

**UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMIȘOARA**

**FACULTATEA DE MECANICĂ**

Fiz. MIHAELA-LUMINIȚA PASCU

**TEZĂ DE DOCTORAT**

STUDIUL CORELAȚIEI ÎNTRE PROCESELE  
TERMICE LA SUDAREA CU FASCICUL  
DE ELECTRONI ȘI CARACTERISTICILE  
STRUCTURALE ȘI MECANICE ALE  
OȚELURILOR ALIATE

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

Conducător științific

Prof. dr. ing. VOICU SAFTA

- 1996 -

# CUPRINS

## Introducere

<b>Cap. 1 Considerații privind comportarea metalurgică la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate .....</b>	<b>11</b>
<b>1.1 Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate.....</b>	<b>11</b>
<b>1.2 Principalele teorii și mecanismele fragilizării structurale ale îmbinărilor sudate.....</b>	<b>22</b>
1.2.1 Teoria lanțetelor de austenită reziduală	
1.2.2 Teoria carburilor	
1.2.3 Mecanismul fragilizării structurale	
<b>1.3 Mecanismul durificării structurale la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate.....</b>	<b>31</b>
1.3.1 Durificarea datorită precipitării	
1.3.2 Durificarea datorită dislocațiilor	
<b>1.4 Cicluri termice la sudarea cu fascicul de electroni.....</b>	<b>34</b>
<b>1.5 Parametrii principali ai procesului de sudare cu fascicul de electroni și influența lor asupra formării îmbinării sudate.....</b>	<b>39</b>
1.5.1 Generalități	
1.5.2 Parametrii principali ai procesului de sudare cu fascicul de electroni	
1.5.3 Calculul puterii fasciculului de electroni	
1.5.4 Corelația între geometria îmbinării și parametri de sudare	

<b>Cap. 2 Instalații moderne de sudare cu fascicul de electroni.....</b>	<b>49</b>
<b>2.1</b> Descrierea și funcționarea unei instalații de sudare cu fascicul de electroni.....	<b>49</b>
2.1.1 Tunul electronic	
2.1.2 Camera de sudare	
2.1.3 Sistemul de alimentare	
2.1.4 Sistemul de vidare	
2.1.5 Sistemul de comandă și reglare	
2.1.6 Sistemul de urmărire și vizualizare a procesului de sudare	
<b>2.2</b> Instalații de sudare cu fascicul de electroni de putere mare.....	<b>62</b>
<b>2.3</b> Instalații de sudare cu fascicul de electroni în tandem.....	<b>65</b>
<b>2.4</b> Instalații de sudare cu fascicul de electroni cu material de adaos.....	<b>67</b>
<b>2.5</b> Instalația de sudare cu fascicul de electroni din dotarea ISIM Timișoara.....	<b>68</b>
<b>Cap. 3 Elaborarea programului experimental de cercetare a îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni din oțeluri aliate.....</b>	<b>71</b>
<b>3.1</b> Considerații generale asupra programului experimental.....	<b>71</b>
<b>3.2</b> Principalele oțeluri aliate cercetate.....	<b>73</b>
<b>3.3</b> Metodologia de investigare a îmbinărilor sudate realizate.....	<b>75</b>

<b>Cap. 4</b>	<b>Influența proceselor termice la sudarea cu fascicul de electroni asupra caracteristicilor structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri aliate.....</b>	<b>77</b>
<b>4.1</b>	Experimentări preliminare în vederea stabilirii tehnologiilor de sudare cu fascicul de electroni.....	77
4.1.1	Date generale	
4.1.2	Influența regimurilor de sudare asupra geometriei sudurilor cu pătrundere incompletă	
4.1.3	Corelațiile stabilite între viteza de sudare și adâncimea de pătrundere	
4.1.4	Corelațiile stabilite între puterea fasciculului și adâncimea de pătrundere	
4.1.5	Corelațiile stabilite între energia liniară la sudare și adâncimea de pătrundere	
4.1.6	Încercarea de duritate HV5	
<b>4.2</b>	Varianta A - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel W1.4301.....	<b>88</b>
4.2.1	Date generale	
4.2.2	Sudarea oțelului aliat W1.4301	
4.2.3	Analize structurale	
4.2.4	Încercarea de duritate HV1	
4.2.5	Încercări mecanice	
4.2.6	Testul de coroziune intercristalină	
4.2.7	Analize microfractografice	
4.2.8	Analiza microcompoziției chimice	
4.2.9	Concluzii	
<b>4.3</b>	Varianta B - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel 40Cr10.....	<b>97</b>
4.3.1	Sudarea oțelului 40Cr10	



