.

### 7.2.3. Corelații între rezultatele diferitelor încercări

Pentru evaluarea corelațiilor cele mai probabile dintre rezultatele diverselor încercări funcție de sarcina aplicată la aceeași duritate, s-au reprezentat grafic perechile de valori - diagonala amprentei Vickers ( $d_v$ ) și dimensiunea măsurată a urmei la celelalte încercări ( $\lambda$ ) - obținându-se o mulțime de puncte distribuite cu o anumită regularitate. S-a făcut ipoteza că funcția  $d_v = f(\lambda)$  este continuă, fără inflexiuni și trece prin origine, deoarece dacă  $d_v = 0$  rezultă  $\lambda = 0$ . Traseul acestor curbe a necesitat efectuarea unui calcul statistic de regresie în care scop s-a considerat corelația neliniară de tipul  $d_v = a \lambda^b$ . Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 7.2, iar curbele de regresie sînt de formă indicată în figura 7.3. Cifrele cu care s-au notat curbele reprezentate corespund celor din tabelul 7.2. (nr.crt.).

Aceleași raționamente, care s-au expus anterior pentru calculul curbelor de regresie, s-au folosit și pentru stabilirea corelației dintre pătratul caracteristicii măsurate la urmele de duritate ( diagonala, lățimea ) și sarcina aplicată în timpul încercării  $\lambda^2 = f(F)$ . Tabelul 7.3 centralizează rezultatele acestor calcule, iar în figura 7.4. s-a reprezentat o familie de asemenea curbe. Modul de notare a curbelor de regresie corespunde tabelului 7.3. (nr.crt.).

Tabelul 7.2.

Corelațiile dintre rezultatele încercărilor de duritate

Nr. crt.	Încercarea	Domeniul N	Corelația $d_v = a\lambda^b$	
			Proba 1	Proba 2
1.	Vickers, urmă discretă	0,147- 4,90	$0,46 \lambda^{0,96}$	$0,43 \lambda^{0,93}$
	Knoop, urmă discretă	9,80 -49,03	$0,24 \lambda^{1,07}$	$0,25 \lambda^{1,06}$
2.	Vickers, urmă discretă con, urma discretă	9,80 -49,03	$0,30 \lambda^{1,28}$	$2,49 \lambda^{0,83}$
	3.	Vickers, urmă discretă	0,147- 4,90	$0,02 \lambda^{1,63}$
Grodzinsky, urmă discretă		9,80 -49,03	$0,01 \lambda^{1,65}$	$0,04 \lambda^{1,42}$
4.	Vickers, urma discretă	0,147- 4,90	$0,54 \lambda^{1,07}$	$0,69 \lambda^{0,95}$
	Vickers, urmă continua	9,80 -49,03	$2,37 \lambda^{0,78}$	$0,75 \lambda^{0,96}$
5.	Vickers, urmă discretă	0,147- 4,90	$3,55 \lambda^{0,78}$	$3,32 \lambda^{0,84}$
	Knoop, urmă continua	9,80 -49,03	$1,61 \lambda$	$2,24 \lambda^{0,91}$
6.	Vickers, urmă discretă con, urma continua	9,80 -49,03	$0,71 \lambda^{1,05}$	$2,93 \lambda^{0,75}$
	7.	Vickers, urmă discretă	0,147- 4,90	$1,72 \lambda$
Grodzinsky, urmă continua		9,80 -49,03	$3,03 \lambda^{0,86}$	$3,68 \lambda^{0,82}$
8.	Vickers, urmă discretă	0,147- 4,90	$3,67 \lambda^{0,55}$	$4,47 \lambda^{0,44}$
	Prismă, urmă continua	9,80 -49,03	$5,05 \lambda^{0,62}$	$2,94 \lambda^{0,64}$

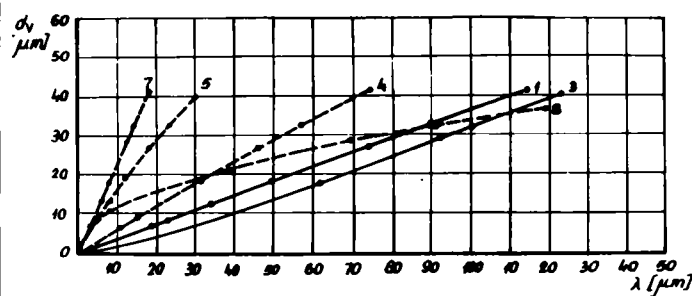


Figura 7.3.  
Corelațiile  
dintre rezul-  
tatele încer-  
cărilor de  
duritate.  
Proba 2.  
0,147... 4,900N



Tabelul 7.3.

Corelațiile dintre dimensiunea urmei de duritate și forța de încărcare

Nr. crt.	Felul urmei	Forma pene- tratorului	Domeniul N	Corelația $\lambda^2 = a.F^b$	
				Proba 1	Proba 2
1	Dis- cre- tă	Vickers	0,147- 4,90	$8,77 \cdot 10^3 \cdot F^{1,13}$	$3,51 \cdot 10^3 \cdot F$
			9,80 -49,03	$11,37 \cdot 10^3 \cdot F^{0,90}$	$4,96 \cdot 10^3 \cdot F^{0,81}$
2	Knoop	Grodzinski	0,147-4,90	$67,5 \cdot 10^3 \cdot F^{1,18}$	$27,87 \cdot 10^3 \cdot F$
			9,80-49,03	$87,0 \cdot 10^3 \cdot F^{0,84}$	$40,80 \cdot 10^3 \cdot F^{0,76}$
3	Con	Grodzinski	9,80 -49,03	$9,64 \cdot 10^3 \cdot F$	$3,23 \cdot 10^3 \cdot F^{0,95}$
4	Grodzinski	Con	0,147- 4,90	$33,22 \cdot 10^3 \cdot F^{0,67}$	$28,27 \cdot 10^3 \cdot F^{0,84}$
			9,80 -49,03	$62,93 \cdot 10^3 \cdot F^{0,53}$	$31,64 \cdot 10^3 \cdot F^{0,58}$
5	Vickers	Con	0,147- 4,90	$15,44 \cdot 10^3 \cdot F$	$14,84 \cdot 10^3 \cdot F^{1,16}$
			9,80 -49,03	$17,17 \cdot 10^3 \cdot F^{1,13}$	$12,63 \cdot 10^3 \cdot F^{0,86}$
6	Knoop	Con	0,147- 4,90	$4,57 \cdot 10^3 \cdot F^{1,46}$	$2,3 \cdot 10^3 \cdot F^{1,2}$
			9,80 -49,03	$4,0 \cdot 10^3 \cdot F^{0,89}$	$1,98 \cdot 10^3 \cdot F^{0,89}$
7	Con	Con	9,80 -49,03	$14,05 \cdot 10^3 \cdot F^{0,85}$	$5,0 \cdot 10^3 \cdot F$
8	Grodzinski	Con	0,147- 4,90	$2,59 \cdot 10^3 \cdot F^{1,10}$	$0,65 \cdot 10^3 \cdot F^{0,92}$
			9,80 -49,03	$4,0 \cdot 10^3 \cdot F$	$1,37 \cdot 10^3 \cdot F^{0,98}$
9	Prismă tri- unghi- lăra	Con	0,147- 4,90	$113,13 \cdot 10^3 \cdot F^2$	$125,9 \cdot 10^3 \cdot F^{2,30}$
			9,80 -49,03	$18,15 \cdot 10^3 \cdot F^{1,38}$	$20,67 \cdot 10^3 \cdot F^{1,25}$

Analiza datelor experimentale prezentate relevă faptul că între rezultatele diferitelor încercări efectuate, de asemenea între dimensiunea urmei de duritate și sarcină, nu există o relație matematică simplă. Dependența dintre forța de încărcare și dimensiunea urmei este funcție de materialul examinat. Aceste constatări explică folosirea diverselor formule empirice în cazul încercării durității cu urmă continuă.

Pentru obținerea unor dimensiuni mari ale urmei continue este de preferat penetratorul Vickers, dar mai ales cel prismatic.

Pe baza rezultatelor obținute s-a evaluat statistic intervalul de confidență în care cu o anumită încredere, fixată în prealabil, se găsește media calculată a populației.

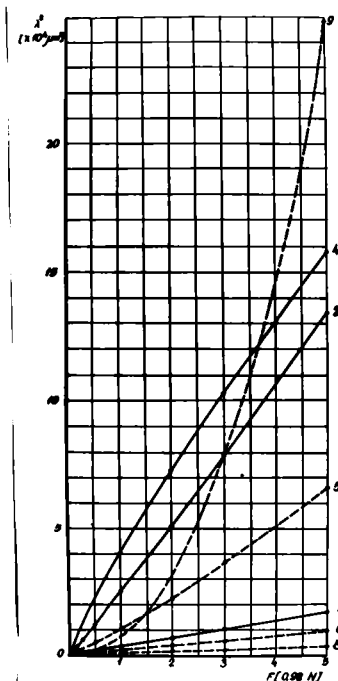


Figura 7.4. Corelațiile dintre dimensiunea urmei de duritate și forța de încărcare. Proba 2.

0,147 ... 4,900 N

Din analize acestor intervale de confidență a rezultat că încercările de duritate cu urma continuă, efectuate cu penetrator Vickers, Knoop și prisma se pretează pentru acenul microsercinilor ; pentru forțe de încărcare mai mari satisfac încercările cu urma continuă folosind penetrator Knoop și con.Diamenul în forma de prismă nu este recomandabil e se folosi în cazul încercărilor cu forța de încărcare mai mare de 9,80 N.

#### 7.2.4. Compararea rezultatelor

Intre încercările de duritate cu urma continuă și cele cu urma discretă nu se poate face decit o comparație limitată, datorita mecanismului diferit de deformare care sta la baza lor /6/, /15/. Totuși, pentru a face posibil acest lucru duritatea trebuie sa se exprime în aceeași unitați de măsură, metoda folosită de Abrenberg, Meyer și alții /7/.

În cazul experimentărilor efectuate în prezente lucrare s-a urmarit evidențierea acelor rezultate, determinate prin încercări cu urma continuă, care ca ordin de mărime se apropie de valorile durităților obținute prin încercări cu urma discretă. Pentru aceasta, corespunzător elementelor geometrice ale penetrațiilor utilizate s-a calculat ( figura 7.5.) /6/ :

- a.) aria suprafeței de contact dintre penetrator și materialul cercetat în timpul încercării de așiriere (  $U$  ) ;
- b.) proiecția ariei suprafeței  $U$  pe planul suprafeței orizontale a probei (  $A_p$  ) ;

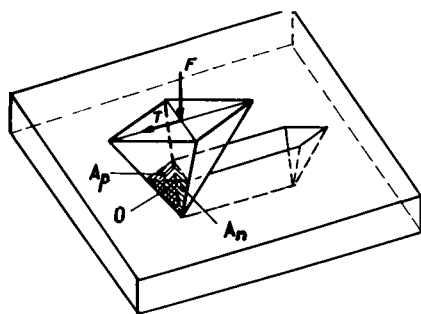


Figura 7.5. Reprezentarea schematică a încercării durității cu urmă continuă

c.) proiecția oricărei suprafețe  $O$  pe planul secțiunii transversale a urmei continue ( $A_n$ ).

Prin raportarea forței de încărcare la aria suprafețelor calculate se ajunge la exprimarea durității ca o mărime derivată, ca o compresivă specifică exercitată în regiunea epurării ( $n/mm^2$ ). În acest mod s-au determinat duritățile pentru fiecare condiție de încercare, comparabile cu mod de exprimare cu cele obținute prin încercarea Vickers cu urmă discretă, iar rezultatele sînt cuprinse în tabelul 7.4. În același tabel s-au indicat și formulele utilizate pentru calculul durității; determinările s-au făcut pentru placuțe etalon 2.

Se constată că în cazul încercărilor de duritate cu urmă continuă care folosesc penetrator Vickers (HCV), Knoop (HK), con Rockwell (HRC), Grodzinski (HCG), duritățile calculate prin raportarea sarcinii la aria suprafeței de contact ( $O$ ) și proiecția acesteia ( $A_p$ ) au același ordin de mărime ca și duritatea Vickers cu urmă discretă. La penetratorul Grodzinski afirmația este valabilă peste 0,245 N. Pentru încercarea cu prisma calculul trebuie să se facă prin raportarea forței de încărcare la aria secțiunii urmei ( $A_n$ ), iar concluzia expusă la celelalte încercări corespunde peste 0,245 N.

Ansamblul considerațiilor expuse în legătură cu încercarea durității cu urmă continuă permite stabilirea domeniului și modului de aplicare a acestei metode. În tabelul 7.1. s-a marcat printr-un cerc închis limitele optime de aplicabilitate. Extinderea acestora este posibilă, dar în fiecare caz apar unele inconveniente (mărimea urmei, reproductibilitatea etc.).

#### 7.2.5. Relementarea metodei de încercare

După cum a rezultat din cele expuse anterior, metoda de determinare a durității prin zgîriere se practică de foarte mult timp, dar condițiile de încercare au fost diferite

Rezultatele încercării durității

Metoda	Formula de calcul	Determina- rea	Forța de încărcare [N]																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																
			0,167	0,246	0,482	0,980	1,960	2,940	4,900	9,800	19,610	29,420	49,040	98,080	196,160	392,320	784,640																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																		
Urmă discretă	Vickers $0,18909 \frac{F}{d^2}$	d mm	0,0085	0,0127	0,0254	0,0508	0,1016	0,1524	0,2032	0,2540	0,3048	0,3556	0,4064	0,4572	0,5080	0,5588	0,6096	0,6604	0,7112	0,7620	0,8128	0,8636	0,9144	0,9652	1,0160	1,0668	1,1176	1,1684	1,2192	1,2700	1,3208	1,3716	1,4224	1,4732	1,5240	1,5748	1,6256	1,6764	1,7272	1,7780	1,8288	1,8796	1,9304	1,9812	2,0320	2,0828	2,1336	2,1844	2,2352	2,2860	2,3368	2,3876	2,4384	2,4892	2,5400	2,5908	2,6416	2,6924	2,7432	2,7940	2,8448	2,8956	2,9464	2,9972	3,0480	3,0988	3,1496	3,2004	3,2512	3,3020	3,3528	3,4036	3,4544	3,5052	3,5560	3,6068	3,6576	3,7084	3,7592	3,8100	3,8608	3,9116	3,9624	4,0132	4,0640	4,1148	4,1656	4,2164	4,2672	4,3180	4,3688	4,4196	4,4704	4,5212	4,5720	4,6228	4,6736	4,7244	4,7752	4,8260	4,8768	4,9276	4,9784	5,0292	5,0800	5,1308	5,1816	5,2324	5,2832	5,3340	5,3848	5,4356	5,4864	5,5372	5,5880	5,6388	5,6896	5,7404	5,7912	5,8420	5,8928	5,9436	5,9944	6,0452	6,0960	6,1468	6,1976	6,2484	6,2992	6,3500	6,4008	6,4516	6,5024	6,5532	6,6040	6,6548	6,7056	6,7564	6,8072	6,8580	6,9088	6,9596	7,0104	7,0612	7,1120	7,1628	7,2136	7,2644	7,3152	7,3660	7,4168	7,4676	7,5184	7,5692	7,6200	7,6708	7,7216	7,7724	7,8232	7,8740	7,9248	7,9756	8,0264	8,0772	8,1280	8,1788	8,2296	8,2804	8,3312	8,3820	8,4328	8,4836	8,5344	8,5852	8,6360	8,6868	8,7376	8,7884	8,8392	8,8900	8,9408	8,9916	9,0424	9,0932	9,1440	9,1948	9,2456	9,2964	9,3472	9,3980	9,4488	9,4996	9,5504	9,6012	9,6520	9,7028	9,7536	9,8044	9,8552	9,9060	9,9568	10,0076	10,0584	10,1092	10,1600	10,2108	10,2616	10,3124	10,3632	10,4140	10,4648	10,5156	10,5664	10,6172	10,6680	10,7188	10,7696	10,8204	10,8712	10,9220	10,9728	11,0236	11,0744	11,1252	11,1760	11,2268	11,2776	11,3284	11,3792	11,4300	11,4808	11,5316	11,5824	11,6332	11,6840	11,7348	11,7856	11,8364	11,8872	11,9380	11,9888	12,0396	12,0904	12,1412	12,1920	12,2428	12,2936	12,3444	12,3952	12,4460	12,4968	12,5476	12,5984	12,6492	12,6999	12,7507	12,8015	12,8523	12,9031	12,9539	13,0047	13,0555	13,1063	13,1571	13,2079	13,2587	13,3095	13,3603	13,4111	13,4619	13,5127	13,5635	13,6143	13,6651	13,7159	13,7667	13,8175	13,8683	13,9191	13,9699	14,0207	14,0715	14,1223	14,1731	14,2239	14,2747	14,3255	14,3763	14,4271	14,4779	14,5287	14,5795	14,6303	14,6811	14,7319	14,7827	14,8335	14,8843	14,9351	14,9859	15,0367	15,0875	15,1383	15,1891	15,2399	15,2907	15,3415	15,3923	15,4431	15,4939	15,5447	15,5955	15,6463	15,6971	15,7479	15,7987	15,8495	15,8999	15,9507	16,0015	16,0523	16,1031	16,1539	16,2047	16,2555	16,3063	16,3571	16,4079	16,4587	16,5095	16,5603	16,6111	16,6619	16,7127	16,7635	16,8143	16,8651	16,9159	16,9667	17,0175	17,0683	17,1191	17,1699	17,2207	17,2715	17,3223	17,3731	17,4239	17,4747	17,5255	17,5763	17,6271	17,6779	17,7287	17,7795	17,8303	17,8811	17,9319	17,9827	18,0335	18,0843	18,1351	18,1859	18,2367	18,2875	18,3383	18,3891	18,4399	18,4907	18,5415	18,5923	18,6431	18,6939	18,7447	18,7955	18,8463	18,8971	18,9479	19,0000	19,0500	19,1000	19,1500	19,2000	19,2500	19,3000	19,3500	19,4000	19,4500	19,5000	19,5500	19,6000	19,6500	19,7000	19,7500	19,8000	19,8500	19,9000	19,9500	20,0000																																																																																																				
		HV	405,1	339,8	318,5	289,5	280,9	249,3	236,1	199,5	178,1	169,5	146,7	133,1	109,8	96,4	87,8	74,0	60,4	47,0	33,6	20,2	6,8																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																																												
	D mm	0,0276	0,0289	0,0442	0,0697	0,1005	0,1357	0,1662	0,2009	0,2404	0,2844	0,3324	0,3844	0,4404	0,4904	0,5444	0,6024	0,6644	0,7304	0,7904	0,8544	0,9224	0,9944	1,0704	1,1504	1,2344	1,3224	1,4144	1,5104	1,6104	1,7144	1,8224	1,9344	2,0504	2,1704	2,2944	2,4224	2,5544	2,6904	2,8304	2,9744	3,1224	3,2744	3,4304	3,5904	3,7544	3,9224	4,0944	4,2704	4,4504	4,6344	4,8224	5,0144	5,2104	5,4104	5,6144	5,8224	6,0344	6,2504	6,4704	6,6944	6,9224	7,1544	7,3904	7,6304	7,8744	8,1224	8,3744	8,6304	8,8904	9,1544	9,4224	9,6944	9,9704	10,2504	10,5344	10,8224	11,1144	11,4104	11,7104	12,0144	12,3224	12,6344	12,9504	13,2704	13,5944	13,9224	14,2544	14,5904	14,9304	15,2744	15,6224	15,9744	16,3304	16,6904	17,0544	17,4224	17,7944	18,1704	18,5504	18,9344	19,3224	19,7144	20,1104	20,5104	20,9144	21,3224	21,7344	22,1504	22,5704	22,9944	23,4224	23,8544	24,2904	24,7304	25,1744	25,6224	26,0744	26,5304	26,9904	27,4544	27,9224	28,3944	28,8704	29,3504	29,8344	30,3224	30,8144	31,3104	31,8104	32,3144	32,8224	33,3344	33,8504	34,3704	34,8944	35,4224	35,9544	36,4904	37,0304	37,5744	38,1224	38,6744	39,2304	39,7904	40,3544	40,9224	41,4944	42,0704	42,6504	43,2344	43,8224	44,4144	45,0104	45,6104	46,2144	46,8224	47,4344	48,0504	48,6704	49,2944	49,9224	50,5544	51,1904	51,8304	52,4744	53,1224	53,7744	54,4304	55,0904	55,7544	56,4224	57,0944	57,7704	58,4504	59,1344	59,8224	60,5144	61,2104	61,9104	62,6144	63,3224	64,0344	64,7504	65,4704	66,1944	66,9224	67,6544	68,3904	69,1304	69,8744	70,6224	71,3744	72,1304	72,8904	73,6544	74,4224	75,1944	75,9704	76,7504	77,5344	78,3224	79,1144	79,9104	80,7104	81,5144	82,3224	83,1344	83,9504	84,7704	85,5944	86,4224	87,2544	88,0904	88,9304	89,7744	90,6224	91,4744	92,3304	93,1904	94,0544	94,9224	95,7944	96,6704	97,5504	98,4344	99,3224	100,2144	101,1104	102,0104	102,9144	103,8224	104,7344	105,6504	106,5704	107,4944	108,4224	109,3544	110,2904	111,2304	112,1744	113,1224	114,0744	115,0304	116,0000	116,9744	117,9504	118,9304	119,9144	120,9044	121,9004	122,9004	123,9044	124,9104	125,9224	126,9344	127,9504	128,9704	129,9944	131,0224	132,0544	133,0904	134,1304	135,1744	136,2224	137,2744	138,3304	139,3904	140,4544	141,5224	142,5944	143,6704	144,7504	145,8344	146,9224	148,0144	149,1104	150,2104	151,3144	152,4224	153,5344	154,6504	155,7704	156,8944	158,0224	159,1544	160,2904	161,4304	162,5744	163,7224	164,8744	166,0304	167,1904	168,3544	169,5224	170,6944	171,8704	173,0504	174,2344	175,4224	176,6144	177,8104	179,0104	180,2144	181,4224	182,6344	183,8504	185,0704	186,2944	187,5224	188,7544	190,0000	191,2500	192,5044	193,7644	195,0304	196,3004	197,5744	198,8504	200,1304	201,4144	202,7044	204,0000	205,3000	206,6044	207,9104	209,2204	210,5344	211,8504	213,1704	214,4944	215,8224	217,1544	218,4904	219,8304	221,1744	222,5224	223,8744	225,2304	226,5904	227,9544	229,3224	230,6944	232,0704	233,4504	234,8344	236,2224	237,6144	239,0104	240,4104	241,8144	243,2224	244,6344	246,0504	247,4704	248,8944	250,3224	251,7544	253,1904	254,6304	256,0744	257,5224	258,9744	260,4304	261,8904	263,3544	264,8224	266,2944	267,7704	269,2504	270,7344	272,2224	273,7144	275,2104	276,7104	278,2144	279,7224	281,2344	282,7504	284,2704	285,7944	287,3224	288,8544	290,3904	291,9304	293,4744	295,0224	296,5744	298,1304	299,6904	301,2544	302,8224	304,3944	305,9704	307,5504	309,1344	310,7224	312,3144	313,9104	315,5104	317,1144	318,7224	320,3344	321,9504	323,5704	325,1944	326,8224	328,4544	330,0904	331,7304	333,3744	335,0224	336,6744	338,3304	340,0000	341,6744	343,3504	345,0304	346,7144	348,4044	350,1000	351,8000	353,5044	355,2104	356,9224	358,6404	360,3644	362,0944	363,8304	365,5744	367,3224	369,0744	370,8304	372,5904	374,3544	376,1224	377,8944	379,6704	381,4504	383,2344	385,0224	386,8144	388,6104	390,4104	392,2144	394,0224	395,8344	397,6504	399,4704	401,2944	403,1224	404,9544	406,7904	408,6344	410,4844	412,3424	414,2044	416,0704	417,9424	419,8204	421,7044	423,5944	425,4904	427,3944	429,3044	431,2204	433,1424	435,0704	437,0044	438,9444	440,8944	442,8504	444,8144	446,7844	448,7604	450,7444	452,7344	454,7304	456,7344	458,7444	460,7604	462,7844	464,8144	466,8544	468,9044	470,9604	473,0224	475,0944	477,1704	479,2544	481,3444	483,4444	485,5504	487,6644	489,7844	491,9104	494,0444	496,1844	498,3344

Alegerea condițiilor de încercare adecvate standardizării s-a efectuat pe baza amplelor investigații de laborator întreprinse și ale celor rezultate se expun în prezenta lucrare. În cele ce urmează se expun considerațiile care au stat la baza redactării proiectului de reglementare a condițiilor de încercare.