4.3.2	Analiza metalografică a îmbinărilor sudate	
4.3.3	Încercări mecanice	
4.3.4	Aplicație	
4.3.5	Concluzii	
<b>4.4</b>	<b>Varianta C1 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel VSiCrW20.....</b>	<b>104</b>
4.4.1	Caracterizarea oțelului VSiCrW20	
4.4.2	Sudarea oțelului VSiCrW20	
4.4.3	Analiza metalografică	
4.4.4	Încercarea de duritate HV5	
4.4.5	Încercarea la tracțiune și analize microfractografice	
4.4.6	Concluzii	
<b>4.5</b>	<b>Varianta C2 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel CrV06.....</b>	<b>110</b>
4.5.1	Caracterizarea oțelului CrV06	
4.5.2	Sudarea oțelului CrV06	
4.5.3	Analiza metalografică	
4.5.4	Încercarea de duritate HV5	
4.5.5	Încercarea la tracțiune	
4.5.6	Concluzii	
<b>4.6</b>	<b>Varianta C3 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel 51VCr11A.....</b>	<b>115</b>
4.6.1	Caracterizarea oțelului 51VCr11A	
4.6.2	Condiții de sudare	
4.6.3	Analiza metalografică	
4.6.4	Încercarea de duritate HV5	
4.6.5	Încercarea la tracțiune și analize microfractografice	
4.6.6	Concluzii	

<b>4.7</b>	<b>Variantele D1 și D2 - îmbinări sudate eterogene din oțel CrV06 cu oțel rapid Rp5.....</b>	<b>120</b>
4.7.1	Caracterizarea oțelurilor	
4.7.2	Varianta D1 - Îmbinare eterogenă fără tratament termic după sudare	
4.7.3	Varianta D2 - Îmbinare eterogenă cu tratament termic după sudare	
4.7.4	Încercarea de duritate HV1	
4.7.5	Încercarea la tracțiune și analize microfractografice	
4.7.6	Concluzii	
<b>4.8</b>	<b>Varianta D3 - îmbinări sudate eterogene din oțel 51VCr11A cu oțel rapid Rp5.....</b>	<b>128</b>
4.8.1	Sudarea îmbinărilor eterogene	
4.8.2	Analiza metalografică	
4.8.3	Încercarea de duritate HV1	
4.8.4	Încercarea la tracțiune și analize microfractografice	
4.8.5	Concluzii	
<b>4.9</b>	<b>Variantele ER1, ER2 și ER3 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel RUL2.....</b>	<b>134</b>
4.9.1	Caracterizarea oțelului RUL2	
4.9.2	Sudarea oțelului RUL2	
4.9.3	Analiza metalografică	
4.9.4	Încercarea de duritate HV5	
4.9.5	Concluzii	
<b>4.10</b>	<b>Variantele ER4, ER5 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel RUL1.....</b>	<b>149</b>
4.10.1	Caracterizarea oțelului RUL1	
4.10.2	Sudarea oțelului RUL1	
4.10.3	Analiza metalografică	