Proiectul de standard elaborat stabilește elementele și condițiile tehnice pentru executarea încercării de duritate prin zgîriere, cu sarcini între 0,147 ... 4,900 N.

Încercarea constă în deplasarea rectilinie a piesei de încercat sub un penetrator prismatic cu baza triunghiulară, sprijinit cu o sarcină normală  $F$  și în măsurarea lățimii urmei produse ( figura 7.6. ).

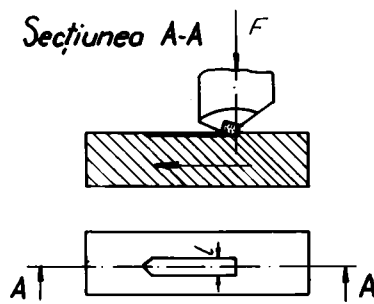


Figura 7.6. Modul de executare a încercării durității prin zgîriere

Duritatea prin zgîriere (HZ) este definită prin raportul dintre sarcina aplicată asupra penetratorului, normală pe suprafața piesei de încercat și aria secțiunii transversale a urmei produse.

Relația de calcul este :

$$HZ = 0,7066 \frac{F}{l^2} \quad (7.2.)$$

Iar rezultatul se exprimă în unități HZ, cu o precizie de 0,1 HZ.

Încercarea este prevăzută să fie executată cu ajutorul unui aparat care trebuie să îndeplinească următoarele condiții :

- să fie prevăzut cu o masă mobilă de prindere a piesei de încercat, care să asigure o deplasare lentă și uniformă cu o viteză de 0,05 ... 0,25 mm/s ;
- să asigure fixarea penetratorului cu suprafața de zgîriere a vârfului de dismont perpendicular pe direcția de deplasare a masei de prindere a piesei de încercat ;
- să permită aplicarea penetratorului normal pe suprafața piesei de încercat ;
- să permită sprijinirea penetratorului cu o sarcină normală pe suprafața piesei de încercat, cu o abatere de  $\pm 1\%$  ;

- să fie prevăzut cu un dispozitiv optic pentru măsurarea lăţimii urmei la o mărire de 100 ... 400 x şi cu valoarea diviziunii de  $0,5 \mu\text{m}$ , precizia de citire fiind de  $\pm 0,5$  diviziuni ;
- să asigure o iluminare constantă în tot timpul încercării ;
- să fie prevăzut cu amortizoare de vibraţii.

Penetratorul este alcătuit dintr-o prismă triunghiulară de diamant (1) având unghiul la vîrf  $120^\circ$  şi o montură care asigură fixarea şi protecţia ei ( figura 7.7.).

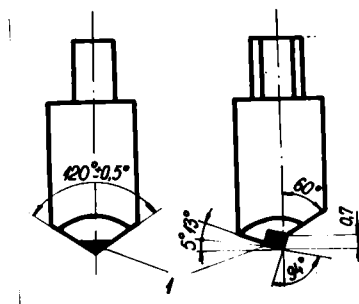


Figure 7.7. Penetratorul utilizat la încercarea durităţii prin zgîrierie

Pentru montarea corectă a vîrfului de diamant s-a menţionat ca bisectoarea unghiului diedru ( $120^\circ$ ) să fie în planul axei monturii penetratorului cu o abatere de maximum  $30'$ . Feţele laterale ale diamantului tre-

buie să formeze un vîrf ascuţit, admiţîndu-se o teşire de cel mult  $0,002 \text{ mm}$ .

Probe care se examinează trebuie să aibă grosime de cel puţin  $3 \text{ l}$ , iar suprafaţa supusă încercării se prelucurează conform STAS 4203 - 65, pct. 2.3 şi 2.4, asigurîndu-se o rugozitate maximă  $R_a 0,10 \mu\text{m}$ .

În vederea executării încercării s-au prevăzut condiţii privind fixarea probei astfel ca suprafaţa acesteia să fie perpendiculară pe axa penetratorului, cu o abatere de  $2^\circ$ . Sub acţiunea sardini, penetratorul trebuie să patrundă în piesă lent şi fără şocuri, iar deplasarea probei se execută lent şi continuu, cu o viteză cuprinsă în limitele  $0,05 \dots 0,25 \text{ mm/s}$ . ~~Atenţie~~ ~~durata~~ ~~încercării~~ trebuie menţinută aceeaşi orientare a muşchilor penetratorului.

Pentru măsurarea urmei s-a prevăzut reperarea conturului în planul suprafeţei piesei, fără luarea în considerare a denivelărilor marginale ( figura 7.8 a ). Reperarea trebuie să fie dispusă după tangenta interioară a conturului ( figura 7.8 b ).

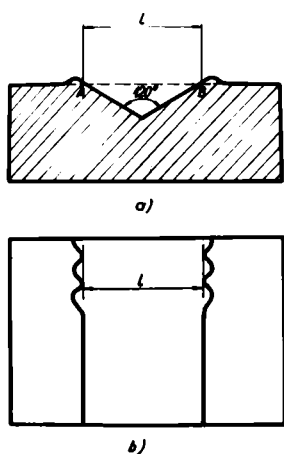


Figura 7.8. Modul de măsurare a lăţimii urmei

Influenţa reciprocă a urmelor alăturate sau a conturului probei se evita prin asigurarea unei distanţe minime de 2,5 l între marginile cele mai apropiate.

La afişajul proiectului de standard s-au făcut referiri la conţinutul buletinului de încercare acesta trebuind să cuprindă : valorile durităţii, sarcina aplicată, viteza de deplasare, direcţia de zgiriere.

Echipamentul necesar executării încercării de duritate prin zgiriere este, în general, accesibil dotării curente a întreprinderilor din ţară, fiind curent livrat cu aparatele de încercare a durităţii cu urma discretă, cu sarcini mici şi micro-sarcini. De altfel, aparatura poate fi realizată chiar prin autodotare sau prin angajarea unei microproducţii în vederea completării dotării laboratoarelor unităţilor industriale.

Se consideră că prin reglementarea condiţiilor de încercare a durităţii prin zgiriere se pune la dispoziţie un nou mijloc de control pentru stabilirea performanţelor tratamentelor termice, chimice, mecanice, de asemenea pentru examinarea calităţii ouărilor şi a diferenţierii oţelurilor din punctul de vedere al rupei fragile.

În anexă se prezintă proiectul de standard "Încercările metalelor. Încercarea de duritate prin zgiriere".

### 7.3. Sclerograful pentru încercări de duritate cu urma continuă

Măsurarea lăţimii urmei continue este dificilă deoarece nu întotdeauna marginile sînt paralele, iar în cazul anumitor materiale se obţin volări sau franjuri (figura 7.8.), care fac conturul urmei neclar /6/, /19/. Prin polizarea ulterioară a probei dimensiunile urmei se pot modifica. Datorită acestor dificultăţi, utilizarea încercării durităţii cu urma continuă este



mai frecvent utilizată de mineralogi, metalurgii optînd pentru metodele cu urmă discretă.

Inconveniențele seanelate se evită prin măsurarea adîncimii urmei. Dacă aparatul folosit este echipat astfel încît devine posibilă înregistrarea continuă a adîncimii, avantajele acestei metode sînt evidente. Comparativ cu încercarea Vickers cu urmă discretă, timpul necesar pentru realizarea completă a unei măsurări se reduce de circa trei ori /10/, /11/. Arzările de citire la microscop și din tabele nu mai apar, deoarece înregistrările redau direct rezultatul, iar variațiile produse de suprafața probei nu afectează determinarea, întrucît se înregistrează diferența față de poziția acestuia și adîncimea efectivă a urmei.

Problema înregistrării urmei continue de duritate a fost rezolvată în diferite feluri, adoptîndu-se fie înregistrarea pe hîrtie fotografică a unui spot luminos reflectat de suportul penetratorului (Herbert, 1957) /2/, fie prin intermediul unui echipament electronic adaptat la aparatele de duritate existente /11/.

La I.S.I.S. sîmizoro s-a conceput și echipat un aparat de duritate Durimet cu instalația necesară pentru înregistrarea urmei. Schema bloc a acestui echipament este prezentată în figura 7.9, iar în figura 7.10 apare vederea de ansamblu a aparatelor utilizate.

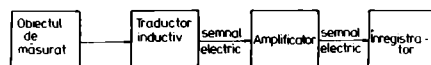


Figura 7.9. Schema bloc a echipamentului pentru înregistrarea urmei

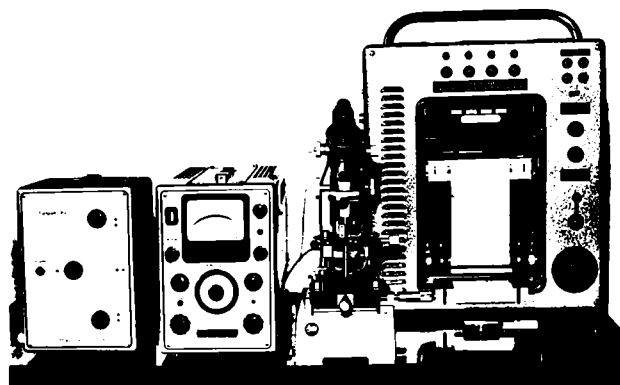


Figura 7.10. Vedere de ansamblu a aparatelor folosite pentru înregistrarea urmei

Schema de principiu a tranductorului realizat este reprezentată în figura 7.11, iar figura 7.12 cuprin-

de vederea de ansamblu a contajului executat pe aparatul de încercare a durității "Durimet". Sub acțiunea forței de încărcare normale (F) penetratorul (2) pătrunde în piesa de încercat (1), care se deplasează în sensul săgeții de pe figură. Prin mișcarea sa, piesa care se examinează aduce continuu sub vârful penetratorului zone neinvestigate, cu duritate diferită, din care cauză penetratorul va executa o serie de ridicări și coborâri, vârful său descriind un contur neregulat. În condițiile încercării unor metale foarte omogene, vârful penetratorului se va deplasa pe un plan paralel cu suprafața de încercare a probei. Diferența dintre nivelul suprafeței care se examinează, urmărită în timpul încercării de palpatorul (3) și cel al vârfului de diamant este sesizată de lama mobilă (6), solidară cu tija de încărcare a penetratorului, care prin deplasarea ei pe verticală provoacă modificări ale întrefierului traductorului propriu-zis (4), legat prin intermediul unor lame elastice (5) de un suport rigid. Semnalul electric rezultat este aplicat și transmis apoi la aparatul de înregistrare.

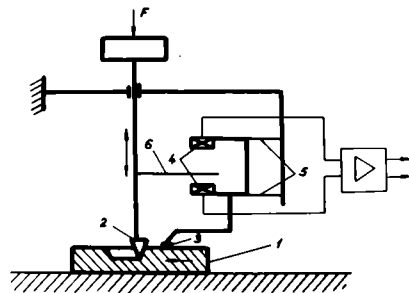


Figura 7.11. scheme de principiu a traductorului

1 - piesa de încercat; 2 - penetratorul; 3 - palpatorul; 4 - traductorul propriu-zis; 5 - lame elastice; 6 - lamă mobilă

În cazul în care interesează măsurarea adâncimii urmei este

important a se folosi penetratoare care produc urme adânci. Dintre cele utilizate în cadrul prezentelor experimentări mai avantajoase sînt Vickers și Induseebi prisma triunghiulară, la care raportul dintre lățimea urmei și adâncime este de 7:1 respectiv 3:1.

Încercările realizate în condițiile menționate anterior au dat rezultate promițătoare, obținându-se înregistrări de bună calitate. Se prezintă în continuare o serie de rezultate obținute pe baza înregistrării urmei continue cu ajutorul echipamentului conceput în acest scop.

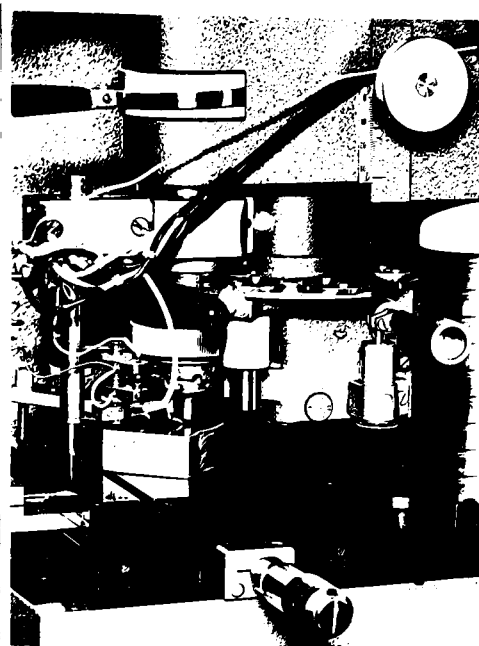


Figura 7.12. Vedere de ansamblu a transducerului contact pe aparatul de încercare a durității durimet

### 7.3.1. încercări de zgâriere pe oțeluri

Pentru realizarea acestui program de încercări s-a utilizat o placuță etalon de auritate având auritatea nominală 286 HV.

Programul experimental a cuprins încercări de zgâriere utilizând diverse forme de penetratoare - Vickers, Knoop, prismă - și forțe de încărcare

- 0,147 ; 0,294 ; 0,490 ; 0,980 ; 1,960 ; 2,940 ; 4,900 N, iar viteza de deplasare a probei 0,05 mm/s. Penetratorul Knoop s-a intercalat între cele care produc urme cu ascuțite ure pentru a examina cu această ocazie și urme obținute prin tăiere, fără zgâriere. Înregistrările obținute sînt prezentate în figurile 7.13 - 7.15.

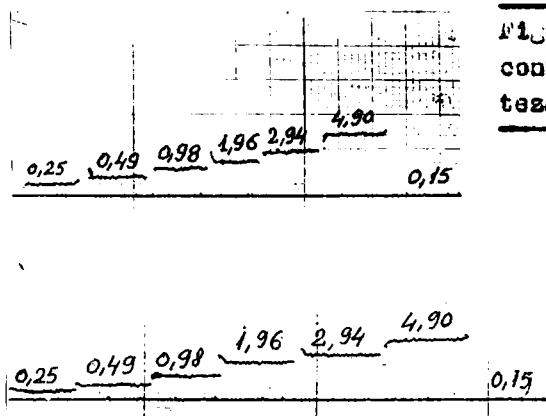


Figura 7.14. Înregistrarea urmei continuei. Penetrator Knoop. Viteza 0,05 mm/s

Figura 7.15. Înregistrarea urmei continuei. Penetrator Vickers. Viteza 0,05 mm/s

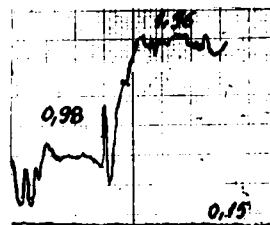


Figura 7.15. Înregistrarea urmei continuei. Penetrator prismă. Viteza 0,05 mm/s

Pentru a facilita compararea datelor experimentale, înregistrările realizate sub sarcini crescătoare - 0,245 ... 4,900 N ( linii scurte ) - sînt raportate la urme rezultată sub forțe de încărcare de 0,147 N ( linie lungă ).

Se observă că se obține o diferențiere netă între înregistrările obținute cu diferite forțe de încărcare, însă pentru a face o citire corectă trebuie să se evite perioada tranzitorie de la începutul și sfîrșitul înregistrării. Penetratoarele care nu provoacă ochierea probei, în timpul încercării, permit o înregistrare de bună calitate ( figura 7.14.). În aceleași condiții de încercare și înregistrare, datorită procesului pronunțat de ochiere produs de penetratorul prismatic calitatea înregistrării este mult influențată ( figura 7.15.). Prin reducerea amplificării semnelului electric se poate obține o înregistrare mai bună, însă diferențele dintre diverse trepte de încărcare se reduc ( figura 7.16.).

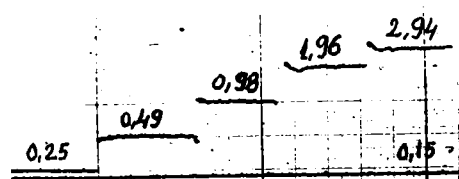


Figure 7.16. Înregistrarea urmei continue. Penetrator prismatic. Viteza 0,05 mm/s

În continuare s-a menționat constantă forța de încărcare ( 2,94 N ) și s-a procedat la înregistrarea urmei continue realizată cu penetrator Vickers și prismatic, pe aceeași probă de încercare, dar variind viteza de deplasare a probei în limitele 0,02 ... 0,30 mm/s. Înregistrările obținute sînt date în figurile 7.17 și 7.18.



Figure 7.17. Înregistrarea urmei continue. Penetrator Vickers

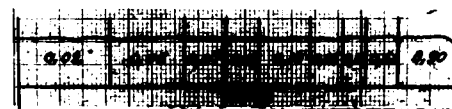


Figure 7.18. Înregistrarea urmei continue. Penetrator prismatic

Influența vitezei de deplasare asupra rezultatelor încercării durității prin așchiere se manifestă în foarte mică măsură, în limitele de valori cercetate; între 0,02 și 0,30 mm/s se obțin practic aceleași dimensiuni ale urmei.

#### 7.4. Examinarea durificării sudurilor oțelurilor uzuale

În vederea examinării durificării sudurilor s-au realizat îmbinări cap la cap, utilizând aceleași oțeluri și electrozi ca și în cazul experimentărilor prezentate în capitolul 6.

Având în vedere că sudurile cap la cap s-au executat prin depunerea mai multor straturi și ca urmare ciclurile termice repetate au influențat sensibil duritatea în zona afectată termic, examinările s-au efectuat în regiunile marginale ale tablei, o-dicente cusăturii. Acestea au o duritate maximă deoarece nu au suferit nici un tratament termic după depunerea ultimului strat.

Încercările de duritate s-au realizat cu urma continuă și discretă. Ținând cont de dimensiunile reduse ale zonei influențate termic a trebuit să se utilizeze microsercini (0,980k) pentru explorarea durității fiecărei sub-zone specifice sudurilor. Amplasarea șaprelor HV 0,1 și a urmelor continue s-a făcut după două direcții, paralela cu suprafața tablei ( I-I ) și normală pe zona de trecere ( II-II ), conform figurii 7.19.

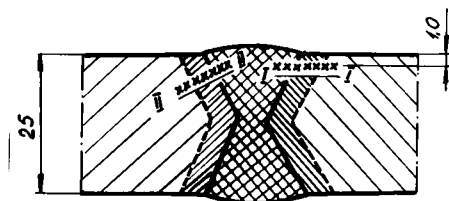


Figura 7.19. Amplasarea urmelor de duritate în secțiunea transversală a sudurilor cap la cap

notele experimentale obținute pe sudurile realizate din tablă având grosimea 25 mm,

de calitate OL37.4k, OL44.4k și OL52.4k, sînt prezentate în figurile 7.20 - 7.22.

Analiza rezultatelor menționate relevă faptul că metoda de încercare a durității prin zgîriere este capabilă să evidențieze variația durității în zone cu eterogenitate pronunțată, de dimensiuni reduse. Deși rezultatele depind de direcția de încercare, se obține același mod de variație ca și prin intermediul încercării cu urma discretă.

Cu ajutorul încercării HV 0,1 s-a decelat în subzona transformărilor incomplete a oțelului OL37.4k o durificare mai puternică decît în subzona de normalizare, dar mai redusă decît în cea de supraîncălzire ( figura 7.20.).

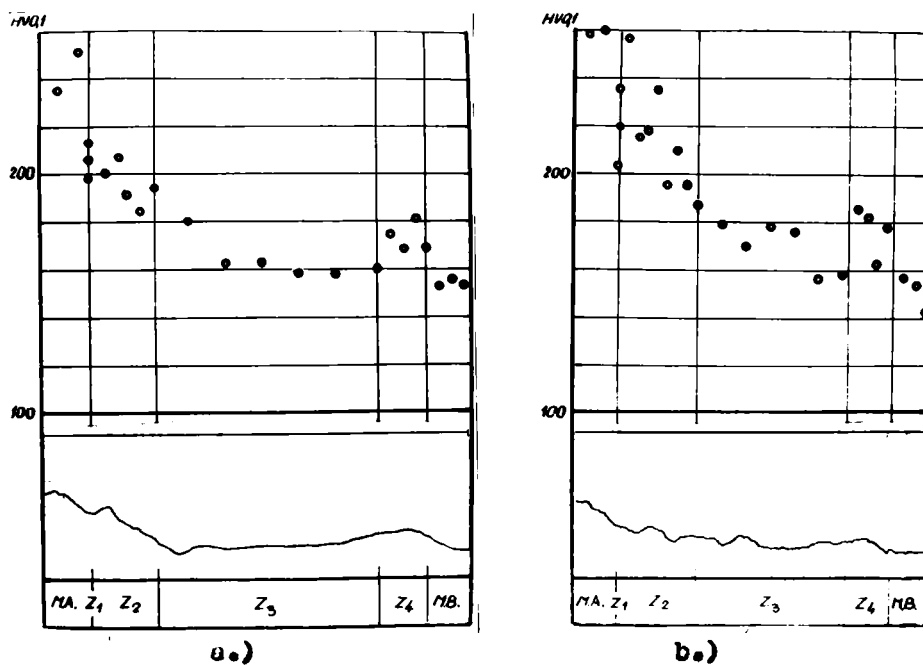


Figura 7.20. Rezultatele încercării curității pe suduri cap la cap din OI37.4k. a.) direcția I-I ; b.) direcția II-II

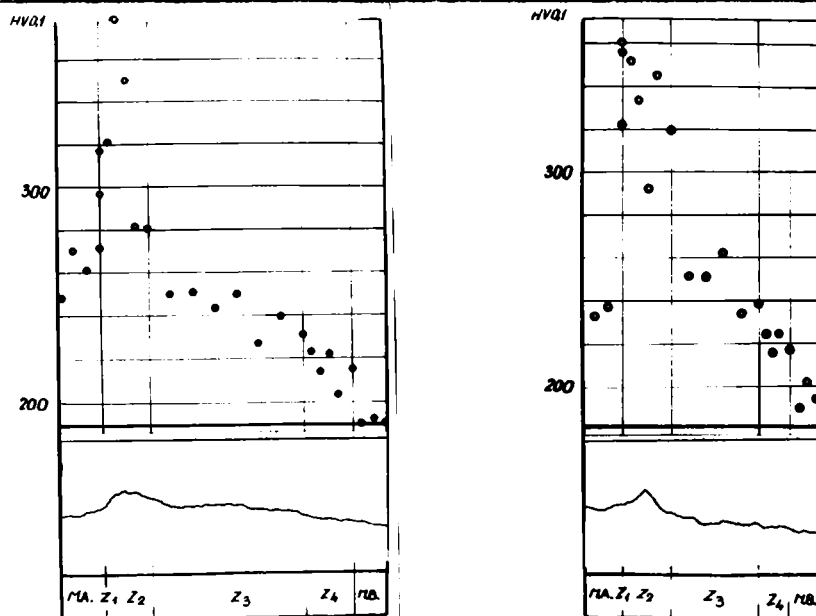


Figura 7.21. Rezultatele încercării curității pe suduri cap la cap. a.) direcția I-I ; b.) direcția II-II. OI44.4k

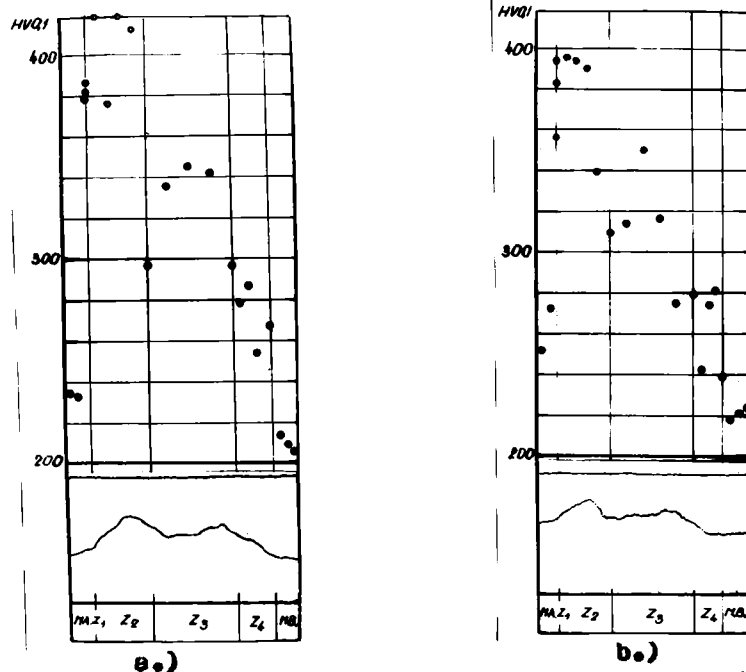


Figura 7.22. Rezultatele încercării durității pe suduri cap la cap din OLS2.4Ak. a.) direcția I-I ; b.) direcția II-II

Acest fapt s-a menționat și în capitolul 6 cu ocazia cercetării durității în zona influențată termic a oțelului marci de oțel. În cazul examinării durificării sudurilor cap la cap se remarcă faptul că încercarea prin zgărire evidențiază de asemenea o durificare mai pronunțată a oțelului subzone decât regiunile limitrofe.

Concluzie privind posibilitatea diferențierii oțelurilor examinate din punctul de vedere al durificării zonei influențate termic, de asemenea a caracterizării durificării întregii zone afectate pe baza durificării subzonei de supraîncălzire (cap.6.) este confirmată și de încercările cu urme continue efectuate pe suduri. Oțelul OLS7 se durifică în măsură redusă pe când OLS2.4Ak prezintă gradul de durificare cel mai ridicat, în toate cazurile cercetate, subzona de supraîncălzire este regiunea cea mai puternic durificată din întreaga zonă afectată de ciclurile termice de sudare. Deși, ur, rezultatele prezentate prin comparație, duritate cu urme continue și cu urme discrete, sînt afectate de amplasarea diferită a urmelor, în zone foarte apropiate, cu structuri asemănătoare, dar nu identică din cauza



gradientului structural pronunțat specific sudurilor.

Se menționează că înregistrările expuse anterior s-au realizat cu penetrator prismatic sub sarcină constantă de încărcare de 1,96 N. Același program experimental s-a efectuat și cu penetrator Vickers, care a permis de asemenea evidențierea semnificativă a variației durității, însă a fost necesară o forță de încărcare și o amplificare, la echipamentul de înregistrare, mai mare ceea ce a scăzut calitatea înregistrării.

#### 7.4.1. Gradientul durificării în îmbinări sudate

La examinarea durificării sudurilor cu ajutorul încercării de duritate cu înregistrarea adâncimii urmei continue, devine posibilă determinarea gradientului de durificare, făcând cîtul dintre diferențe de duritate între două puncte ale traseului înregistrat în zona influențată termic și lungimea parcursă pe orizontală între cele două puncte analizate (relația 7.1.). Definind duritatea prin zgîriere conform celor menționate la pct.7.2.5., aceasta se poate exprima astfel :

$$HZ = \frac{F}{A_n} = k \cdot \frac{F}{h^2} \quad (7.3.)$$

în care :

F este forța de încărcare ;

$A_n$  - aria secțiunii urmei perpendiculară pe suprafața probei ( figure 7.5.);

k - constantă ;

h - adâncimea urmei.

La încercarea de duritate prin zgîriere cu forță constantă de încărcare, gradientul de durificare rezultă din relația :

$$\chi = \frac{K_1}{l_1 - l_2} \left( \frac{1}{h_1^2} - \frac{1}{h_2^2} \right) \quad (7.4.)$$

în care :

$h_1, h_2$  reprezintă adâncimea urmei în punctele analizate;

$K_1 = k \cdot F$

Pe baza caracteristicilor expuse și a înregistrărilor prezentate în figurile 7.20 - 7.22 se poate face o analiză comparativă a gradientului de durificare în cazul oțelurilor cercetate. Rezultatele calculului privind gradientii de durificare în zone influențată termic s-au reprezentat în figura 7.23, pe fiecare subzonă caracteristică sudurilor; baza de calcul ( $l_1 - l_2$ ) a fost de 2 mm.

Se constată că cei mai pronunțați gradienti de durificare sînt în subzona de supraîncalzire; în această regiune s-au determinat de asemenea duritățile cele mai mari și gradul de durificare cel mai ridicat. Oțelurile examinate se diferențiază din punctul de vedere al gradientului de durificare prin creșterea valorilor de la 0137 la 0152. Oțelul tip 52 prezintă cei mai mari gradienti de durificare în toate subzonele; la același oțel s-a decelat și cea mai accentuată susceptibilitate la fisurare.

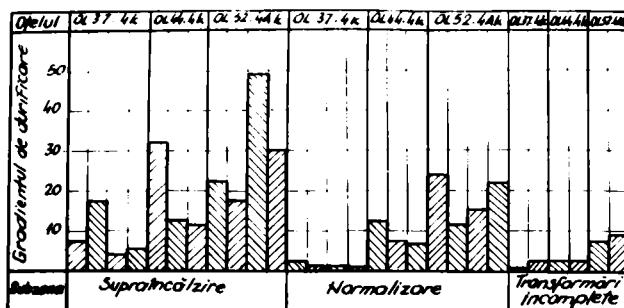
Analizînd înregistrările din figurile 7.20 - 7.22 se observă că gradientii de durificare cei mai ridicați (0152) apar în zone influențată termic cu dimensiunile cele mai reduse, ceea ce este nefavorabil din punctul de vedere al proprietăților mecanice /20/. În cazul 0137, la care s-au determinat cei mai mici gradienti de durificare, extinderea zonei influențate termic este cea mai mare, deci efectul variației ductilității, datorită gradientului structural, va fi mai redus decît la 0152.

Ansamblul datelor expuse relevă că oțelul care a prezentat cea mai ridicată sensibilitate la fisurare are cei mai mari gradienti de durificare pe toată lățimea zonei influențate termic, de asemenea gradul de durificare cel mai pronunțat. Rezultă că gradientul de durificare se corelează cu rezultatele celorlalte încercări efectuate în cadrul programului experimental prezentat.

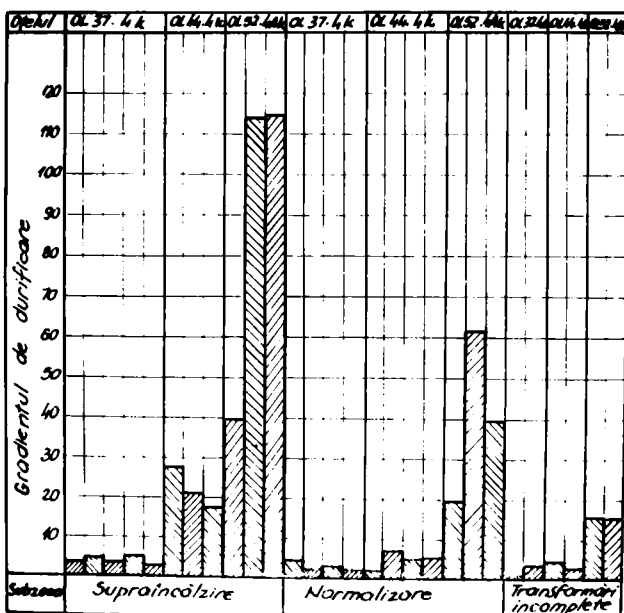
#### 7.5. Aprecieri asupra rezultatelor

Cercetările întreprinse evidențiază posibilitatea aprecierii variației durității metalelor cu ajutorul încercării durității prin agriere, în special în cazul zonelor eterogene de dimensiuni reduse produse prin tratamente termice, chimice, mecanice.

Rezultatele încercării pot fi exprimate fie direct prin dimensiunile urmei - lățime, adîncime - fie ca o mărime derivată - presiunea specifică exercitată în regiunea epurării -



Directia I-I



Directia II-II

Figura 7.23. Gradientii de varietate a durității în zona influențată termic a oțelurilor OL37.4k, OL44.4k și OL52.4k

și servesc pentru compararea relativă a metalelor sau a diverselor zone investigate.

În cazul în care caracteristica de duritate se stabilește pe baza dimensiunii geometrice a urmei continui este de preferat penetratorul Vickers, dar mai ales prismă triunghiulară deoarece se obțin dimensiunile cele mai mari.

Pentru realizarea încercării durității cu urma continuă nu este necesar să se construiască aparate speciale; aparatele destinate încercării de duritate cu urma discretă, mai ales cu microscopii, care asigură fixarea corectă a penetratorului și a probei, de asemenea permite deplasarea piesei sub vârful penetratorului încercat, pot să fie utilizate în scopul menționat.

Datorită dificultăților aparute la măsurarea lărimii urmei, încercarea durității cu urma continuă pare mai puțin utilă, dar prin înregistrarea sarcinii procedeul oferă posibilități largi de utilizare. Acesta de ocaz este mai concludentă pentru

cercetarea durificării provocate de procesul de sudare, permițând o explorare intensivă a variației durității și deci evidențierea cu mai mare certitudine a zonelor cu duritate maximă. Fiind singura încercare capabilă să exploreze continuu durificarea locală, ea oferă posibilitatea atât a determinării gradului de durificare cât și a evoluării gradientului de durificare; pe baza acestor mărimi se pot decela diferențe de comportare între oțeluri necesitate de încercări de fisurare mai puțin severe ca proba cu ștref după și proba cu suduri în colț între table suprapuse.

Rezultatele încercării durității cu urmă continuă pot fi exprimate sub diverse forme, însă compararea lor cu datele altor încercări nu este posibilă decât foarte limitat. Inconvenientul nu este propriu numai acestei metode deoarece la compararea, în general, a diverselor încercări de duritate trebuie să se țină seama de faptul că definiția noțiunii de duritate este convențională și că fiecarei metode îi corespunde o stare de tensiune și deformație specifică.

### 8. PREVENIREA RUPERII FRAGILE A SUDURILOR

După cum a rezultat din cele expuse anterior, procesul de durificare conduce la fragilizare și uneori la fisurare, mărină riscul ruperii intempestive în îmbinări sudate. Acest fapt a generat interesul major care se manifestă față de proprietățile zonei influențate de procesul sudo-ternic, sediul amorțirii ruperilor fragile.

Pentru evidențierea susceptibilității oțelurilor la fragilizare, în cadrul construcțiilor sudate, se practică în prezent un mare număr de încercări mecanice : de rezistență și tehnologice. Datorita numeroșilor factori de influență, care se manifestă în timpul și după operație de sudare /1/, /2/, nu a-e consacrat încă o metodă sau un sistem coerent de încercări care să permită determinarea cantitativă a efectelor procesului sudo-ternic.

Metodele folosite curent pentru examinarea consecințelor provocate de procesul de sudare furnizează informații utile, însă ele trebuie să fie dezvoltate în continuare, iar rezultatele diferitelor încercări trebuie să fie comparate între ele. Pentru aprecierea riscului ruperii fragile se impune intensificarea cercetărilor privind comportarea mecanică, statică și dinamică a sudurilor /3/.

Din punctul de vedere al comportării la sudare, încercării durității îi revine un rol deosebit deoarece duritatea relevă pertinent transformările structurale care apar în zone influențată termic; mai mult chiar, ea reușește să evidențieze și variații cauzate de acțiunea unor precipitari nedecelabile prin microscopia optică /4/. Duritatea este strins corelată cu sensibilitatea la fisurare și cu ductilitatea îmbinării sudate; o duritate prea ridicată în zone influențată termic conduce la recăderea substanțială a ductilității. Acest aspect privind comportarea mecanică a sudurilor nu a fost luat în considerare, până în prezent, în recomandările de dimensionare; în mod obișnuit se recurge numai la analiza ductilității metalului de bază și a metalului de ados.

Cercetările întreprinse și ale căror rezultate s-au expus în prezenta lucrare au urmarit să elucideze proprietățile zonei influențate termic pe baza încercării durității, cu urmă discretă și cu urmă continuă. S-a acordat o importanță deosebită acestui mijloc de investigație ținând cont de particularitățile zonei afectate termic, de avantajele metodei cit și de faptul că duritatea nu este numai o înșușire tehnică, cu accepțiune convențională a materialelor, ci și o proprietate strins corelată cu structura atomică /5/. Cunoașterea distribuției durității în zone influențată termic permite obținerea unor informații foarte utile privind sensibilitatea la fragilizare-fisurare a sudurilor.

În cele ce urmează se va prezenta o analiză critică a criteriilor de alegere a oțelurilor, practicate în prezent, pentru prevenirea ruperii fragile, în vederea fundamentării posibilităților de aplicare a analizei sclerometrice pentru atestarea "in situ" a expectațiilor de încercare efectivă a îmbinării sudate, cu o comportare ductilă certă.

### 8.1. Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a metalului de baza și a metalului așchiat

#### 8.1.1. Alegerea oțelurilor pentru construcții metalice sudate ( STAS R 6542 - 70 )

Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a oțelurilor pentru construcții de uz general se face, în principiu, prin încadrarea în clase de calitate pe baza garanțiilor privind valoarea energiei de rupere la încercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștatură Charpy V, prelevate longitudinal și încercate la diverse temperaturi. Conform recomandării I.I.S., în funcție de valoarea energiei de rupere KV obținută la o anumită temperatură de încercare (  $\pm 0^{\circ}\text{C}$  ;  $- 20^{\circ}\text{C}$  ;  $- 40^{\circ}\text{C}$  ), oțelurile se împart în trei clase de calitate /6/. În STAS 500 - 68, oțelurile pentru construcții metalice se grupează de asemenea în clase de calitate după garanțiile date la livrare, iar aprecierea rezistenței la rupere fragilă se face pe baza încercării de încovoiere prin șoc pe epruvete cu creștatură în V sau în U.

În vederea alegerii clasei de calitate a oțelului, definită conform celor precizate anterior și care urmează să se utilizeze într-o structură sudată, STAS R 6542 - 70 recomandă metoda coeficientului de pericolozitate. Aceasta permite selectarea în funcție de natura și severitatea solicitărilor, grosimea produsului și temperatura de exploatare a construcției. Coeficientul de pericolozitate ( G ) se calculează numai în cazul solicitărilor de tracțiune și compresivă ținând seama de factorii constructivi ( K ), de importanța ( C ) și de solicitare ( B ), conform relației :

$$G = K \cdot C \cdot B$$

(8.1.)

Având în vedere că alegerea marcii de oțel și a grosimii produsului se face de către proiectant, pe baza criteriilor tehnico-economice și de dimensionare, de asemenea cunoscând temperatura de exploatare a construcției sudate, pe baza diagramei și a tabelului din STAS R 6542 - 70 este posibilă alegerea clasei de calitate a oțelului.

Această metodă este recomandată pentru rezolvarea operativă a problemelor curente de alegere a oțelurilor destinate structurilor sudate, să nu ține însă seama de efectele procesului

de sudare asupra proprietăților inițiale ale metalului de bază, de asemenea conduce la o schematizare a modului de lucru ceea ce, în unele cazuri, are drept consecință limitarea domeniului de utilizare a oțelurilor. Din această cauză rezultă efecte economice nefavorabile asupra costului oțelului la construcțiile metalice sudate.

**8.1.2. Alegerea oțelurilor pentru recipiente sudate ( LR/TC11/SC2/AG15-1971 )**

Documentul LR/TC11/SC2/AG15 (NL-3) 5 - 1971 cuprinde regulile pentru prevenirea rupei fragile în cazul recipientelor sub presiune /7/. Aceste structuri sudate, datorită energiei elastice pe care o pot imagezina, prezintă un pericol accentuat din punctul de vedere al rupei fragile.

Metoda are la bază încercările pe plăci late Wells realizate pe un mare număr de oțeluri C și C - Mn, de diferite rezistențe /8/, /9/. În cadrul acestui mod de lucru se limitează deformarea plastică în dreptul creștăturii, la temperatura de exploatare a structurii sudate, aceasta fiind de 0,5 %, respectiv 0,6 % deformare totală ( elastică + plastică ), în cazul unei tensiuni de sollicitare reprezentând 2/3 din limita de curgere. asemenea situații sînt tipice pentru recipiente sub presiune la care pot să apară concentrări puternice de tensiune în dreptul divergențelor recordari.

Pe baza corelației între rezultatele încercării Wells și alte încercări de încovoieră prin șoc pe epruvete cu creștătură Charpy V sau Charpy U, s-a ajuns la împărțirea oțelurilor C și C - Mn în clase de calitate ( B, C, D, S ). Grupele de oțeluri, de asemenea valorile prescrise pentru energia de rupere și temperaturile de încercare sînt cuprinse în tabelele 8.1 și 8.2.

Tabelul 8.1.

Valorile minime ale energiei de rupere la 20°C

Tabele, tuburi sau țevi, piese forjate, profile, bare, metal depus	Încercarea de încovoieră prin șoc	
	KV (J)	KU (J)
Oțeluri C și C - Mn		
Metel de bază cu rezistența minimă la rupere :		
< 450 N/mm <sup>2</sup>	34	25
≥ 450 N/mm <sup>2</sup>	27	20
Metel cald	27	20



Tabel 8.2.

Valorile minime ale energiei de rupere la 0°C și temperaturi mai reduse

Table, tuburi sau țevi, piese forjate, profile, bare, metal depus	Incercarea de încovoiere prin șoc	
	Temperatura de încercare	KV (J)
Oțeluri grupa C	0	27
Oțeluri grupa D	- 20	
Oțeluri grupa E	- 50	
----- Excepție pentru metalul depus	1)	

1) Metalul depus utilizat pentru oțeluri C - Au din grupa A se poate încerca la o temperatură cu 20°C mai înaltă decât temperatura minimă proiectată a ansamblului sudat, în loc de - 50°C ; temperatura este corectată nu va fi mai mare de - 20°C.

Prin prelucrarea și interpretarea rezultatelor încercării Welle pe plăci late, a defectelor aceluie în structurile sudate de asemenea pe baza experienței acumulate în reglementările elaborate, s-a propus o clasificare a oțelurilor destinate utilizării la temperaturi scăzute conform reprezentărilor din figurile 8.1 și 8.2. S-au reprodus numai diagramele pentru oțelurile cu rezistența minimă la rupere mai mare de 450 N/mm<sup>2</sup>, sudate, de asemenea în stare tratată termic după sudare și nesudate; toate exemplele din prezenta lucrare privind valorificarea rezultatelor cercetării s-au referit la oțelul marca 0152, utilizat pe scara largă în construcții sudate și care din punct de vedere economic prezintă o importanță deosebită datorită avantajelor sale.

În funcție de temperatura minimă admisă la proiectare și de grosimea de referință a oțelului este condiționată selecționarea clasei de oțeluri potrivită pentru evitarea rupei fragile. După cum s-a menționat, aceste clase de calitate sînt diferențiate pe baza garanțiilor privind energia de rupere în cazul încercării de încovoiere prin șoc efectuată la diverse temperaturi.