4.10.4	Încercarea de duritate HV5	
4.10.5	Concluzii	
<b>Cap. 5</b>	<b>Investigarea calității îmbinărilor sudate</b>	<b>156</b>
5.1	Prescripții de calitate impuse îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni	156
5.2	Analiza comparativă a criteriilor de duritate impuse zonelor caracteristice îmbinărilor sudate	160
5.2.1	Criteriul de duritate maximă	
5.2.2	Criteriul "diferența de duritate maximă"	
5.3	Cercetarea stereometrică a fazelor dure din îmbinările sudate cu fascicul de electroni	166
5.3.1	Generalități	
5.3.2	Analiza stereometrică	
5.3.3	Analiza rezultatelor experimentale	
5.3.4	Concluzii	
<b>Cap. 6</b>	<b>Considerații finale și contribuții originale</b>	<b>184</b>
6.1	Considerații finale	184
6.2	Contribuții originale	186
	<b>Bibliografie</b>	<b>191</b>

## Introducere

În prezent, pe plan mondial, sudarea cu fascicul de electroni ocupă un loc important în diferite domenii industriale, cum ar fi construcția de mașini, aeronautica, energetica, electrotehnica.

Din punct de vedere științific și tehnic, cercetările vizează atât îmbunătățirea performanțelor tunurilor electronice, cât și dezvoltarea metodelor de investigare a calității îmbinărilor sudate.

Gradul înalt de automatizare a procesului de sudare permite controlul și reglarea precisă a parametrilor, ceea ce asigură reproductibilitatea acestora.

Complexitatea instalațiilor de sudare, implicit prețul de cost ridicat al acestora, face ca deocamdată, la noi în țară procedeul să se aplice pe scară restrânsă.

Particularitățile specifice procedurii de sudare cu fascicul de electroni fac posibilă realizarea unor îmbinări sudate din oțeluri aliate (oțeluri cu conținut ridicat de carbon și multiple elemente de aliere în procentaj ridicat), care la sudarea cu procedee convenționale ridică probleme importante de sudabilitate prin apariția fenomenelor de fragilizare-fisurare.

La sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate, un rol important îl constituie influența proceselor termice (încălzire-răcire) asupra caracteristicilor structurale și mecanice în zonele îmbinărilor sudate.

Problemele tratate în teza de doctorat urmăresc rezolvarea aspectelor științifice și tehnologice legate de sudarea cu fascicul de electroni și tratamentul termic după sudare la unele oțeluri aliate, folosite în industria construcțiilor de mașini, electrotehnică și chimică.

Teza de doctorat este structurată pe 6 capitole, cuprinde 202 pagini, 147 figuri și fotografii, 36 tabele și o listă bibliografică cu 114 titluri, în care sunt incluse și cele publicate de autor în domeniu.

Capitolul 1 prezintă considerații privind comportarea metalurgică la sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate. Se analizează fenomenele fizice și

metalurgice la sudare, pe baza modelelor de sursă termică existente. De asemenea, se prezintă echilibrul energetic la nivelul peretelui capilarului, pentru modelul sursei termice cilindrice, în vederea stabilirii distribuției fluxului termic.

Din punct de vedere metalurgic, structura oțelurilor aliate depinde în primul rând de compoziția chimică a lor. Determinarea structurii îmbinărilor sudate se poate face cu ajutorul diagramei Schäßler, completată de diagrama WRC.

În continuare, se prezintă principalele teorii și mecanismele fragilizării structurale a îmbinărilor sudate. Principalele teorii ale fragilizării structurale sunt teoria lanțetelor de austenită reziduală și teoria carburilor.

Mecanismul fragilizării structurale în zona influențată termic a îmbinărilor sudate este determinat de condițiile specifice impuse de ciclurile termice de la sudare. Astfel, în această zonă, precum și în zona metalului topit se creează condiții favorabile apariției structurilor și fazelor dure, care pot conduce la dezvoltarea fenomenelor de fragilizare-fisurare. La baza acestor fenomene stă mecanismul de apariție a fisurilor explicat prin modelul aglomerării dislocațiilor.

În vederea reducerii nivelului tensiunilor reziduale, ce pot produce fenomene de fragilizare-fisurare există mai multe metode, dar cea mai utilizată este aplicarea tratamentului termic de detensionare. Acesta influențează favorabil caracteristicile structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate, prin reducerea nivelului tensiunilor reziduale și restaurarea ductilității zonelor fragilizate.