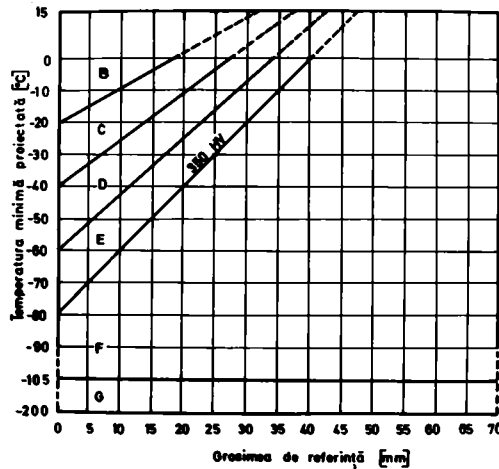


Figura 8.1. Oțeluri în stare sudată

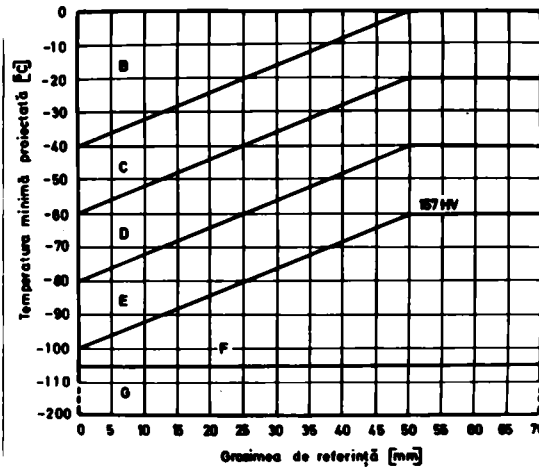


Figura 8.2. Oțeluri tratate termic după sudare și nesudate

Referitor la temperatura minimă proiectată și grosimea de referință a îmbinării sudate, în documentul ISO 77 sînt prevăzute o serie de detalii privind modul de stabilire a acestor măriri de bază pentru alegerea clasei de calitate a oțelului.

Rezumînd prevederile metodei expuse rezultă că în funcție de grosime și temperatură de proiectare se stabilește grupa și oțelul care este compatibil cu situația dată a structurii, de o grosime și cu o temperatură dată.

Recomandarea ISO cuprinde modul de alegere a metalului de bază și a metalului depus în vederea prevenirii ruperii fragile a structurilor sudate. Se nu ține însă seama explicit că oțelul își modifică proprietățile mecanice ca urmare a procesului sudo-termic la care este expus. După cum a rezultat din cele prezentate în capitolele anterioare, procesul de sudare are o influență determinantă asupra ductilității metalului de bază în zona afectată, manifestată prin durificarea aferentă. Acest fapt are o importanță deosebită mai ales în cazul în care ciclurile termice de sudare provoacă o degradare a proprietăților mecanice ale metalului de bază mai accentuată decît s-a produs la încercările Wells pe plăci loto, utilizate pentru clasificarea oțelurilor conform figurii 8.1 și 8.2. Metoda ISO prevede condiții pentru ductilitatea zonei influențate termic numai în

cazul îmbinarilor realizate prin sudare autogenă, printr-o trecere sau mai multe, cu energie mare de sudare; pentru suduri realizate în alte condiții, documentul amintit /7/ nu cuprinde nici un fel de referinți.

### 8.2. Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a zonei influențate termic

#### 8.2.1. Analiza curbelor termocinetice de transformare a austenitei

Informații importante privind ductilitatea sudurilor pot fi obținute pe baza interpretării transformărilor structurale pe care le suferă oțelul în zona influențată termic cu ajutorul curbelor termocinetice T.T.T. ( transformare - timp - temperatură ) /10/, /11/, /12/, /13/.

În cazul sudării, curbele T.T.T. se stabilesc ținându-se cont de particularitățile ciclului termic de sudare (temperatura de austenizare, durata de menținere la temperatura maximă), ele oferind posibilitatea prevederii structurii obținabile în cazul unui anumit oțel, la diverse viteze de răcire, de asemenea a exprimării corelației între aceste structuri și duritate. Deoarece viteza de răcire în zona influențată termic nu este constantă ( figura 2.7.), măsurarea ei este foarte dificilă. În această situație se recurge la viteze medii de răcire în intervalul de temperatură  $800 - 500^{\circ}\text{C}$ , sau timpul cât durează răcirea (  $\Delta t_{800/500}$  ), parametru ce condiționează formarea unei anumite structuri. Acest timp numit "timp de referință la răcire" poate fi măsurat sau calculat.

În figura 2.6. s-au reprezentat curbele de transformare a austenitei la răcire continuă pentru un oțel marcat 0A52 /13/. Se observă că în funcție de timpul de referință la răcire (  $\Delta t_{800/500}$  ) s-au obținut structuri diferite și ca urmare durități de asemenea diferite, variind de la 189 HV la 362 HV ( figura 2.7.). Rezultă că structurile formate pot fi caracterizate cu ajutorul durității, între aceste existând o strânsă dependență. Pentru  $\Delta t_{800/500} = 90$  secunde s-a rezultat o structură ferito-perlitică având duritatea 189 HV, iar pe măsura ce durata răcirii se reduce duritatea devine tot mai mare pentru că la 4,6 secunde s-a ajuns la 362 HV ( figura 2.7.).

Asemănător se produc transformările structurale și în zone influențată termic unde la distanțe diferite de suprafața de separare a metalului depus, datorită vitezelor de răcire distincte, apar subzone cu structuri diferite. Ca urmare a schimbărilor structurale vor interveni și modificări ale ductilității; se influențează în ansamblu proprietățile mecanice ale sudurii.

Cercetarea proprietăților subzonelor specifice zonei influențate termic recurge uneori la epruvete cu concentratori de tensiune având vârful plasat la nivelul fiecărei regiuni examinate /14/, /15/. După cum a rezultat din cele expuse la capitolul 6, aceste încercări nu conduc întotdeauna la rezultate concludente datorită, în principal, dimensiunilor reduse ale subzonelor. Rezolvarea este totași posibilă cu ajutorul simulatorului de cicluri termice care permite obținerea de probe cu structură omogenă pe toată secțiunea, corespunzătoare diverselor viteze de răcire /13/, /16/, /17/.

În figura 8.3 s-a reprezentat variația energiei de rupere KV în funcție de temperatură, obținută prin încercarea epruvetelor tratate termic în simulator, pentru fiecare structură corespunzătoare vitezelor de răcire 1 ... 5. Datele experimentale s-au obținut pe oțel (0152) pentru care în capitolul 2 s-au reprezentat curbele termocinetice de transformare a austenitei la răcire continuă ( figura 2.6.), iar structurile obținute la diferite viteze de răcire ( 1 ... 5 ) apar în figura 2.7.

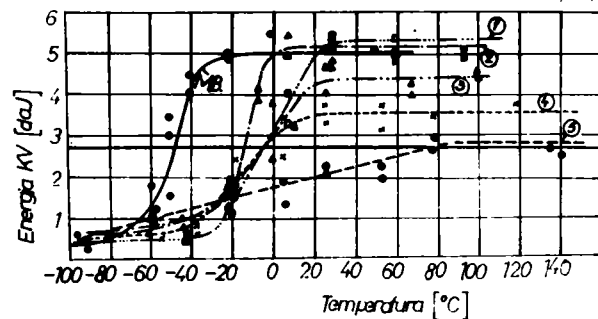


Figure 8.3. Variația energiei de rupere KV în funcție de temperatura.

M.B. - metal de bază

1 -  $\Delta t$  800/500 = 90 s

2 -  $\Delta t$  800/500 = 36 s

3 -  $\Delta t$  800/500 = 15 s

4 -  $\Delta t$  800/500 = 9,4 s

5 -  $\Delta t$  800/500 = 4,6 s

se observă influența puternică pe care o exercită ciclurile termice de sudare asupra ductilității zonei influențate termic. Luând ca bază criteriul prohibitiv  $KV = 27 J$ , rezultă că temperatura de tranziție în cazul metalului de bază neafectat termic este de circa  $-47^{\circ}C$ , iar pe măsura creșterii vitezei de răcire, respectiv renucerea  $\Delta t_{800/500}$ , aceasta se ridică la  $-15^{\circ}C$  ( $\Delta t_{800/500} = 36 s$ ),  $-3^{\circ}C$  ( $15 s$ ;  $9,4 s$ ) pentru ca la viteza cea mai mare de răcire ( $4,6 s$ ), temperatura de tranziție să crească excesiv.

Efectele vitezei de răcire asupra structurii metalurgice, durității și temperaturii de tranziție în cazul oțelului (0152) discutat anterior, sînt prezentate în figura 8.4.

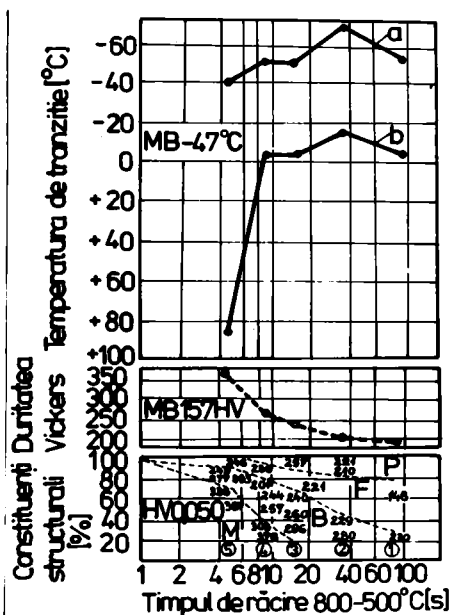


Figura 8.4. Efectele vitezei de răcire asupra structurii, durității și temperaturii de tranziție.

- 1 -  $\Delta t_{800/500} = 90 s$
- 2 -  $\Delta t_{800/500} = 36 s$
- 3 -  $\Delta t_{800/500} = 15 s$
- 4 -  $\Delta t_{800/500} = 9,4 s$
- 5 -  $\Delta t_{800/500} = 4,6 s$
- a - martensita; B - bainită ;
- F - ferită ; P - perlita.
- c - energie absorbită la  $0^{\circ}C$
- b - temperatură de tranziție  
(  $KV = 27 J$  )

Cu creșterea vitezei de răcire se mărește conținutul în martensită (M), iar urmarea este

ridicarea durității și scăderea temperaturii de tranziție.

Pe baza rezultatelor expuse anterior se poate reprezenta variația energiei de rupere KV în funcție de duritate ( figura 8.5). Se menționează că duritatea s-a măsurat la temperatură ambiantă, înainte de răcirea epruvetelor pentru încercarea la încovoiere prin șoc. S-a considerat duritatea independentă de temperatură, aceasta nefiind sensibil rezultatele experimentale în intervalul de temperatură analizat /18/.

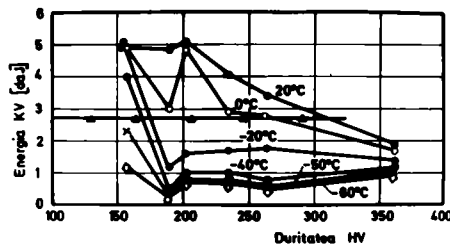


Figura 8.5. Variația energiei de rupere KV în funcție de duritate

Facind o analiză a datelor prezentate se constată că la 20°C valoarea energiei de rupere KV=27 J se obține în cazul unor structuri me-

talurgice având duritatea de circa 310 HV, iar temperatură de 0°C pentru structuri având aproximativ 270 HV. La nivele și mai scăzute ale temperaturii de încercare, criteriul menționat este satisfăcut de structuri cu duritate mult mai redusă. Se remarcă de asemenea că începând cu temperatura de -20°C, pe măsură scăderii temperaturii de încercare, deși duritatea se micșorează de la 360 HV la 190 HV, valoarea energiei de rupere KV variază în mică măsură.

Având posibilitatea cunoașterii transformărilor structurale în zone influențată termic pe baza curbelor termocinetice T.T.T. și a simulării diverselor cicluri termice, devine posibilă investigarea proprietăților mecanice ale subzonelor caracteristice îmbinărilor sudate și deci evaluarea rezistenței la rupere fragilă.

#### 8.2.2. Analiza fiurabilizării prin încercări pe implant

Pentru cercetarea sensibilității la fiurare la rece, în prezent, se practică un mare număr de încercări, dar majoritatea dintre ele nu pot furniza decât informații calitative asupra fenomenului menționat. Această situație a determinat orientarea spre încercări cantitative care să permită cunoașterea nivelului tensiunilor ce intervin în timpul încercării. Scopul urmărit este stabilirea unui mod de lucru care să evite fiurarea. O asemenea metodă utilizată pentru studiul ductilității sudurilor este încercarea pe implant [19], [20], [21], [22].

Metoda este strins asociată cu analiza durității și constă din depunerea unui strat de sudură (1) pe o placă din oțel (2) în care s-a montat implantul (3) cu un joc de 0,1 mm (figura 8.6.).

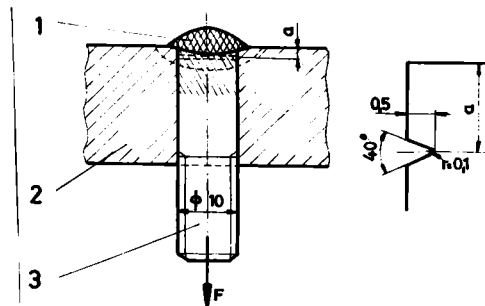


Figura 8.6. Reprezentarea schematică a încercării pe implant

- 1 - ströt depus prin sudare
- 2 - placă din oțel
- 3 - implant

Implantul este prevăzut cu o creștătură, imediat sub metalul depus, pentru emersiunea

fișurării. Detaliile privind dimensiunile concentratorului de tensiune sînt date în figura 8.6.

După depunerea strötului de sudură se supune implantul unei solicitări de tracțiune ( $F$ ) și se măsoară temperatura sudurii, tensiunea aplicată de asemenea timpul care se scurge pînă la apariția fișurării. Schema dispozitivului de încercare este prezentată în figura 8.7. Încercarea se cuprinde și examinarea durității în zona influențată termic a implantului, care se efectuează pe o suprafață pregătită metalografic după încheierea experimentelor.

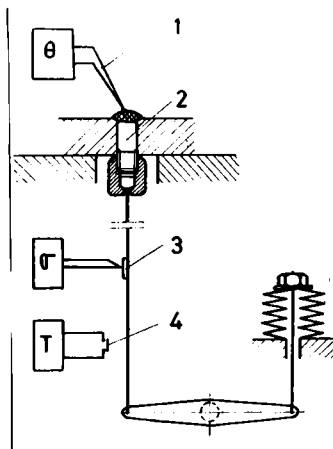


Figura 8.7. Schema dispozitivului de încercare pe implant.

- 1 - termocuplu; 2 - implant; 3 - transductor extensometric; 4 - contor de timp

Pe baza acestei metode se pot trasa curbele reprezentînd tensiunea de fișurare și de rupere precum și variația durității în zona influențată termic, în funcție de timpul de răcire după sudare. În figura 8.8 s-au reprezentat curbele obținute pe baza încercării pe implant

în cazul unui oțel marca 0162 /21/. După cum rezultă din această figură, defișurarea se poate obține, la o tensiune egală cu limite de curgere, după 10 secunde de la sudare, în cazul sudurii unei table de 20 mm cu electrod bazic calcinat și energie de sudare de circa 21 kJ/cm. În aceste condiții duritatea maximă în zona influențată termic este de 425 HV.



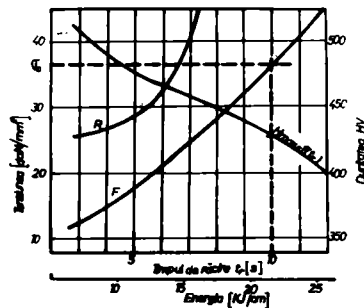


Figure 8.8. Curbele de fisurare (F) și rupere (h) ale unui oțel mares 0152 sudat cu electrod basic. Grosimea tablei 20 mm

Pentru utilizarea practică a rezultatelor încercării pe implant rezultă că trebuie cunoscute tensiunile efective din îmbinările structurii sudate. În aceste condiții,

pentru a obține nefisurarea, pe baza durității maxime în zona influențată termic se poate stabili regimul de sudare adecvat pentru o anumită grosime a îmbinării. În lipsa unor asemenea informații poate fi utilizată cea mai redusă limită de încălzire a oțelurilor prezente în îmbinare [21].

Din cele expuse rezultă că pe baza încercării pe implant se poate stabili corelația între tensiunea de fisurare și duritatea maximă în zona influențată termic, pentru oțelul destinat unei anumite aplicații practice, în funcție de regimul de sudare (figure 8.8.). Astfel, prevenirea fisurării poate fi relevată cu ajutorul durității maxime sub metalul depus determinată prin încercări cu urmă discretă sau continuă.

### 8.2.3. Alegerea energiei de sudare pentru prevenirea ruperii fragile

Dintre metodele moderne de încercare care țin seama de influența ciclului termic de sudare asupra proprietăților metalului de bază în zona adiacentă metalului depus și care furnizează rezultate concludente privind ductilitatea zonei afectate termic sînt cele realizate pe implant și cu simulator de cicluri termice. Modul de lucru și avantajele acestor metode s-au prezentat pe scurt la pct. 8.2.1 și 8.2.2.

În continuare se expune o metodă elaborată recent în cadrul I.I.S., care bazîndu-se pe influențele termice ce se exercită în zona limitrofă metalului depus și pe unele propuneri privind alegerea metalului de bază și a metalului depus [7], se concretizează prin condiții impuse regiunii afectate de procesul sudo-termic în vederea prevenirii ruperii fragile în zona influențată termic [23].

Metoda I.I.S. utilizează timpul de referință la răcire ( $\Delta t_{300/500}$ ) pentru caracterizarea răcirii la zona influențată termic. Având în vedere principalele influențe care se manifesta în zona adiacentă metalului deșus, compoziția chimică, energia arcului, preîncalzirea și grosimea, se recurge la reprezentarea grafică a corelației dintre  $\Delta t_{300/500}$ , oxigenia de sudare și grosimea oțelului, pe grupe de oțeluri și condiții de preîncalzire. În Figura 8.9 s-a redat diagrame pentru oțeluri C și C - Mn cu rezistență minimă la rupere  $450 \text{ N/mm}^2$ , sudate cu preîncalzire sau cu temperatură între treceri  $150^\circ\text{C}$ .

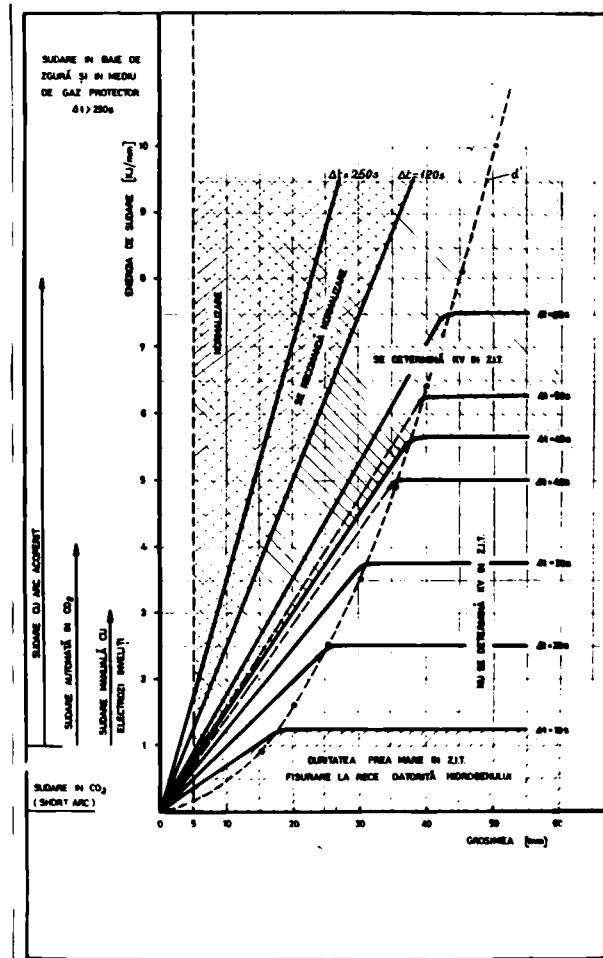


Figura 8.9. Oțeluri C și C - Mn cu  $R \geq 450 \text{ N/mm}^2$ , sudate cu preîncalzire sau cu temperatură între treceri  $150^\circ\text{C}$

Suprafața diagramei construite este împărțită în două domenii, plăcii groase ( propagare tridirecțională a căldurii ) și plăci subțiri ( propagare bidirecțională a căldurii ), prin curbă trasată întrerupt (  $d'$  ). Parametrul  $d'$  se numește grosimea de tranziție și se determină după relație :

$$d' = \sqrt{\frac{U}{2\lambda c} \left( \frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \quad (8.2.)$$

În cazul în care grosimea plăcii ( $d$ ) care se examinează este mai mare decât  $d'$ , propagarea căldurii se face pe trei direcții, iar formula de calcul a timpului de referință la răcire este :

$$\Delta t_{800/500} = \frac{U}{2\lambda} \left( \frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (8.3.)$$

Dacă  $d < d'$  se utilizează formule pentru propagarea bidirecțională a căldurii :

$$\Delta t_{800/500} = \frac{U}{2\lambda \rho c} \left( \frac{U}{d} \right)^2 \left[ \left( \frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \quad (8.4.)$$

În formulele 8.2 - 8.4, simbolurile utilizate au următoarea semnificație :

- $\lambda$  - conductibilitatea termică între 800°C și 500°C ;
- $\rho$  - greutatea specifică ;
- $c$  - căldura specifică ;
- $U$  - energia netă absorbită ;
- $d$  - grosimea plăcii ;
- $T_0$  - temperatură de preîncălzire sau între treceri.

În conformitate cu prevederile acestei metode, pentru  $\Delta t < 10$  secunde se obține o duritate prea ridicată în zone influențată termic din care cauză poate apărea riscul fisurării la rece datorită hidrogenului ; asemenea condiții de sudare trebuie evitate. Între  $\Delta t = 10$  secunde și  $\Delta t = 45$  secunde nu este necesară testarea rezilienței zonei influențate termic, aceasta prezentând o ductilitate corespunzătoare. Pentru timpi de referință la răcire mai mari de 45 secunde, zona influențată termic va avea în general o ductilitate satisfăcătoare, dar se consideră

necesara totuși efectuarea încercării de încovoiere prin șoc. Aceasta recomandare este valabilă până la  $\Delta t = 120$  secunde peste care, datorită creșterii granulației, se impune finisarea structurii prin tratamentul de normalizare. Este de reținut faptul că suprafața diagramei care corespunde unei ductilități bune în zona influențată termic este limitat inferior de fragilizarea datorită durificării produse de constituenții structurali, iar superior de fragilizarea rezultată ca urmare a creșterii mărimei granulei.

Pentru prevenirea risperii fragile, metoda I.I.O. propune o clasificare a zonei influențate termic, pe nivele de fragilizare, în funcție de valoarea energiei de rupere la încercarea de încovoiere prin șoc conform condițiilor restrictive admise în recomandarea I.O. pentru recipiente sub presiune [7]. Astfel se propun patru nivele și anume :

a.) nivelul 0 - zona influențată termic a oțelului considerat satisface condiția impusă metalului de bază defectat, conform tabelelor 0.1 , 0.2 ;

b.) nivelul 1 - zona influențată termic a oțelului considerat satisface condiția impusă metalului de bază (tabelul 0.1 și 0.2 ) la o temperatură mai ridicată cu  $20^{\circ}\text{C}$  peste temperatura de încercare prescrisă ;

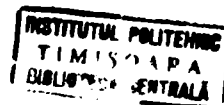
c.) nivelul 2 - zona influențată termic a oțelului considerat satisface condiția impusă metalului de bază (tabelul 0.1 și 0.2 ) la o temperatură mai ridicată cu  $40^{\circ}\text{C}$  față de temperatura de încercare prescrisă ;

d.) nivelul 3 - zona influențată termic a oțelului considerat satisface condiția impusă metalului de bază ( tabelul 0.1 și 0.2 ) la o temperatură mai ridicată cu  $60^{\circ}\text{C}$  față de temperatura de încercare prescrisă.