Cea mai importantă condiție impusă oțelurilor aliate sudabile este aceea de a avea în zona influențată termic și în zona metalului topit caracteristici mecanice la nivelul metalului de bază. Cercetările efectuate au arătat că rezistența la rupere depinde de două mecanisme principale: durificarea datorită precipitării și durificarea datorită dislocațiilor. Din acest punct de vedere, se menționează faptul că aceste fenomene nu sunt pe deplin elucidate.

În continuare, se prezintă ciclurile termice la sudarea cu fascicul de electroni. Temperatura maximă din zona influențată termic poate fi corelată cu

distanța de la axa sudurii, temperatura inițială a materialului și lățimea zonei topite. Viteza de răcire se apreciază prin parametrul  $t_{8/5}$ , reprezentând durata răcirii materialului în intervalul 800-500°C.

Comparând ciclurile termice specifice sudării cu fascicul de electroni putem concluziona că:

- timpii de încălzire sunt mult mai scurți
- durata de menținere la temperatură înaltă este mai redusă
- timpii de răcire,  $t_{8/5}$ , au valori apropiate în cazul metalelor cu grosime mică și medie, dar sunt mai mari în cazul materialelor cu grosime mare.

În finalul capitolului 1 se prezintă parametrii principali ai procesului de sudare cu fascicul de electroni și influența lor asupra formării îmbinărilor sudate. Se pune în evidență corelația între acești parametri, derivată din modelul Hashimodo - Matsuda pentru calculul puterii fasciculului de electroni. De asemenea, se prezintă influența tensiunii de accelerare și a curentului fasciculului asupra geometriei unei îmbinări sudate realizate din oțel inoxidabil.

Capitolul 2 cuprinde date generale privind instalațiile de sudare cu fascicul de electroni.

La început se prezintă descrierea și funcționarea unei instalații de sudare. Se pune accent pe modul de construcție și funcționare a tunului electronic. De asemenea, în cadrul instalației, un rol determinant în procesul de sudare îl are sistemul de comandă și reglare a parametrilor de sudare. În funcție de modul de comandă al fasciculului, există posibilitatea sudării în mai multe poziții, importantă fiind sudarea cu fascicul orizontal, utilizată în cazul materialelor de grosime mare.

Urmărirea și vizualizarea procesului de sudare cu fascicul de electroni se poate realiza în trei moduri: cu ajutorul unei lunete de vizualizare (periscop), prin sistem de televiziune cu circuit închis, respectiv cu ajutorul unui dispozitiv "Reflectron" pe bază de electroni retrodifuzăți.

În continuare, se prezintă câteva tipuri reprezentative de instalații de sudare cu fascicul de electroni.

În prezent, o dezvoltare impetuoasă au luat-o instalațiile de sudare de putere mare, care operează cu tensiuni de accelerare până la 600 kV. În acest caz, tunul electronic de tensiune de accelerare ultra-înaltă funcționează cu 13 trepte de accelerare, prima treaptă de accelerare fiind de 100kV.

Pentru a elimina unele defecte de sudare, inerente procedurii, s-au dezvoltat instalații de sudare cu fascicul de electroni în tandem, care se aplică, de regulă, la sudarea tablelor subțiri cu viteză ridicată.

Fără de procedul de sudare obișnuit, se poate realiza și sudarea materialelor de grosime mare cu material de adaos, prin mai multe treceri. În acest caz, este necesară prelucrarea unui rost în V sau Y. Materialul de adaos se folosește pentru a umple un mic rost între componentele de sudat, respectiv pentru a completa exteriorul suprafeței de sudare cu material pentru îmbunătățirea aspectului (trecere cosmetică). Calitatea materialului de adaos trebuie să corespundă caracteristicilor metalurgice și mecanice ale metalului de bază.

Instalația de sudare cu fascicul de electroni din dotarea ISIM dispune de un tun electronic de tip ELA 60/60 și permite atât sudarea în regim continuu, cât și în regim de impulsuri.