În continuare se prezintă propunerea de selecționare a grupelor de oțeluri, conform recomandării I.O. [7], în funcție de nivelul de fragilizare a zonei influențate termic astfel încât să se evite ruperea fragilă.

a.) Nivelul 0

- construcții supte cu tensiuni ridicate, prezentând caracteristici locale ( $\epsilon$ ) mai mici decât 0,05 ; alegerea oțelurilor conform tabelilor 0.1 , 0.2 ;



- construcții sudate cu tensiuni moderate  $\varepsilon < 0,4 \%$  ;  
se aleg oțeluri cu reziliențe mai mică, corespunzătoare unei  
grupe elaturate ( figura 0.1 și 0.2 ) ;

- construcții sudate cu tensiuni reduse  $\varepsilon < 0,2 \%$  ;  
se aleg oțeluri cu reziliențe mai mică, decalate cu două grupe  
față de diagramele din figurile 0.1 , 0.2.

b.) Nivelul 1

-  $\varepsilon < 0,6 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mare ( o grupă  
decalare ) ;

-  $\varepsilon < 0,4 \%$  - oțeluri selectate conform figurii 0.1 și  
0.2 ;

-  $\varepsilon < 0,2 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mică ( o grupă  
decalare ).

c.) Nivelul 2

-  $\varepsilon < 0,6 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mare ( două  
grupe decalare ) ;

-  $\varepsilon < 0,4 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mare ( o  
grupă decalare ) ;

-  $\varepsilon < 0,2 \%$  - oțeluri selectate conform figurii 0.1  
și 0.2.

d.) Nivelul 3

-  $\varepsilon < 0,4 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mare ( două  
grupe decalare ) ;

-  $\varepsilon < 0,2 \%$  - oțeluri cu reziliențe mai mare ( o  
grupă decalare ).

Rezumând prevederile metodei I.I.I., rezulta ca pe  
baza energiei de sudare și a grosimii oțelului, cu ajutorul  
diagramei din figura 0.9, se pot obține informații privind  
ductilitatea zonei influențate termic și în funcție de acestea  
se se alege oțelul adecvat pentru prevenirea ruperii fragile.  
Astfel, situație pe sectoarele de utilizare a diagramei mențio-  
nate anterior se prezintă după cum urmează :

a.)  $\Delta t < 10$  secunde - nu se utilizează ;

b.)  $10 \text{ s} < \Delta t \leq 45 \text{ s}$  - oțelurile se aleg conform  
recomandării 150 171 ( figurile 0.1 și 0.2 ) ;

c.)  $45 \text{ s} < \Delta t \leq 120 \text{ s}$  - se determină energia de rupe-  
re KV în zona influențată termic, iar oțelurile se aleg în funcție  
de nivelul de fragilizare ;

d.)  $\Delta t > 120$  s - oțelurile se aleg după recomandarea ISO 77/ pentru oțeluri tratate termic după sudare (figura 0.2).

### 8.3. Propuneri pentru prevenirea rușii fragile în zona influențată termic pe baza încercării durității

Procesul de sudare are un rol hotărâtor asupra însușirilor metalului de baza datorită durificării regiunii afectate. Proprietățile mecanice ale zonei influențate termic vor fi acceptabile dacă duritatea nu va fi prea ridicată, iar granulatia nu va crește peste măsura. Din cele expuse la subcapitolele 4.2 și 4.6 o rezultat importantă deosebită a energiei de sudare asupra calității îmbinării sudate.

Se cunoaște că la sudarea cu energie redusă a oțelurilor C și 0 - mm se obține o duritate ridicată în zona influențată termic, de circa 500 HV, careia îi corespunde o structură fragilă, foarte susceptibilă la fisurare la rece datorită hidrogenului /24/, /25/, /26/. Aceasta situație apare la viteze mari de răcire ( $\Delta t_{sudar} = 2 - 10$  s).

Fiecare de la consecințele expuse și urmându-se evitarea rușii fragile în zona influențată termic a oțelurilor C și 0 - mm, limite de utilizare a fiecărui oțel din diagramele ( figura 0.1.), determinat de fragilizarea produsă de constituenții structurii duri, va fi 550 HV. Astfel, în diagramele din figura 0.1 aceasta valoare maximă a durității reprezintă limita dintre grupele B-1 și celelalte clase de oțeluri ( 1, 2 ) destinate utilizării la temperaturi mai ridicate în stare sudată. În cazul oțelurilor tratate termic după sudare ( figura 0.2.) limita menționată anterior corespunde valorii durității metalului de baza în starea inițială.

Exemplificând cele prezentate pe oțelul ale cărui caracteristici mecanice și structurale sfer în figurile 0.3 - 0.5, rezultă că aceste corespund clasei B (  $R_m = 27$  s la  $-20^{\circ}\text{C}$  ), deci sudurile evind duritatea maximă sub 550 HV pot fi utilizate, în funcție de grosime, până la temperaturi apropiate de  $-20^{\circ}\text{C}$  . Dacă aceste îmbinări sudate sînt supuse unui tratament termic , după sudare, atunci domeniul de aplicare poate fi extins pînă la circa  $-20^{\circ}\text{C}$  . În acest caz limita dintre oțelurile C, 0 - mm și celelalte oțeluri corespunde valorii 157 HV ( figura 0.2.).

Avind în vedere avantajele analizei sclerometrice, expuse anterior, o metodă de apreciere a ductilității zonei influențate termic pe baza rezultatelor încercării durității ar fi practică și utilă. La o asemenea metodă se poate ajunge pornind de asemenea de la cele mai importante influențe care se exercită în zona afectată de procesul sudo-termic și proces durificării. În figura 3.10 s-a reprezentat diagrame pentru oțeluri C și C - Mn cu rezistențe minime la rupere  $450 \text{ N/mm}^2$ , sudate cu preincalzire sau cu temperatură între treceri  $150^\circ\text{C}$ , pe baza formulelor 3.2 - 3.4.

Aplicind relațiile 3.2 - 3.4 la oțelurile C și C - Mn, ele pot fi simplificate ținând cont de proprietățile lor fizice și de condițiile obișnuite de sudare. Pentru grupa de oțeluri cu  $R \geq 450 \text{ N/mm}^2$ ,  $\lambda$  este  $220 \text{ J/m.s.}^\circ\text{C}$ ,  $\rho = 0.10^6 \text{ J/m}^3$ ,  $\alpha_{T_0} = 150^\circ\text{C}/23/$ . Înlocuind valorile menționate se obțin formulele simplificate și scurte :

$$d' = 16 \sqrt{u} \quad (3.5.)$$

$$\text{pentru } d > d' \quad \Delta t_{300/500} = d' \quad (3.6.)$$

$$\text{pentru } d < d' \quad \Delta t_{300/500} = 200 \left( \frac{d}{d'} \right)^2 \quad (3.7.)$$

în care :  $d'$  este grosimea de tranziție ;

$u$  - energie brută de sudare ;

$d$  - grosimea plăcii.

Aceste formule s-au folosit pentru trasarea curbelor în cele două domenii delimitate de grosimea de tranziție  $d'$ .

S-au utilizat relațiile de calcul ale timpului de referință la răcire  $\Delta t_{300/500}$  deoarece el caracterizează răcirea în zona influențată termic, fiind în strânsă legătură cu structura metalurgică și deci cu duritatea acestei regiuni.

Avind în vedere cele expuse la începutul acestui subcapitol, s-a delimitat sectorul corespunzător durităților mai ridicate decât  $350 \text{ HV}$  (1) în zona influențată termic ( figura 3.10 ). Durități mai ridicate decât această valoare critică asigură ca în zona afectată de procesul sudo-termic s-a obținut o ductilitate corespunzătoare. Creșterea energiei de sudare impune încă o limitare a sectorului II ( figura 3.10 ) ca urmare a fragilizării produse de creșterea granulelor ( pct. 4.2.1.).

Cunoașcând cu structura metalurgică a oțelurilor C și C - Mn este ferito-perlitică, iar limita superioară a sectorului



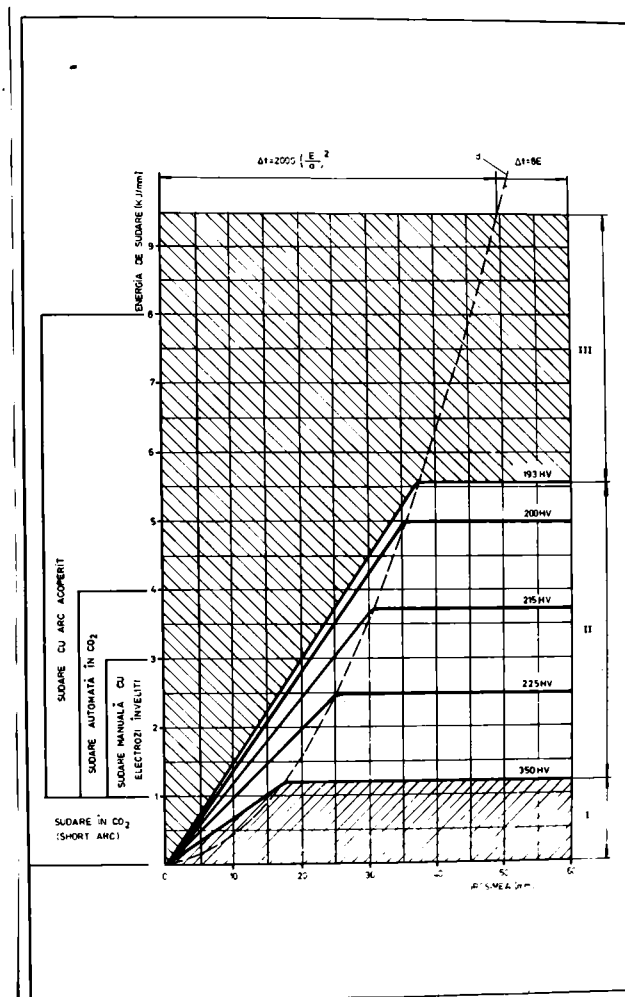


Figura 6.10. Oțeluri C și C - Mn cu  $R \geq 450 \text{ N/mm}^2$ , sudate cu proiecționare sau cu temperatură între treceri  $1500^\circ\text{C}$

II coincide cu timpul de referință la răcire  $\Delta t_{600/500} = 45$  secunde, conform metodei I.1.5. /23/ pentru oțeluri cu rezistența minimă de rupere  $450 \text{ N/mm}^2$ , se poate determina valoarea corespunzătoare a durității cu ajutorul relației 3.7. efectuând calculele pe baza conținutului maxim în elemente chimice a oțelurilor care fac obiectul prezentei lucrări, conform prevederilor din anexa 68, s-a obținut 193 HV. Maximizând corelația între  $\Delta t_{600/500}$  și duritate în cazul oțelului seros analizat la pct. 6.2.1, după figura 6.4 rezulta circa 195 HV pentru  $\Delta t_{600/500} = 45 \text{ s}$ .

Pentru delimitarea superioară a sectorului II din diagrame prezentată în figura 8.10 s-a adoptat valoarea 193 HV.

Intre 350 HV și 193 HV avînd o ductilitate corespunzătoare, nu mai este necesar controlul rezilienței în sone influențată termic, pe cînd în sectorul III, datorită creșterii granulației, se impune efectuarea încercării de încovoiere prin șoc pentru determinarea nivelului de fragilizare /23/.

Controlul ductilității zonei adiacente metalului depus se face în condiții determinate de energie absorbită la sudare ( tabelul 8.3.) de asemenea de pregătire a probei pentru sudare ( figura 8.11.) și de prelevare a epruvetei pentru încercarea de încovoiere prin șoc ( figura 8.12.) /23/.

Pentru alte grosimi de tablă decît cele cuprinse în tabelul 8.3., energia de sudare se obține prin interpolare.

Tabelul 8.3.

Aportul de energie ( KJ/mm ) pentru o temperatură între treceri de  $100 \pm 10^{\circ}\text{C}$

HV	Grosimea tablei ( mm )									
	12	15	20	25	30	35	40	50	60	
193 - 350	1,7	2,2	3,0	3,7	4,4	4,5	4,5	4,5	4,5	
< 193	2,5	3,1	4,2	5,2	6,3	7,4	8,4	-	-	

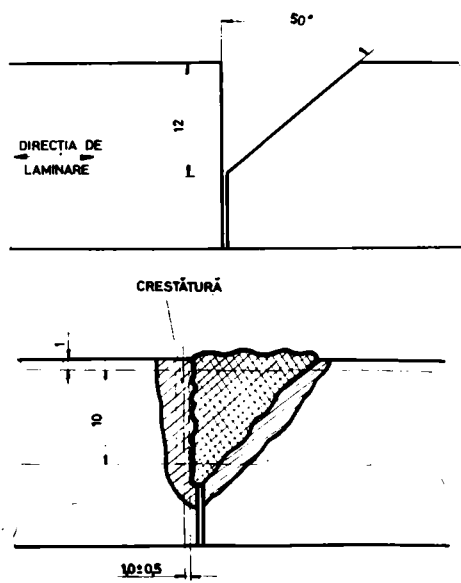


Figura 8.11. Pregătirea probei pentru sudare

Dimensiunile probei care se sudează sînt cuprinse în tabelul 8.4.

Tabelul 8.4.

Dimensiunile probei

Dimensiunea ( mm )	HV	
	193-350	193
lungimea	300	600
gălăticia	150	300

Figura 8.12. Prelevarea epruvetei cu creștătură Charpy V

In cazul procedurilor de sudare manual cu electrozi înveliți, în mediu de CO<sub>2</sub> și cu arc electric acoperit, energia de sudare se calculează cu relația :

$$E = \frac{I \cdot U}{1000 \cdot v_s} \quad (\text{KJ/mm}) \quad (8.3.)$$

în care :

- E - este energia de sudare ;
- I - curentul de sudare, în A ;
- U - tensiunea de sudare, în V ;
- v<sub>s</sub> - viteza de sudare, în mm/s .

In conformitate cu propunerile expuse anterior, alegerea oțelurilor pentru structuri sudate astfel încît să se prevină ruperea fragilă se face diferit, în funcție de cele trei sectoare ( I - III ) în care se împart diagramele de tipul celei prezentate în figura 8.10. Cunoșcînd energia de sudare și grosimea oțelului se pot întîlni trei cazuri și anume :

a.) dacă ne situăm în sectorul cu duritate mai mare de 350 HV (I), aceste condiții de lucru trebuie evitate ;

b.) în limitele 193 - 350 HV, zona influențată termic are o ductilitate bună, iar alegerea oțelurilor se face conform recomandării ISO/TC11/SC2/AG15-1971; în acest caz nu este necesară determinarea rezilienței în zona adiacentă metalului depus ;

c.) pentru valori ale durității mai mici decît 193 HV, datorită fragilizării produse prin creșterea granulației, se impune controlul ductilității zonei afectate termic. In acest caz trebuie să se stabilească nivelul de fragilizare a zonei limitrofe metalului depus, folosind energia de sudare, probe și epruvete conform precizărilor din tabelul 8.3 și 8.4, de asemenea din figurile 8.11, 8.12.

Incadrînd zona influențată termic într-unul din cele patru nivele de fragilizare ( Q ... 3) și cunoșcînd valoarea tensiunilor și deformațiilor care s-au avut în vedere la proiectarea structurii sudate, alegerea oțelurilor se face conform celor menționate la pct. 6.2.5.

In ceea ce privește grosimea oțelului, aceasta se ia egală cu grosimea îmbinării dintr-o parte a zonei influențate termic, adiacentă la zona de trecere. Pentru structuri sudate alcătuite din componente de dimensiuni transversale neegale, grosimea de referință se determină conform precizărilor din documentul I.I.S. /23/.

Metoda propusă oferă posibilitatea alegerii oțelurilor pentru construcții metalice sudate pe baza încercării durtății, utilizată pe scară largă în controlul calității sudurilor. Având în vedere că pentru aplicarea în practică un rol deosebit revine energiei de sudare, încercarea durtății oferă posibilitatea efectuării unui control permanent asupra respectării energiei de sudare prescrise pentru realizarea sudurilor proiectate.

## 9. CONCLUZII GENERALE

Fiabilitatea construcțiilor sudate, creșterea durabilității și siguranței în exploatare constituie preocupări majore, determinate pentru dezvoltarea tehnicii sudării pe plan mondial. La stadiul actual de dezvoltare în acest domeniu s-a ajuns ca urmarea a avantajelor construcțiilor sudate și a rezultatelor amplelor cercetări desfășurate sub impulsul sveriiilor care au avut loc.

Eforturile concentrate în direcția determinării cauzelor care conduc la pierderea capacității de încărcare a sudurilor și a stabilirii măsurilor de prevenire au permis elucidarea, în general, a aspectelor comportării globale a îmbinărilor sudate, iar urmarea a fost reducerea frecvenței sveriiilor.

În condițiile dezvoltării tehnicii contemporane, cind regimurile de exploatare sînt tot mai severe, iar exigențele siguranței în funcționare tot mai ridicate, se impune aprofundarea examenilor privind comportarea locală a metalului în zona sudată. Investigarea proprietăților zonei influențate termic, sediul unor transformări structurale de o deosebită intensitate și al proceselor de formare a discontinuităților

de dimensiuni microscopice, cauze zuperilor intempestive, constituie obiectul unor programe prioritare de cercetare inițiate în țările industriale avansate. Pe linia acestor preocupari se încașă și prezenta lucrare al cărei scop este tocmai cercetarea proprietăților zonei afectate în cazul oțelurilor carbon și alub aliate, materiale cu largă utilizare în construcții suaste. Cunoșterea acestor însușiri, mult diferite de proprietățile inițiale, garantate, ale metalului de bază neafectat termic și introducerea unor metode concludente de control a acestora au consecințe importante și în ceea ce privește utilizarea rațională a metalului.

Pentru a răspunde dezideratelor enunțate, în lucrare se analizează sistematic și gradat ansamblul fenomenelor care au loc în timpul procesului de sudare, de la influența ciclului termic de sudare asupra metalului de bază pînă la investigația complexă, la nivel microscopie, a proprietăților zonei influențate termic.

Astfel, expunându-se cunoștințele actuale referitoare la transformarea suatenitei în timpul încălzirii și răcirii, se aprofundează evoluția acestor fenomene în corelație cu particularitățile ciclului termic de sudare, urmărindu-se în continuare consecințele practice asupra proprietăților îmbinurilor sudate.

Ductilitatea zonei influențate termic fiind inerent afectată de procesul sudo-termic, se dezvoltă problema fragilizării sudurilor în strînsa legătură cu riscul rîburării acestora. Avînd în vedere că obiectivul principal urmărit în cazul structurilor sudate este obținerea unei zone influențate termic cu astfel de proprietăți încît să se evite pericolul rîburării, se examinează factorii care condiționează declanșarea acestui fenomen și măsurile practice posibile de aplicat în vederea prevenirii lui. Pe baza interdependenței dintre durificarea și fragilizarea se relevă importanța cercetării durității sudurilor, căile teoretice de abordare a problemei și concluziile practice care se desprind pentru cunoșterea comportării locale a metalului de bază afectat de procesul de sudare.

În corelație cu problemele teoretice dezvoltate în prima parte a lucrării s-a conceput programul experimental pentru cercetarea proprietăților zonei influențate termic în cazul sudurilor realizate din oțel carbon și alub aliat.

Urmarindu-se ca rezultatele și concluziile cercetărilor întreprinse să aibă valabilitate asupra unei game mai largi de porje și grosimi de tablă s-au selectat materiale reprezentative pentru grupe oțelurilor carbon și alab aliate, de asemenea pentru condițiile de calitate impuse prin standardele în vigoare. Ca metal de bază s-au utilizat oțeluri din producție curentă a Combinatului siderurgic Galați, mărci și dimensiuni cu largă utilizare în producția structurilor sudate, iar ca metal de adăos electrozii destinați sudării acestor oțeluri, fabricați de Intreprinderea de sîrmă și produse din sîrmă Buzău.

Asupra oțelurilor selectate s-au efectuat încercări și analize de laborator, iar datele obținute permit caracterizarea completă a acestora din punct de vedere chimic, mecanic și structural.

Examinările vizând comportarea materialelor selectate sub influența ciclurilor termice de sudare s-au executat pe probe cu stret depus prin sudare, care au permis efectuarea unei analize pertinente a proprietăților zonei influențate termic definitorii pentru fenomenul propriu-zis de fisurare. Întrucît asemenea investigații sînt accesibile numai unei cercetări cu un aparat de laborator capabil să exploreze micro-volume de material, chiar la nivel microscopic, aprecierea însușirilor sudurilor s-a făcut pe baza rezultatelor analizei compoziției chimice, sclerometrice, metalografice și a încercării de încheiere prin șoc.

Asociind factorii care condiționează apariția structurilor susceptibile la fisurare, se analizează complex durificarea zonei influențate termic și se propune un nou criteriu pentru aprecierea ductilității sudurilor - gradul de durificare. Testarea sensibilității gradului de durificare la acțiunea diversilor factori de influență se realizează pe aceleași probe cu stret depus, prin modificarea compoziției chimice, grosimii și energiei liniare de sudare. Gradul de durificare se dovedește capabil să sesizeze existența diverselor subzone specifice zonei afectate termic, de asemenea efectul diferiților factori de influență asupra proprietăților îmbinărilor sudate.

Astfel, cercetările întreprinse au condus la tratarea sistematică, prioritară în literatura noastră de specialitate, a însușirilor rîcării subzone și a ansamblului zonei influențate termic.

Discrepanța între analize locale și cea globală experimentală s-a căutat să se atenueze prin confruntarea gradului de durificare cu rezultatele încercărilor privind fragilizarea și fisurarea metalului de bază. Analizând aceste date se constată o strinsă legătură între ele ceea ce confirmă posibilitatea caracterizării proprietăților zonei afectate termic cu ajutorul gradului de durificare.

Luând în considerare criteriul prohibitiv adesea citat  $550 \text{ HV}$ , considerat ca limită între structurile susceptibile și nesusceptibile la fisurare, în cazul oțelurilor carbon și aliajate, se poate stabili și un grad de durificare critic -  $\delta \text{HV}_c$  - pe aceleași grupe de oțeluri, cunoscându-se duritatea metalului neafectat de ciclurile termice de sudare. Rezultă că pe baza gradului de durificare critic se poate aprecia riscul fisurării sudurilor. Acest criteriu este mult mai sensibil la efectul diverșilor factori care condiționează proprietățile sudurilor decât valoarea durității, fiind capabil să diferențieze diverse efecte chiar și atunci când duritatea nu o poate face. Dealtfel, introducerea gradului de durificare ca o mărime care să caracterizeze comportarea metalului de bază sub efectul procesului sudo-termic este foarte logică, dacă se are în vedere faptul că ductilitatea zonei influențată termic este în strinsă legătură cu proprietățile inițiale ale metalului de bază. Se cunoaște că din acest punct de vedere oțelurile se diferențiază în ceea ce privește rezistența la fisurare și este deci firesc să atunci când se analizează durificarea zonei influențată termic să intereseze în mod deosebit măsura în care metalul de bază se durifică în timpul sudării.

Spre deosebire de metodologia obișnuită aplicată la controlul calității îmbinărilor sudate când se urmărește duritatea maximă sub metalul depus, fără a ține cont de duritatea inițială a metalului de bază din care s-a realizat îmbinarea, gradul de durificare face o legătură rațională între starea oțelului înainte și după procesul de sudare.

Rezultatele analizelor calitative și cantitative efectuate, bazate pe o metodologie de investigație originală, cu posibilități de generalizare în domeniul urmăririi efectelor procesului sudo-termic, au permis caracterizarea proprietăților



soni influențate termic în corelație cu riscul fisurării sudurilor.

Inconveniențele încercării durității cu urmă discretă afectează într-o oarecare măsură concluziile analizei sclerometrice deci și gradul de durificare, iar semnificația acestora devine importantă în cazul investigării zonelor eterogene de dimensiuni reduse. Încercarea durității cu urmă continuă permite examinarea variației durității în asemenea regiuni, eliminând incertitudinile în ceea ce privește determinarea durității maxime. Posibilitățile de aplicare ale acestui procedeu sînt analizate, în prezenta lucrare, pe baza limitelor de decelabilitate, a limitelor de reproductibilitate și a corelațiilor dintre rezultatele diverselor încercări.

Programul experimental realizat pe plăcuțe etalon de duritate și pe îmbinări sudate, cu diverse forme de penetratoare și sarcini de încărcare, a permis evidențierea capabilității acestei metode pentru investigarea continuă a durității în zone cu eterogenitate pronunțată.

Avînd în vedere dificultățile referitoare la măsurarea lăținii urmei, s-a conceput și realizat echiparea unui aparat pentru încercarea durității cu microsarcini "Durimet" în vederea înregistrării urmei continue. Urmarindu-se reproductibilitatea rezultatelor încercării durității cu urmă continuă în diverse condiții de încercare - penetrator, sarcină, oțeluri - se ajunge la concluzia că metoda de încercare a durității cu urmă continuă dă deplină satisfacție. În cazul înregistrării urmei domeniul de utilizare se extinde și mai mult. Astfel devine posibilă și determinarea gradului de durificare cit și evaluarea gradientului de durificare, marimi definitorii pentru durificarea produsă de procesul auto-termic.

În vederea generalizării acestui procedeu de încercare și a asigurării aplicării lui în condiții unitare, s-a elaborat un standard referitor la "Încercarea de duritate prin zgîriere".

Cercetările întreprinse și ale căror rezultate s-au expus în prezenta lucrare, au avut permanent în vedere avantajele metodelor de încercare a durității pentru investigarea ductilității zonelor cu eterogenitate pronunțată, de dimensiuni reduse.

Aceste a fost și motivul dezvoltării și perfecționării lor în continuare. Scopul final urmărit a fost ca pe baza informațiilor pe care le poate furniza încercarea durității să se elaboreze recomandări privind prevenirea rupei fragile în structuri sudate.

Metoda elaborată se bazează pe experiența acumulată pe plan mondial în domeniul rupei fragile a oțelurilor, dar pentru aprecierea influenței ciclurilor termice de sudare asupra proprietăților metalului de baza asociază rezultatele analizei sclerometrice. Menținând duritatea în zona influențată termic sub o anumită valoare prescrisă, se urmărește de fapt limitarea degradării înșurșirilor locale, datorită efectelor procesului de sudare, astfel încât ansamblul proprietăților îmbinării să asigure exploatarea construcției metalice sudate în condiții de siguranță marită. Alegerea oțelurilor pentru structuri sudate după metoda propusă este în concordanță cu recomandările ISO și I.S.I., dar diagramele întocmite pe grupe de oțeluri, transpuse în valori de duritate, oferă un mijloc foarte practic pentru controlul ductilității zonei influențate termic în vederea prevenirii rupei intermitente. Astfel se completează informația pertinentă a rezistenței la rupere fragilă a sudurilor ce concurează la atestarea fiabilității acestora.

Metodologia concepută și aplicată în cadrul cercetărilor efectuate pentru examinarea proprietăților zonei influențate termic a sudurilor din oțel carbon și oțel slab aliat, conduce la concluzii care pot fi extinse asupra unei game largi de grade și grosimi de tablă, având în vedere că oțelurile selectate sînt reprezentative pentru condițiile de calitate impuse prin standarde.

BIBLIOGRAPHIE

1. INTRODUCTION

1. PAGON, B.A. Perspectives de développement du soudage. In : *SOUDAGE CONN.*, vol.28, nr. 1/2, 1974, p. 67 - 73.
2. x x x Rapports des Présidents des Commissions de l'I.I.S. Assemblée annuelle de 11 au 14 Juillet 1967. Londres. In : *SOUDAGE CONN.*, vol.22, nr.3/4, 1968, p. 134 - 147.
3. x x x Note sur la dureté sous cordon et le risque de fissuration à froid. In : *I.I.S. doc. IX - 000 - 60.*
4. x x x Rapport annuel de la Commission IX "Comportement des métaux du point de vue du soudage", Assemblée de Toronto (Canada) 11 - 14 Juillet 1972. In : *I.I.S. doc.IX-017-72.*
5. ROSENTHAL, I.S. Propagation of brittle fracture in steel. In : *JOURNAL OF IRON AND STEEL INSTITUTE*, vol.175, nr. 4, 1953, p.361 - 374.
6. SCHNEIDER, H.M. Neue Prüfmethoden von Stählen und Schweißverbindungen für große Schweißkonstruktionen. *Arbeitsheft 20. Zug. Schweiß.* 1957 .
7. HULL, A. Answer to the questionnaire of the I.I.S. on brittle fracture in service. In : *I.I.S. doc.IX.310 - 61.*
8. x x x Provisional report on an international investigation of brittle fracture. In : *WELDING IN THE WORLD*, vol.3, nr.2, 1965, p.59 - 67.
9. HULL, A. Brittle fracture in weldments - fracture. *Academic Press New-York - London*, vol.4, 1966.
10. HANSEN, F.W. Analyse von Kesselrissen in den U.S.A. (Norvet). In : *DER MASCHINENSCHADEN*, vol.42, 1962, p.61 - 63.
11. x x x Casebook of brittle fracture failure. In : *I.I.S. doc. IX - 725 - 71; X - 630 - 71; X.0 - 79 - 71.*
12. HILDE, H. GÖTTLICH, H. Schäden an Turndrehmaschinen - deren Ursachen und Möglichkeiten zu ihrer Verhütung. In : *DER MASCHINENSCHADEN*, 49 Jahrgang, heft 2, 1972, p. 55 - 64.
13. SPITZBERGER, S. Schadensbefahrungen bei Grossmontagen. In : *DER MASCHINENSCHADEN*, 49 Jahrgang, heft 4, 1972, p.125 - 132.

2. TRANSFORMARI METALURGICE LA SUDAREA OTELURILOR

1. MANTEA, ST. DULAMITA, T. Teoria și practica tratamentelor termice. București. Editura tehnică - 1966.
2. MANTEA, ST. GERU, N. DULAMITA, T. RAJULESCU, M. Metalurgie fizică. București. Editura tehnică 1970.
3. SALAGEAN, T. Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric a oțelurilor. București. Editura Academiei R.S.R., 1965.
4. RYKALINE, N.N. CHORCHONOV, G.K. Particularités de la transformation de l'austénite et de la formation de fissures "froides" lors du soudage par fusion. In : SOUD.TEC.CONN., vol.14, nr. 9/10, 1960, p. 335 - 345.
5. BERNARD, G. ARBUTHNOT, M. Compléments à l'étude des phénomènes thermiques dans les joints soudés. In : REVUE DE METALLURGIE, vol.69, nr.7 - 8, 1972, p. 483 - 493.
6. CONSTANT, A. LEBRY, G. Contribution à l'étude des transformations rapides en relation avec les problèmes de soudage des aciers. Dispositifs d'essai et exemples d'application. In : SOUD.TEC.CONN., vol.11/12, 1963, p.405 - 415.
7. x x x Contribution expérimentale à l'étude des transformations de l'acier au cours du soudage. In : I.I.S. doc. 138 - 64 ( ex.doc.IX.- 361 - 03 ). SOUD.TEC.CONN., vol.19, nr.1/2, 1963, p.35 - 43.
8. SAVAGE, W.P. SZEREMIS, S.O. A mechanism for crack formation in HY - 80 weldments. In : WELDING JOURNAL, vol.46, nr.2, 1967, p. 948 - 968.
9. SĂFERIAN, D. Metalurgie de la sudare. Paris. Dunod, 1959.
10. BAR, R. L'essai d'implant pour la mesure de la fissuration à froid lors du soudage des aciers. In : REVUE DE LA SOUDURE, vol.29, nr.2, 1973, p.112 - 134.
11. RUGE, J. GRIESS, G. Untersuchung des mechanischen Eigenschafts in der wärmebeeinflussten zone von schweißverbindungen an syntetischen aus hochfesten Baustahl. In : SCHWEISSEN UND SCHNITTEN, vol.23, nr.7, 1971, p.255 - 258.

12. KIHARA, M. Fissures dues au soudage et ténacité sous entaille de la zone thermiquement affectée des aciers à haute résistance. In : SOUD.TEC.CONN., vol.25, nr.1/2, 1969, p. 41 - 66.
13. KNIEG, K. Le carbone équivalent et son importance pour le praticien. In : SOUDER, nr.116, mai, 1973, p. 3 - 15.
14. DAMEN, H. DONNEUX, G. Recherche des causes d'hétérogénéité des propriétés mécaniques dans les joints soudés de forte épaisseur. In : REVUE DE METALLURGIE, vol.63, nr.6, 1966, p. 521 - 527.
15. WATKINS, B. Le rôle de la zone thermiquement affectée dans l'encrage des ruptures. In : I.I.S. doc. - 409 - 72 ( ex.doc. IX.- 694 - 70 ). SOUD.TEC.CONN., vol.27, nr.1/2, 1973, p.73 - 85.
16. x x x Etude des propriétés de ténacité, et plus particulièrement de la résilience, ainsi que des structures de la zone thermiquement altérée en relation avec l'apport en énergie thermique lors du processus de soudage. Rapport nr. 3661. Institut de recherches Breda, 1969.
17. KULLBERG, G. Quelques aspects de l'influence d'un apport faible ou élevé d'énergie dans le soudage des aciers. In : LE SOUDAGE DANS LE NORD, vol.10, nr.5/6, 1972, p.149-159.
18. SEBILLE, J. Métallurgie et soudage des aciers en forte épaisseur pour cuves de réacteurs nucléaires. In : SOUD. TEC.CONN., vol.19, nr.11/12, 1965, p. 489 - 507.
19. ROBERTS, D.F.T. PRINCE, A. BILLINGTON, S.R. RIDGWAY, W.F. Note on the notch-ductility damage zone adjacent to thick plate butt welds. In : BRITISH WELDING JOURNAL, vol.9, nr.5, 1962, p.280 - 283.
20. WATKINS, B. The significance of the heat affected zone in fracture initiation. In : I.I.S. doc.XI.- 694 - 70.
21. BRILSON, J. MAYNIER, P.H. DOLLAT, J. BASTIEN, P. Etude de la dureté sous cordon des aciers au carbone et faiblement alliés. In : SOUD.TEC.CONN., vol.22, nr.11/12, 1968, p.437-455.

3. DURIFICAREA IMBINARIILOR SUDATE

1. WADE, J.B. HAYNES, C.B. The welding of high strength structural steels. In : THE AUSTRALIAN WELDING JOURNAL, March, 1970 p. 9 - 24.
2. DEN OUDEN, G. Internal friction and ductility in the heat-affected zone. In : METAL CONSTRUCTION AND BRITISH WELDING JOURNAL, vol.4, nr.3, 1972, p. 94 - 95.
3. LACLERC, F. ROUSSEAU, P. Caracteristiques des aciers A52 utilisés dans la construction de ponts - Routes soudés. In : SOUD.TEC.COMM., vol.18, nr.3/4, 1964, p. 85 - 115.
4. JAOUJ, B. Etude de la plasticité et application aux métaux. Paris, Dunod, 1965.
5. SCHÜLZE, G. Über die hochfesten ferritisch-perlitischen Stähle. Auswertung des Schrifttums. In : SCHWEISSEN UND SCHNITTEN, vol.20, heft 5, 1968, p. 120 - 128.
6. NILLSON, K. Hardenability of carbon - manganese steels and microalloyed carbon - manganese steels in welding. In : I.I.W. doc.IX - 647 - 69.
7. HRIVNAK, I. Precipitation processes in welded joints and their effect on mechanical properties of steels. In : I.I.W. doc.IX. - 884 - 74.
8. LEMOINE, J. Grundlegende und praktische metallurgische Betrachtungen über die Schweißzusatzwerkstoffe. In : SCHWEISS TECHNIK, vol.22, nr.1, 1972, p. 1 - 26.
9. VANNES, A. FOUGÈRES, R. THEOLLIER, M. Étude de la restauration et du vieillissement entre la température ambiante et 600°C d'aciers à haute teneur en carbone écraus par déformation plastique à froid. In : LES MÉMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.69, nr.3, 1972, p. 173 - 183.
10. DIETTER, G.F. Metalurgie mecanică. București, Editura tehnică, 1970, p. 181 - 184.
11. MANTEA, ST. GERU, N. DULAMILA, T. RADULESCU, M. Metalurgie fizică, București, Editura tehnică, 1970.
12. LEVY, V. PARAILLON, B. Contribution à l'étude des mécanismes de durcissement par les bulles de gaz dans les métaux. In : LES MÉMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.64, nr.7/8, 1967, p.637-640.

13. DE SY, A. VIDTS, J. SEBILLE, J. DONNEUX, G. DARMEN, R. Étude de la fragilisation à fond d'entaille dans des assemblages soudés. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol.63, nr.6, 1966, p. 503 - 510.
14. DE SY, A. VIDTS, J. DILEWIJNS, J. DEVRIENDT, J. Mesure du taux de fragilisation tense-thermique des métaux de base et d'apport d'un soudé. In : REVUE DE LA SOUDURE, vol.21, nr.3, 1965, p.121 - 137.
15. OPFL, G. Die zerstörungsfreie Ermittlung von Eigenspannungen mittels HÄrtemessung an der Oberfläche von metallischen Bauteilen. In : MATERIALPRÜFUNG, vol.6, nr.1, 1964, p.6-10.
16. GRANJON, H. La fissuration à froid en soudage d'aciers. In : I.I.S. doc.IX.- 748 - 71.
17. x x x Note sur la dureté sous cordon et le risque de fissuration à froid. In : I.I.S. doc.323 - 69 (ex.doc.IX - 600 - 68 ). SOUD.TEC.CONN., vol.23, nr.9/10, 1969, p. 428 - 429.
18. x x x Note sur le carbone équivalent. In : I.I.S. doc. 288 - 67 ( ex.doc.IX - 555 - 67 ). SOUD. TEC.CONN., vol.22, nr. 7/8, 1968, p.305 - 306.
19. GRANJON, H. GAILLARD, R. Possibilités offertes par les essais sur "tranches" pour l'étude de la soudabilité des tôles épaisses en aciers. In : SOUD.TEC.CONN., vol.20, nr. 7/8, 1966, p. 295 - 309.
20. ZVOKELJ, J. Contribution à l'étude sur la trempabilité des aciers en cours du soudage. In : I.I.S. doc.IX - 695 - 70.
21. GRANJON, H. Trempe et fissuration dans le soudage des aciers. In : SOUD.TEC.CONN., vol.17, nr. 9/10, 1963, p. 357 - 366.
22. HAVERHALS, IR. J. The choice of safe welding procedures when making fillet welds in C - Mn structural steels, in order to avoid hydrogen cracking. In : I.I.W. doc.IX - 799 - 72.
23. MORARIU, ST. Examinerea gradului de durificare a îmbinărilor sudate din oțel carbon și aliaj. In : Lucrările simpozionului. "Rezistența îmbinărilor sudate", Iași, 27-29 sept. 1973, vol.II, p. 29 - 46.



24. MURRY, G. FROUDHOUSES, M. Etude des transformations dans la zone affectée thermiquement lors du soudage et son intérêt pour l'estimation, de la dureté sous cordon. In : REVUE DE METALLURGIE, vol.64, nr.6, 1967, p. 556 - 565.
25. BERNARD, G. FROUDHOUSES, M. Compléments à l'étude des phénomènes thermiques dans les joints soudés. In : REVUE DE METALLURGIE, vol. 69, nr.7 - 8, 1972, p. 489 - 495.
26. BRISSON, J. MAYNIER, P. DOUMET, J. BAZILLON, P. Etude de la dureté sous cordon des aciers au carbone et faiblement alliés. In : SOUDAGE SOUDAGE, vol.22, nr. 11/12, 1968, p. 457 - 459.
27. BRISSON, J. MAYNIER, P. DOUMET, J. Prédiction de la dureté et de la résistance des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur structure et leur composition. In : LES MÉTIERS SCIENTIFIQUES, vol.70, nr.12, 1975, p.685 - 692.
28. LAPLANCHE, M. FROUDHOUSES, M. MURRY, G. CONSTANT, A. Prédiction de la dureté sous cordon d'aciers A52 à partir de l'étude des transformations de l'austénite et en fonction des conditions de soudage manuel. In : REVUE DE METALLURGIE, vol.65, nr.6, 1968, p. 417 - 425.
29. BRISSON, J. MAYNIER, P. DOUMET, J. BAZILLON, P. Investigation of underbead hardness in carbon and low alloy steels. In : WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, vol.51, April, 1972, p. 2003 - 2213.
30. BRISSON, J. MAYNIER, P. DOUMET, J. Etude de la dureté sous cordon des aciers au carbone et faiblement alliés. In: REVUE DE METALLURGIE, vol.66, nr.12, 1971, p. 795 - 800.
31. x x x Weldable and high strength steels and their applications in Japan. In : J. I. S. Soc. J. - 673 - 70.

#### 4. FRAGILISATION SOUDAGE

1. ADAMS, D. BLANCHARD, P. Fragilité et fragilisation des métaux et alliages. Paris, Dunod, 1963.
2. SALTHERLANDER, L. Der Sprüchbruch - Schweißproblem nr. 1 im Stahlbau. In : SCHWEISS TECHNIK, vol.13, nr.4, 1959, p.37-46.

3. BABIAN, J. Métallurgie et soudage des aciers en tôle épaisse pour cuves de réacteurs nucléaires. In : SOUD. T.C.C.C.C., vol.19, nr. 11/12, 1965, p.489 - 507.
4. GÉRARD, D. Métallurgie de la soudure. Paris, Dunod, 1959.
5. BRILSON, J. MAYNIER, P.H. DOLLET, J. BASTIEN, P. Investigation of underbead hardness in carbon and low alloy steels. In : WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, vol.51, april, 1972, p. 2089 - 2218.
6. MARQUAT, F. Soudabilité et fragilité. Bruxelles. In : RAPPORT DU CENTRE NATIONAL DE RECHERCHES MÉTALLURGIQUES, 1964.
7. DILLWIGNS, J. De SY, A. Etude des propriétés mécaniques de la soudabilité et de la formabilité à froid de nuances d'aciers au cuivre - niobium et à très, très hauts carbones, possédant des limites d'élasticité de 40,50 et 60 kg/mm<sup>2</sup>. In: REVUE DE MÉTALLURGIE, vol.68, nr.4, 1971, p.303 - 315.
8. LEDERER, A. Tratamentele termice ale oțelurilor grosă din oțeluri sudabile și cu rezistență ridicată. In : Metalurgie, vol.21, nr.12, 1969, p. 636 - 642.
9. COLOMBIER, L. LEVILLON, R. Influence de divers éléments sur le durcissement structural des aciers au vanadium. In: LES MÉMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.66, nr.1, 1969, p.1 - 11.
10. SALAGEAN, T. Comportarea la sudare a oțelurilor cu carbon și aliaje aliate. In : Studii și cercetări de metalurgie. Tom 15, nr.2, 1970, p. 249 - 274.
11. DRAGAN, N. COSINESCU, M. IANCU, P. IACOB, M. RADEȘ, I. Influence temperaturii de afișit de laminare și a parametrilor de tratament termic asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor cu niobiu și respectiv cu niobiu și azot. In : Cercetări de metalurgie, nr.13, 1972, p.321 - 333.
12. HRIVNÁK, L. Théorie générale du traitement thermique des aciers dans l'intervalle  $A_1 - A_3$ . In : SOUD.T.C.C.C.C., vol. 24, nr.1/2, 1970, p.51 - 60.
13. GRIGER, T. MENGERER, F. Influence des microsegregations formées dans la zone de transition sur la soudabilité d'une tôle d'acier résistant à haute température. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol.64, nr.3, 1967, p.263 - 269.

14. KOLL, W. L'azote dans le métal fondu. In : SOUDER, nr.117, 1973, p. 3 - 9.
15. HRIVNAK, I. Precipitation processes in welded joints and their effect on mechanical properties of steels. In : I.I.W. doc.IX - 884 - 74.
16. DOLBY, R.E. SAUNDERS, G.G. Metallurgical factors controlling the heat affected zone fracture toughness of carbon : manganese and low alloy steels. In : I.I.W.doc.IX - 891 - 74.
17. CONSTANT, A. GRUMBACH, M. SANZ, G. Les aciers utilisés dans la construction métallique. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol. 70, nr.10, 1973, p. 637 - 648.
18. MOCANU, D.K. Cauzele rușerii fragile și măsuri pentru în-lăturarea lor în vederea ridicării calității construcțiilor sudate. In : Revista căilor ferate române, anul I, nr.10, 1971, p. 577 - 582.
19. BAKER, G. Studies on cracking. In : I.I.W. doc.IX-603-68.
20. WATKINS, B. Le rôle de la zone thermiquement affectée dans l'amorçage des ruptures. In : I.I.W.doc. - 409 - 72 (ex.doc. IX - 694 - 70 ), SOUD.TEC.CONN., vol.27, nr.1/2, 1973, p.73 - 85.
21. STIDEL, G. Fissuration des aciers lors du soudage. In : SOUDER, nr.122, 1974, p. 3 - 7.
22. DE SI, A. VIDTS, J. SABILLE, J. DONNAUX, G. DARMEN, R. Etude de la fragilisation à fond d'entaille dans des assemblages soudés. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol. 63, nr.6, 1966, p. 503 - 510.
23. KIHARA, M. Fissures dues du soudage et ténacité sous entaille de la zone thermiquement affectée des aciers à haute résistance. In : SOUD.TEC.CONN., vol.25, nr. 1/2, 1969, p.41-66.
24. VIDTS, J. DEGRALVA, N. DE SI, A. SABILLE, J. DESGULIN, H. DARMEN, R. Recherche d'un compromis de restauration dans les assemblages soudés tense-thermiquement fragilisés. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol.63, nr.6, 1966, p. 511 - 519.
25. DARMEN, R. DONNAUX, G. Recherche des causes d'hétérogénéité des propriétés mécaniques dans les joints soudés de forte épaisseur. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol.63, nr.6, 1966, p. 521 - 527.

26. CORNET, M. RACZYNSKI, W. BESNARD-TALBOT, S. Fragilisation du fer de soude fondue par l'hydrogène. In : LES MÉMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.69, nr.1, 1972, p. 27 - 33.
27. FIDELLE, J.P. ROUX, C. RAPIN, H. Essais de fragilisation d'aciers à haute résistance par l'hydrogène et le deutérium sous pression. Contribution à l'étude du mécanisme de la fragilisation des aciers par l'hydrogène. In : LES MÉMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.66, nr.11, 1969, p. 833 - 842.
28. AMIOT, P. MONTEYRON, N. Contribution à l'étude de l'influence de l'hydrogène, de l'écrasement et du vieillissement sur la résilience des aciers non alliés dans le domaine du soudage à l'arc avec électrodes enrobées. In : SOUD.TEC.CONN., vol.18, nr. 3/4, 1964, p. 121 - 129.
29. HOPIA, R. Hydrogen distribution and the effect of micro-structure in heat-affected zone cracking. In : I.I.W. doc.- IX - 608 - 66.
30. GRANJON, H. DEBLIZ, S. GAILLARD, R. Etude de la soudabilité des aciers par la méthode des implants. Résultats actuels et perspectives nouvelles. In : SOUD.TEC.CONN., vol.24, nr.3/4, 1970, p. 103 - 122.
31. MUGANU, D.R. Imbunătățirea calității construcțiilor sudate. Aspecte ale sensibilității la fisurare a oțelurilor. In : Revista căilor ferate române, anul II, nr.2, 1972, p.57 - 62.
32. RULBERG, G. Quelques aspects de l'influence d'un apport faible ou élevé d'énergie dans le soudage des aciers. In : LE SOUDAGE DANS LE MONDE, vol.10, nr. 5/6, 1972, p.149-159.
33. LAYMONS, C. BOUVERAT, R. HENNION, J. Contribution à l'étude des traitements thermiques après soudage d'aciers faiblement alliés. In : SOUD.TEC.CONN., vol.24, nr. 1/2, 1970, p.25-40.
34. GRANJON, H. La fissuration à froid en soudage d'aciers. In : I.I.W. doc. IX - 746 - 71.
35. BRADSTREET, B.J. Aciers à haute résistance en structures soudés. In : RAPPORT B.S.R.A.
36. HAVERHALLS, IR.J. The choice of safe welding procedures when making fillet welds in C - Mn structural steels, in order to avoid hydrogen cracking. In : I.I.W.doc.IX-799-72.

37. VINOKUROV, V.A. DJIBITSHUKIROV, G.V. GIREIKO, V.A. SCURICHIN, M.N. Influence of plastic deformation and age hardening on the brittle failure. In : I.I.S. doc.X - 402 - 07. WELD. TAC. JOURN., vol.22, nr. 7/8, 1968, p. 315 - 326.
38. VALSILAT, G. Kriterium zur erfassung der spannerprüfung von werkstoffen. In : SCHWEISSEN UND SCHNITTEN, vol.25, nr.6, 1971, p. 217 - 219.
39. VARGA, T. La securité des assemblages soudés contre la rupture fragile. In : REVUE TECHNIQUE SUIZAR, nr.1, 1973, p. 16 - 28.
40. SALAGEAN, T. MORARIU, ST. CUCU, T. Fiurarea lo detensioanelor e structurilor sudate din otel. In : Constructia de masini, vol.24, nr.9, 1972, p.505 - 507.
41. x x x Etude des propriétés de ténacité et plus particulièrement de la résilience, ainsi que des structures de la zone thermiquement altérée en relation avec l'apport en énergie thermique lors du processus de soudage. Rapport nr.3861. Institut de recherches Breda, 1969.
42. MORARIU, ST. Cercetarea duritatii imbinurilor sudate. In : Studii si cercetari de metalurgie, tom.18, nr.2, 1973, p. 195 - 214.

#### 5. FISSURAS DE FRACTURA

1. x x x Note sur le essai de fissuration. In : I.I.S. doc.IX - 710 - 70.
2. TRODORESCU, G.C. MOCANU, D.M. BUGA, M. Imbinari sudate. Bucuresti, Editura tehnica, 1967.
3. GERBEAUX, H. Le problème des contraintes résiduelles et les risques de rupture fragile en construction soudée. Communication présentée à la Société des ingénieurs suisses 1957.
4. BARNARD, G. MURRY, G. CUSVILT, A. Effect du bridage sur la résistance à la fissuration à froid des joints soudés. In : REVUE DE METALLURGIE, vol.70, nr.7-8, 1973, p.541-550.
5. BAH, H. L'essai d'implant pour la mesure de la fissuration à froid lors du soudage des aciers. In : REVUE DE LA SOUDURE, vol.29, nr.2, 1973, p.112 - 134.

6. DEN OUDEN, G. Internal friction and ductility in the heat-affected zone. In : METAL CONSTRUCTION AND BRITISH WELDING JOURNAL, vol.4, nr.3, 1972, p. 94 - 95.
7. GRANJON, H. La fissuration à froid en soudage d'aciers. In : I.I.W. doc.IX - 746 - 71.
8. ADENIS, D. BLANCHARD, P. Fragilité et fragilisation des métaux et alliages. Paris. Dunod, 1963.
9. MCCANU, D.R. Îmbunătățirea calității construcțiilor sudate. Aspecte ale sensibilității la fisurare a oțelurilor. In : Revista căilor ferate române, anul II, nr.2, 1972, p.57-62.
10. KIHARA, M. Fissures dues du soudage et tenacité sous entaille de la zone thermiquement affectée des aciers à haute résistance. In : SOUD.TEC.COMM., vol.23, nr.1/2, 1969, p. 41-66.
11. MCCANU, D.R. Cauzele ruperii fragile și măsuri pentru înlăturarea lor în vederea ridicării calității construcțiilor sudate. In : Revista căilor ferate române, anul I, nr.10, 1971, p.577 - 582.
12. BAKER, R.G. NEWMANN, R.P. Cracking in welds. In : METAL CONSTRUCTION AND BRITISH WELDING JOURNAL, vol.1, nr.2a, 1969, p. 1 - 4.
13. WARRINS, B. The significance of the heat affected zone in fracture initiation. In : I.I.W.doc.XI.- 694 - 70.
14. HRIVNAK, I. Precipitation processes in welded joints and their effect on mechanical properties of steels. In : I.I.W. doc.IX. - 884 - 74.
15. GRIGEN, T. FENGLER, P. Influence des microsegregations formées dans la zone de transition sur la soudabilité d'une tôle d'acier résistant à haute température. In : REVUE DE MÉTALLURGIE, vol. 64, nr.3, 1967, p. 263 - 269.
16. FIKKENS, A.T. MULLER, T. Hydrogen induced cracking in weld metal. In : I.I.W. doc. IX - 901 - 74.
17. SEBILLA, J. Métallurgie et soudage des aciers en forte épaisseur pour cuves de réacteurs nucléaires. In : SOUD.TEC.COMM., vol.19, nr.11/12, 1965, p.489 - 507.

18. HAVARIAS, IR.J. The choice of safe welding procedures when making fillet welds in C - Mn structural steels, in order to avoid hydrogen cracking. In : I.I.W.doc. IX - 799 - 72.
19. STEIDL, G. Fissuration des aciers lors du soudage. In : SOUDAGE, nr.122, 1974, p. 5 - 7.
20. RYKALINE, N.N. CHORUCHOV, A.N. Particularités de la transformation de l'austénite et de la formation de fissures "froides" lors du soudage par fusion. In : SOUD.TEC.CONN., vol.14, nr.9/10, 1960, p.335 - 345.
21. GRANJON, H. GALLARD, R. Observations sur la morphologie des fissures sous cordon. In : SOUD.TEC.CONN., vol.12, nr. 11/12, 1964, p. 407.
22. HYSPEKA, L. MAZANEK, K. Etude de la formation de micro - fissures dans la structure mortensitique. In : Les MEMOIRES SCIENTIFIQUES, vol.71, nr.1, 1974, p. 25 - 30.
23. HILLSON, K. Hardenability of carbon - manganese steels and microalloyed carbon - manganese steels in welding. In : I.I.W. doc. IX - 647 - 69.
24. BAKER, G. Studies on cracking. In : I.I.W.doc.IX - 603-00.
25. CABAIKA, J. Les aspects physiques et métallurgiques du soudage. In : SOUD.TEC.CONN., vol.23, nr.11/12, 1969, p. 453 - 467.
26. GRANJON, H. Etudes récentes en cours sur la soudabilité des aciers en relation avec leurs transformations au cours de soudage. In : SOUD.TEC.CONN., vol.21, nr. 3/4, 1967, p. 164 - 169.
27. RUGG, J. GHIRSS, G. Untersuchung des mechanischen Eigenschaften in der wärmebeeinflussten zone von Schweissverbindungen an syntetischen aus hochfesten Baustahl. In : SCHWEISSEN UND SCHNEIDEN, vol.23, nr.7, 1971, p.255-258.
28. GRANJON, H. Trempe et fissuration dans le soudage des aciers. In : SOUD.TEC.CONN., vol.17, nr.9/10, 1963, p.357-366.
29. MURARIU, SI. Fisurarea îmbinarilor sudate. In curs de operație în revista "Tehnica supravegherii instalațiilor mecanice sub presiune și de ridicat".



30. FUKUI, T. SUGIYAMA, Y. TERAI, S. On the weld-cracking and micro-fissuring of weldable Al - Zn - Mg alloys. In : I.I.W. doc. IX - 624 - 69.
31. TOBAYASHI, T. Quelques aspects de progrès accomplis par la science du soudage. In : SOUD.T&C.COMM., vol.28, nr.3/4, 1974, p. 136 - 143.
32. x x x Type testing for assessment of weldability and resistance to brittle fracture. In : I.I.S.doc.IX-766 - 71.
33. SPANBAERT, M.J. Weldability - vision and research. In : I.I.S. doc. IX - 800 - 72.
34. GRANJON, H. Informations sur les essais de fissuration. In : I.I.S. doc. 93 - 62 (ex.doc. IX - 290 - 61 ).
35. GRANJON, H. DEBIEZ, S. GAILLARD, R. Etude de la soudabilité des aciers par la méthode des implants. Résultats actuels et perspectives nouvelles. In : SOUD.T&C.COMM., vol.24, nr.3/4, 1970, p. 103 - 122.
36. GRANJON, H. DEBIEZ, S. GAILLARD, R. Résultats obtenus et nouvelles possibilités offertes par la méthode des implants pour l'étude de la soudabilité des aciers. In : SOUD.T&C.COMM., vol.22, nr.3/4, 1968, p. 109 - 127.
37. GABBIA, I. MILLION, C. Proposition d'une nouvelle méthode d'essai de la soudabilité des aciers. In : I.I.S. doc.IX -1967.
38. GRANJON, H. DEBIEZ, S. Evaluation par la méthode du double implant du risque de fissuration lors du traitement de relaxation des assemblés soudés sur acier. In : I.I.S. doc. IX - 899 - 74.
39. BRISON, J. MAYNIER, P.H. DOLLET, J. BASTIEN, P. Investigation of underbead hardness in carbon and low alloy steels. In : WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, vol.51, april, 1972, p. 208s - 221s.
40. SCHUBERT, J. Simulierung von Schweißwärmekyklen. In : SCHWEISSTECHNIK, vol.21, nr.11, 1971, p. 502 - 504.
41. KRIEG, K. Le carbone équivalent et son importance pour le praticien. In : SOUDER, nr. 116, mai, 1973, p. 3 - 15.

42. x x x Note sur le carbone équivalent. In : I.I.S. doc. 288 - 67 (ex.doc.IX - 555 - 67 ). SOUD.TEC.CONN., vol.22, nr. 7/8, 1968, p. 305 - 306.
43. ROUSSEAU, F. Influence de la composition chimique et, en particulier, de la teneur en carbone sur la soudabilité. In : SOUD.TEC.CONN., vol.14, nr.5/6, 1960, p. 192 - 198.
44. MARJET, F. Soudabilité et fragilité. Bruxelles. In : RAPPORT DU CENTRE NATIONAL DE RECHERCHES METALLURGIQUES, 1964.
45. MICLOSI, V. Considerații asupra semnificației și metodei de determinare a curității sub cordon la controlul îmbinărilor sudate. In : Lucrările simpozionului "Rezistența îmbinărilor sudate", Iași, 27-29 sept.1973, vol.2, p. 5 - 19.
46. LECLERC, F. ROUSSEAU, F. Caracteristiques des sciens A52 utilisés dans la construction de ponts-routes soudés . In : SOUD.TEC.CONN., vol.16, nr.3/4, 1964, p. 85 - 115.
47. DOLBY, R.A. SAUNDERS, G.C. Metallurgical factors controlling the heat affected zone fracture toughness of carbon : manganese and low alloy steels. In : I.I.W. doc. IX - 691 - 74.
48. x x x Recommendation for classification of steel for use in welded structures. In : I.I.W. doc. IX - 704 - 70.
49. x x x Weldable HT high strength steels and their applications in Japan. In : I.I.W. doc.IX - 673 - 70.
50. KIHARA, H. INAGAKI, M. The idea of the HT steels in Japan. Tentative specifications for high pressure vessels and the other welded structures. In : I.I.W. doc.IX - 415 - 64.
51. GARBEAUX, H. VIDEAU, J.P. Relation entre la dureté sous cordon et le compartement mécanique des assemblages soudés en acier 52. In : SOUD.TEC.CONN., vol.20, nr. 7/8, 1966, p. 320 - 324.

**6. CERCETAREA DURITĂȚII LA SUDURILE OTELURILOR  
UZUALE**

1. MORARIU, ST. Stabilirea caracteristicilor mecanice și de sudabilitate a oțelurilor românești utilizate în construcții sudate. Memoriu tehnic, CSIO Timișoara, vol.1, 1971.
2. MORARIU, ST. SCHULZ, E. Stabilirea caracteristicilor mecanice și de sudabilitate a oțelurilor românești utilizate în construcții sudate. Memoriu tehnic, CSIO Timișoara, vol.3, 1972.
3. MORARIU, ST. BÎR, F. PASCU, D.R. EICHERT, R. Stabilirea caracteristicilor mecanice și de comportare la sudare a oțelurilor românești utilizate în construcții sudate. Memoriu tehnic, CSIO Timișoara, vol.6, 1973.
4. SALAGEAN, T. BOARNA, C. DELHEANU, D. FURTESCU, R. Comportarea metalurgică la sudare a oțelului OL52. Memoriu tehnic, CSIO Timișoara, 1970.
5. RATIU, M. Accepțiunile caracteristicilor de duritate în mecanica metalelor. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 13, nr.2, 1968, p. 442 - 465.
6. RATIU, M. PREKL, R. Considerații asupra măsurării urmelor de duritate Vickers și Brinell. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 11, nr.2, 1966, p. 299 - 305.
7. RATIU, M. PREKL, R. Influența vitezei de încălzire asupra măsurării durității Rockwell. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 9, nr.2, 1964, p. 275 - 288.
8. RATIU, M. Despre desfășurarea penetrării la încercările statice de duritate. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 11, nr.1, 1966, p. 79 - 86.
9. NICHOLS, R.V. BURDEMIN, F.M. LOWAN, A. ELLIOTT, D. IRONHAM, T. The use of critical crack opening displacement techniques for the selection of fracture resistant materials. In : I.I.W. doc. IX - 655 - 69.
10. CIOMACU, D. ARGHIRIADA, I. Temperature dependence of the crack opening displacement in OL50 (P.D.) carbon steel. In : REV. ROM. SCI. TECHN. METALURGIA, tome 17, nr.1, 1972, p.61-67.

11. CIOCILOV, D. Steel testing to critical crack opening displacement (COD). In : REV.ROUM.SCI.TECHN.METALLURGIE, tome 18. nr.2, 1975, p. 115 - 125.
12. DOLBY, E.L. SAUNDERS, G.G. Metallurgical factors controlling the heat affected zone fracture toughness of carbon : manganese and low alloy steels. In : I.I.W. doc.IX - 691 - 74.
13. x x x The toughness of weld heat affected zones. In : SEMINAR HANDBOOK. NATIONAL SEMINAR. London - 27 March 1974.
14. x x x Methods for crack opening displacement (COD) testing. DD 19:1972. British standard institution.
15. SALAGEAN, T. Comportarea la sudare a oțelurilor cu carbon și aliaj aliate. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 15, nr. 2, 1970, p. 249 - 274.
16. MASAYASU ARIKAWA, LEUMI ICHIHARA, KUNIAKI HAYASHI, TARASHI WADA, TOSHIO ARAI Effect of weld metal strength and hydrogen content on cracking. In : I.I.W.doc.II - 539 - 70.
17. BRADSTREET, B.J. Aciers à haute résistance en structures soudées. In : RAPPORT B.V.ROU.A.
18. HRIVNÁK, L. Théorie générale du traitement thermique des aciers dans l'intervalle  $A_1 - A_3$ . In : SOUD.TEC.CONTR., vol.24, nr. 1/2, 1970, p. 51 - 60.
19. x x x Etude des propriétés de ténacité et plus particulièrement de la résilience, ainsi que des structures de la zone thermiquement altérée en relation avec l'apport en énergie thermique lors du processus de soudage. Rapport nr. 3861 - Institut de recherches Breda - 1969.
20. MORARIU, ST. Sur le durcissement de la zone thermiquement affectée des aciers au carbone et aciers au carbone - manganèse avec la résistance de  $370-520 \text{ N/mm}^2$  - National Seminar No.20/1, "The toughness of weld heat affected zones", London, 27 partie 1974.

7. CERCETAREA EXPERIMENTALĂ A DURĂȚII ÎN ZONA  
SUDURII

1. RĂDĂU, M. Accepțiunile caracteristicilor de unitate în mecanica metalelor. In : Studii și cercetări de metalurgie, tom 13, nr.2, 1968, p. 441 - 465.

2. O'NEILL, H. Hardness measurement of metals and alloys. London. Chapman Hall. 1967 .
3. LYSAGHT, S.V. Indentation hardness testing. New York . American Chain & Cable Company Inc. , 1949.
4. BAHUAUD, J. BOIVIN, M. Analyse critique de l'essai de dureté. In : METALL-CORROSION-INDUSTRIE, nr.526, Juin, 1969, p. 205 - 236.
5. RATIU, M. LAMBERT, V. Considerații asupra reproducerii scării de duritate Brinell. In : studii și cercetări de metalurgie, tom 10, nr.2, 1965, p. 287 - 300.
6. HRUSCIOV, M.M. BABICAV, M.A. Issledovanie inaceivenis metallow. Moskva, Izdatelstvo Akademii Nauk S.S.S.R. 1960.
7. WEINGRABER, H. Technische Härtemessung. München. Carl Hanser, 1952.
8. FRENND, H. Handbuch der Mikroskopie in der Technik. Frankfurt am Main. Band 1/Teil 2, 1960.
9. JLEBBL, F. Handbuch der werkstoffprüfung. Berlin. Springer. Band2, 1955.
10. STÖFERLE, TH. THEIMERT, P.H. Kontinuierliche Härtemessung an praktischen Beispielen. In : WERKSTATT UND BETRIEB, 105, nr. 6, 1972, p. 427 - 431.
11. STÖFERLE, TH. THEIMERT, P.H. Verfahren zur kontinuierlichen Härtemessung von Metallen. In : WERKSTATT UND BETRIEB, 104, nr.5, 1971, p. 319 - 321.
12. MÜLLER, G. STAMMHOFF, J. Prüfung keramischer Spritzschichten. In : SCHWEISSTECHNIK, 19, nr.1, 1969, p. 43.
13. RATIU, M. Elemente de sclerometrie. In : Metrologia aplicată, vol.15, nr.0, 1968, p. 344 - 356.
14. MORARIU, ST. FICLIART, R. Acuratețea metodei de determinare a durității cu urmă continuă. Comunicare prezentată la " sesiunea științifică a Institutului de metrologie ", București, 24 - 25 sept. 1973.
15. BÜCKLE, H. L'essai de microdureté et ses applications. Paris Publications scientifiques et techniques du ministere de l'air. 1960.

16. x x x Tentative method of test for Bierbaum scratch hardness of plastic materials. ASTM Designation D 1526-58 T.
17. WILLIAMS, J.R. Hardness and hardness measurements. American Society for Metals.
18. MORARIU, ST. Considerații asupra standardizării încercării de duritate cu urma continuă. Lucrare în curs de publicare la revista "Standardizarea romana".
19. MOTT, B.W. Die Mikrohärteprüfung. Stuttgart. Berliner Union 1957.
20. x x x Etude des propriétés de ténacité, et plus particulièrement de la résilience, ainsi que des structures de la zone thermiquement altérée en relation avec l'apport en énergie thermique lors du processus de soudage. Rapport nr. 3861. Institut de recherches Breda, 1969.

8. PREVENIȚIA RUPERII FRAGILE A ZONEI  
IMEDIATE TERMIC

1. SCHULZ, G. Über die hochfesten ferritisch-perlitischen stähle. Auswertung des Schrifttums. In : SCHNEISSAN UND SCHNALDEN, Jahrgang 20, heft 3, 1968, p. 120 - 128.
2. WADE, J.B. HAINES, G.B. The welding of high strength structural steels. In : THE AUSTRALIAN WELDING JOURNAL, March, 1970, p. 9 - 24.
3. x x x Soudabilité des aciers en relation avec leurs caractéristiques de transformation. Etudes récentes au en cours sur la soudabilité des aciers en relation avec leurs transformations au cours du soudage. In : I.I.S. doc. IX - 467 - 02.
4. x x x Etude des propriétés de ténacité, et plus particulièrement de la résilience, ainsi que des structures de la zone thermiquement altérée en relations avec l'apport en énergie thermique lors du processus de soudage. Rapport nr. 3861. Institut de recherches Breda, 1969.
5. IVAN'KO, A.A. Handbook of hardness data. Israel program for scientific translations. Jerusalem, 1971.

6. x x x Recommendation for classification of steel for use in welded structures. In : I.I.W. doc. 704 - 70.
7. x x x Requirements for the prevention of brittle fracture. In : Doc. ISO/TOLL/SC2/WG15 (NL-3)5, September 1971.
8. WOODLEY, C.C. MACH, G.I. BURDEKIN, F.M. WELLS, A.A. Mild steel for pressure equipment at sub-zero temperatures. In : BRITISH WELDING JOURNAL, vol.11, nr.3, 1964, p.123-136.
9. BOYD, G.M. Brittle fracture in steel structures. London. Butterworths - 1970.
10. ROSE, A. Schweißbarkeit der hochfesten Baustähle, Einfluss der Schweißbedingungen auf das werkstoffverhalten. In : STAHL UND EISEN, 86, hefte 11, 1966, p. 667 - 672.
11. BURAT, F. HOFFMANN, W. Beitrag zur Schweißbarkeit unlegierter und niedriglegierter Bau- und Vergütungsstähle. In : SCHWEISSEN UND SCHNEIDEN, 14, hefte 7, 1962, p.289-299.
12. MILLER, K. Anwendung von ZTU-Schaubildern in der Schweißpraxis. In : SCHWEISSEN UND SCHNEIDEN, 12, hefte 7, 1960, p. 309 - 317.
13. INAGAKI, M. NAKAHARA, K. HARADA, K. MIYANI, Y. The effect of microstructure on notch toughness in weld heat-affected zone near bond of high strength steels. In : I.I.W. doc. IX - 440 - 65.
14. x x x The toughness of weld heat affected zones. In : SEMINAR HANDBOOK. NATIONAL SEMINAR. London, 27 March 1974.
15. DOLBY, R.S. SAUNDERS, G.G. Metallurgical factors controlling the heat affected zone fracture toughness of carbon, manganese and low alloy steels. In : I.I.W.doc.IX-091-74.
16. BARSCH, B. KAUP, K. KOCH, F.O. Einsatz von Novar PR - Stählen in Pipelinebau. In : HOESCH BERICHTS AUS FORSCHUNG UND ENTWICKLUNG UNSERER WERKE, band 7, heft 1/72, p.36-51.
17. DEBERT, K. BANGA, R. BERTRAM, W. Einfluss des Spannungsermüdhens auf die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge von schweißmündernd wärmebehandelten Proben aus wärmebesten feinkornbaustählen. In : ARCHIV FÜR DAS ELEKTROTECHNISCHEN, vol.45, nr.4, 1974, p. 245 - 255.

18. O'NEILL, H. Hardness measurement of metals and alloys. London. Chapman Hall, 1967.
19. GABRIKA, I. MILLEON, C. Proposition d'une nouvelle méthode d'essai de la soudabilité des aciers. In : I.I.S. doc. IX 1967.
20. GRANJON, H. DEBIEZ, S. GAILLARD, R. Résultats obtenus et nouvelles possibilités offertes par la méthode des implants pour l'étude de la soudabilité des aciers. In : I.I.S. doc. IX - 584 - 68. SOUD.TEC.CONN., vol.22, nr.3/4, 1968, p. 109 - 127.
21. GRANJON, H. DEBIEZ, S. GAILLARD, R. Étude de la soudabilité des aciers par la méthode des implants : Résultats actuels et perspectives nouvelles. In : I.I.S. doc. IX - 708 - 70. SOUD.TEC.CONN., vol.24, nr.3/4, 1970, p. 105 - 124.
22. GRANJON, H. DEBIEZ, S. Évaluation par la méthode du double implant du risque de fissuration lors du traitement de relaxation des ensembles soudés sur acier. In : I.I.S. doc. IX - 899 - 74.
23. IVENS, P.F.VAN DEN BERGH, A.A. Toughness of the heat affected zone of welds in C and C - Mn steels. Proposed selection of material groups and heat affected zone toughness levels with respect to the prevention of brittle fracture. In : I.I.S. doc. IX - 905 - 74.
24. KIHARA, H. The idea of the new SH steels. "Tentative specification for high yield strength steel plates for welded structures". In : I.I.S. doc. IX - 369 - 63.
25. x x x Recommendation pour les choix et la classification des aciers pour constructions soudées. In : I.I.S. doc. IX 22 - 59.
26. HAVERHALS, IR.J. The choice of safe welding procedures when making fillet welds in C - Mn structural steels, in order to avoid hydrogen cracking. In : I.I.S. doc. IX - 799 - 72.





A N E X E

INSTITUTUL PENITENȚAR  
TINERETII  
BIBLIOTECA CENTRALA

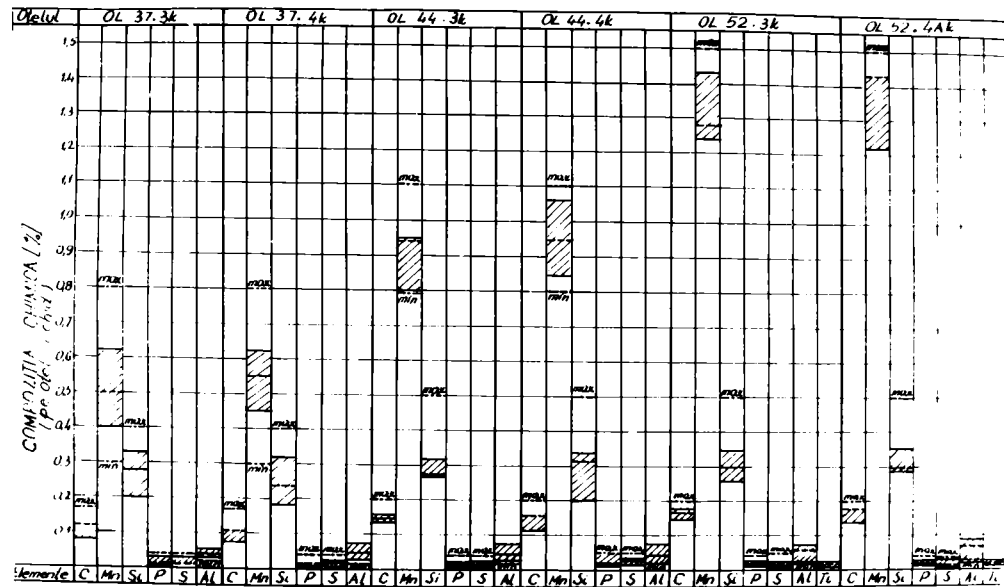


Figura 1. Compoziția chimică pe oxel fieră

— limite conform SRS 500 - 00  
 - - - - - serie experimentale  
 ▨ cerințe client

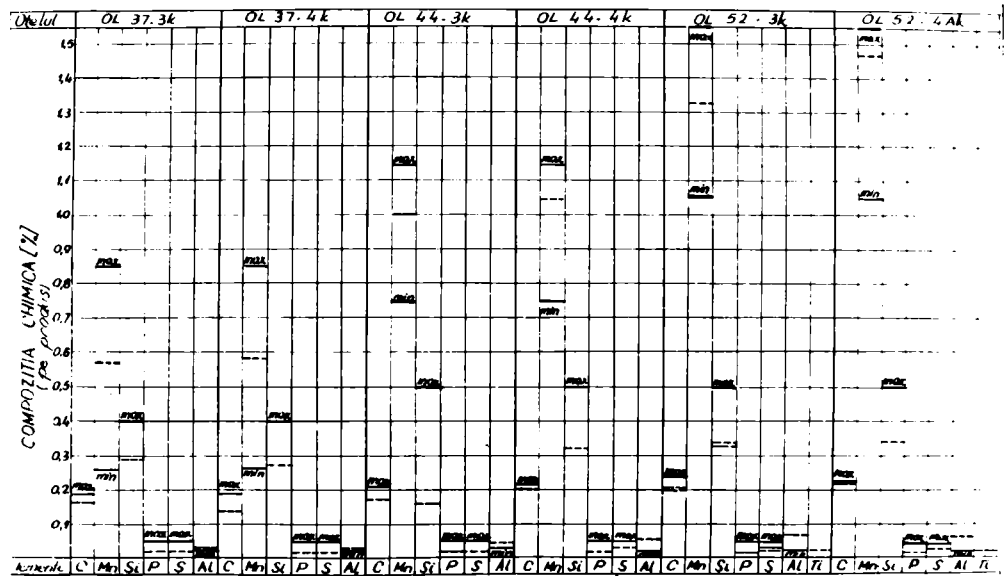


Figura 2. Compoziția chimică pe picuris

— limite conform SRS 500 - 00  
 - - - - - serie experimentale

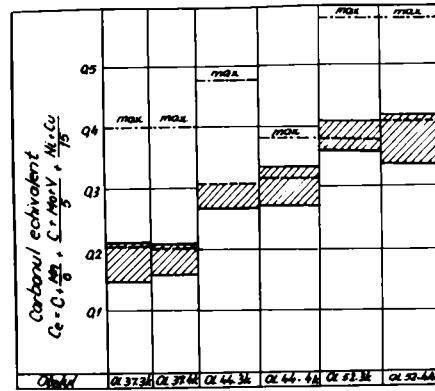
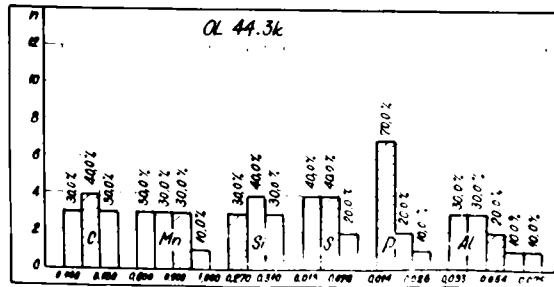
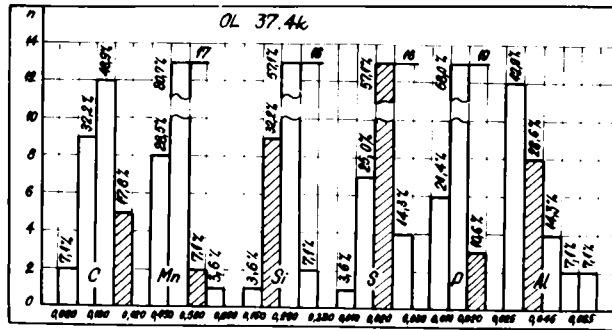
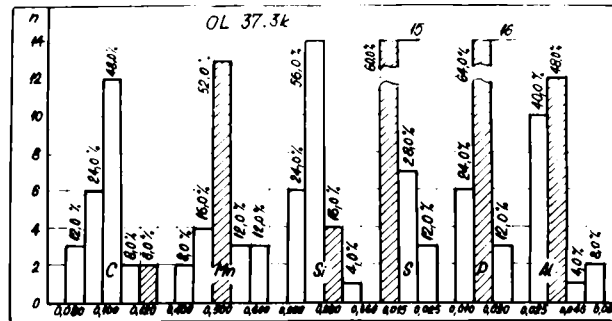


Figure 7. Carbon equivalent  
 --- Carbon equivalent  
 --- Carbon equivalent  
 ▨ Carbon equivalent





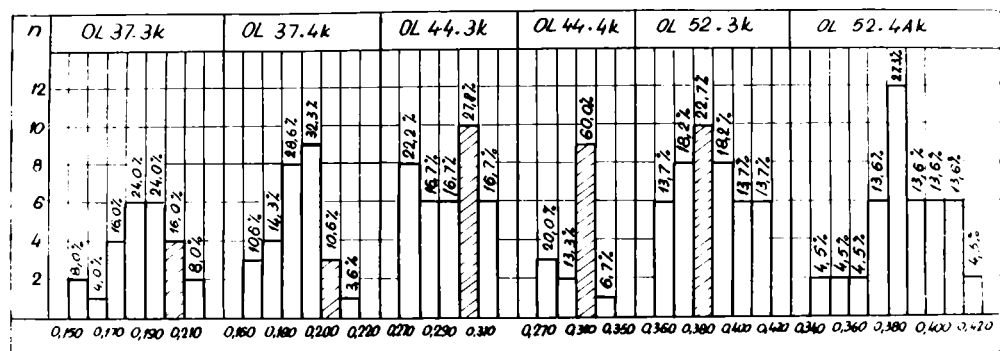


Figura 2. Niștoșurile carbonului echivalent

▨ surse experimentale

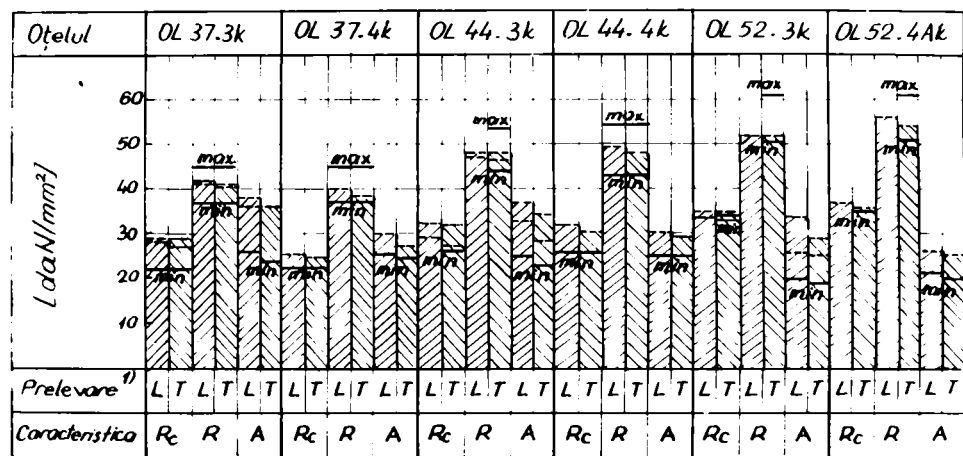


Figura 3. Caracteristicile mecanice ale oțelurilor

— Conform STAS 500-66

▨ surse experimentale

1) L = paralela cu direcția de laminare

T = perpendicular pe direcția de laminare

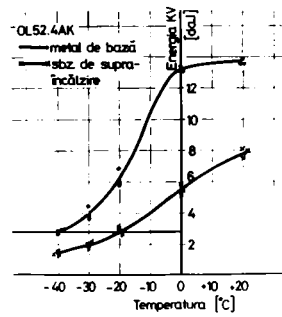
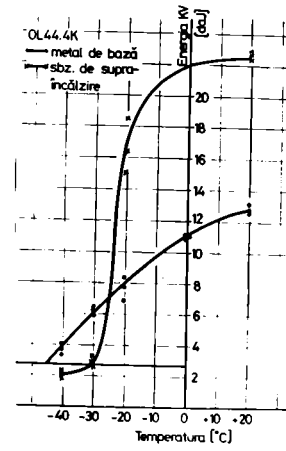
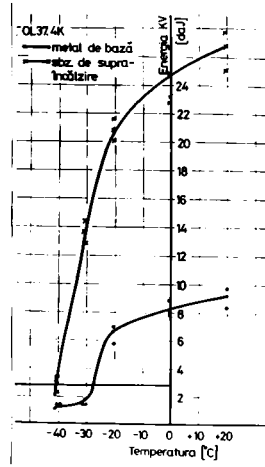


Figura 7. Variația energiei de supraîncălzire în funcție de temperatură

Institutul	PROIECT DE STANDARD	roz.plan Ins
român de	Incercarile metalelor. Incerca-	175/II 1974
standardizare	rea de duritate prin zgîriere	Clasificarea
		alfanumerică
		B.03

## 1. Generalitati

### 1.1. Domeniu de aplicare

Presentul standard stabilește elementele și condițiile tehnice pentru executarea încercării de duritate prin zgîriere, cu sarcini între 0,147 ... 4,90 N ( 0,015 ... 0,500 kgf ).

### 1.2. Principiul încercării

Incercarea constă în depresiunea rectilinie a piesei de încercat sub un penetrator prismatic cu baza triunghiulară, apăsat cu o sarcină  $F$  și în măsurarea lățimii urmei produse ( figura 1 ).

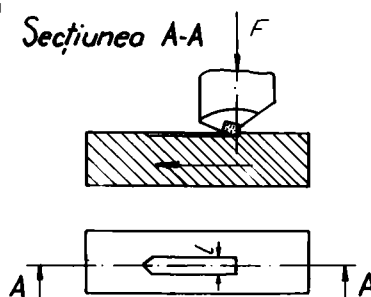


Figura 1.

### 1.3. Definiție

Duritatea prin zgîriere se exprimă prin raportul dintre sarcina aplicată asupra penetratorului, normală pe suprafața piesei de încercat și aria secțiunii transversale a urmei produse.

Date :	Elaborat : M.I.G.Șteu - Doc.1.1.	Elaborator :
30.06.74	Institutul de sudură și încercări	ing. Stefan
	de materiale - TIMIȘOARA	Morariu



## 1.4. Simboluri

Conform tabelului 1.

Tabelul 1.

Simbolul	Noțiunea	Unitatea de măsură
$\alpha$	Unghiul diedru la vîrf al fețelor laterale ale piramidei ( $\alpha = 120^\circ$ )	grade
F	Sarcina de încercare	N
l	lățimea urnei	mm
	Duritatea prin zgîriere sarcina de încercare	
	$= \frac{F}{\frac{l^2}{486\alpha}}$	
HZ	$= 0,7066 \frac{F}{l^2}$ pentru F exprimat în N respectiv	HZ
	$= 6,9282 \frac{F}{l^2}$ pentru F exprimat în kgf	
v	Viteza de zgîriere	mm/s

Pentru indicarea durității prin zgîriere se folosește simbolul HZ urmat de un indice reprezentînd sarcina (în kgf) și de un alt indice care indică viteza de deplasare a probei de încercat.

Exemplu de notare 192 HZ 0,50/0,1 = duritatea prin zgîriere măsurată sub o sarcină de 0,50 kgf, probe fiind deplasate cu o viteză de 0,1 mm/s.

## 2. Condiții tehnice

### 2.1. Aparatul

Aparatul pentru încercarea durității prin zgîriere trebuie să îndeplinească următoarele condiții :

- să fie prevăzut cu o masă mobilă de prindere a piesei de încercat care să asigure o deplasare lentă și uniformă cu o viteză de 0,05 ... 0,25 mm/s;

- să asigure fixarea penetratorului cu suprafața de agîriere a virfului de diamant perpendicular pe direcția de deplasare a mesei de prindere a piesei de încercat ;

- să permită aplicarea penetratorului normal pe suprafața piesei de încercat ;

- să permită apăsarea penetratorului cu o sarcină normală pe suprafața piesei de încercat cu o abatere de  $\pm 1 \mu$  ;

- să fie prevăzut cu un dispozitiv optic pentru măsurarea lățimii urmei la o mărire de 100... 400 x și cu veleren diviziunii de  $0,5 \mu$ , precizia de citire fiind de  $\pm 0,5$  diviziuni ;

- să asigure o iluminare constantă în tot timpul încercării ;

- să fie prevăzut cu amortizoare de vibrații.

### 2.2. Penetratorul

Penetratorul este alcătuit dintr-o prismă triunghiulară de diamant (1) cu unghiul diedru la virf  $120^\circ \pm 0,5$ , fixată într-o montură conforma figurii 2.

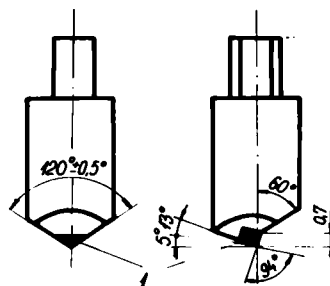


Figura 2.

Virful de diamant trebuie să îndeplinească următoarele condiții :

- bisectoarea unghiului diedru al virfului de diamant ( $120^\circ$ ) trebuie să fie în planul axei monturii penetratorului cu o abatere de maximum  $30'$  ;

- fețele laterale trebuie să formeze un virf ascuțit cu o teșire de cel mult  $0,002 \text{ mm}$  ;

- suprafețele trebuie să fie lustruite, lipsite de defecte (crăpături, știrbituri etc.) pe o distanță de  $0,2 \text{ cm}$  de la virf, vizibile la o mărire de 50 x .

### 2.3. Piese de încercat

Grosimea piesei trebuie să fie de cel puțin 3 l ,  
Suprafața care se examinează trebuie să fie prelucrată conform STAS 4203 - 63, pct. 2.3 și 2.4, cu rugozitatea  $R_{a\text{min}}$  0,10  $\mu\text{m}$ .

### 2.4. Sarcini de încercare

Microsarcinile de încercare se aleg conform tabelului 2.

Tabelul 2.

N	0,147	0,245	0,490	0,980	1,960	2,940	4,900
(kgf)	0,015	0,025	0,050	0,100	0,200	0,300	0,500

### 3. Executarea încercării

3.1. Încercarea se execută în condițiile atmosferei ambiante de încercare, conform STAS 6300 - 73.

3.2. Piese de încercat se fixează rigid pe masa aparatului. Abaterile de perpendicularitate a suprafeței piesei față de axa penetratorului poate fi de maximum 2°.

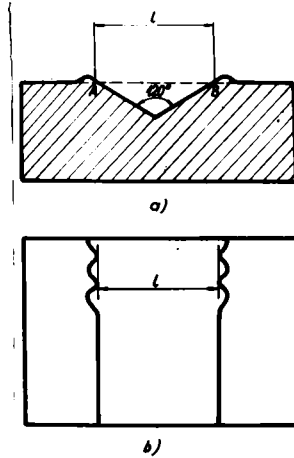
3.3. Penetratorul, sub acțiunea sarcinii, trebuie să pătrundă lent și fără șocuri în piesă.

3.4. Deplosarea mesei aparatului se execută lent , continuu, cu o viteză de așchiere prescrisă, care se va menționa în buletinul de încercare.

Lățimea urmei produse la deplosarea piesei trebuie să fie de cel puțin 0,010 mm.

3.5. Măsurarea urmei se urmări reperarea conturului în planul suprafeței piesei, neluându-se în considerare denivelările marginale ( figura 3 a ). Reperarea va fi dispusă după tangente interioare a conturului ( figura 3 b ).

3.6. Distanța dintre marginile cele mai apropiate a două urme alăturate sau până la marginea piesei trebuie să fie de cel puțin 2,5 l.



**Figura 3.**

**3.7.** Rezultatele încercării se indică în unități HZ cu o precizie de 0,1 HZ. Calculul se efectuează cu reloviile indicate în tabelul 1.

**4. Buletinul de încercare**

În buletinul de încercare se va indica :

- valorile curității ;
- sarcina aplicată ;
- viteza de zărirare ;
- orientarea direcției de zărirare pe piesă de încercat ( perpendiculară pe direcția de laminare, paralelă cu suprafața de laminare, radial etc.) ;
- etc.