Principalele caracteristici tehnice ale instalației sunt:

- |   |             |
|---|-------------|
| – puterea maximă,                           | 60 kW       |
| – tensiunea de accelerare,                  | 60 kV       |
| – curentul fasciculului, reglat în domeniul | 2...1000 mA |
| – distanța de tir,                          | 50...200 mm |
| – unghiul de deflexie,                      | 10 °        |
| – tensiunea de alimentare,                  | 380/220 V   |
| – puterea absorbită,                        | 110 kVA     |

Instalația permite sudarea într-o singură trecere a diferitelor tipuri de oțel cu grosimi până la 120 mm, a titanului și a aliajelor sale cu grosimea max. 150 mm, respectiv a aluminiului și a aliajelor sale cu grosimea max. 200 mm.

Capitolul 3 cuprinde elaborarea programului experimental de cercetare a îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni, prezentarea principalelor oțeluri aliate cercetate, respectiv variantele de sudare utilizate.

Cercetarea corelației între procesele termice la sudarea cu fascicul de electroni și caracteristicile structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri aliate impune, în prezent abordarea simultană a mai multor metode de investigare a fenomenelor metalurgice.

Extinderea cercetărilor pentru îmbunătățirea unor caracteristici structurale și mecanice ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate prin aplicarea unor variante de tratament termic după sudare permite atât aprecierea transformărilor structurale datorate ciclurilor termice de tratament, cât și stabilirea structurilor specifice care să asigure caracteristici mecanice ale îmbinărilor sudate la nivelul metalului de bază.

Programul experimental urmărește analizarea unor variante de îmbinări din oțeluri aliate, sudate cu fascicul de electroni, prin metode metalografice, respectiv încercări mecanice la care se adaugă o serie de metode moderne de investigare microstructurală (stereometrie, microfractografie, etc.).

În cadrul programului experimental s-au ales oțeluri reprezentative, care să acopere domeniile principale din industria construcțiilor de mașini și anume: domeniul fabricării sculelor așchietoare, domeniul oțelurilor rezistente la coroziune, domeniul fabricării arcurilor, respectiv domeniul fabricării componentelor de rulmenți. Aceste oțeluri prezintă o sudabilitate limitată la aplicarea procedeelor convenționale de sudare, făcând dificilă construcția prin sudare a unor componente. La baza acestor dificultăți se află gradul înalt de aliere, respectiv valoarea ridicată a carbonului echivalent.

Folosirea procedurii de sudare cu fascicul de electroni la oțelurile aliate alese înlătură o serie de dezavantaje menționate anterior, în sensul că ciclurile



termice specifice procesului afectează pe zone înguste caracteristicile structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate, pe ansamblu aceste caracteristici fiind la nivelul metalului de bază. De asemenea, desfășurarea procesului de sudare în vid asigură protecția îmbinării sudate față de impurificarea cu gazele din atmosferă și conferă o calitate superioară îmbinării sudate.

Programul experimental a cuprins următoarele variante de sudare:

- Varianta A: sudarea oțelului austenitic W1.4301
- Varianta B: sudarea oțelului 40 Cr 10
  - varianta B1 - sudarea fără preîncălzire
  - varianta B2 - sudarea cu preîncălzire
  - varianta B3 - aplicarea unui tratament termic după sudare
- Varianta C: sudarea oțelurilor aliate VSiCrW20, CrV06 și 51VCr11A
  - varianta C1 - sudarea oțelului VSiCrW20
  - varianta C2 - sudarea oțelului CrV06
  - varianta C3 - sudarea oțelului 51VCr11A
- Varianta D: sudarea combinațiilor de oțeluri aliate CrV06 cu oțel rapid Rp5, respectiv 51 VCr11A cu oțel rapid Rp5
  - varianta D1 - sudarea oțelului CrV06 cu oțel rapid Rp5
  - varianta D2 - sudarea oțelului CrV06 cu oțel rapid Rp5 urmată de tratament termic după sudare
  - varianta D3 - sudarea oțelului 51VCr11A cu oțel rapid Rp5
- Varianta E: sudarea oțelurilor RUL1, RUL2
  - varianta ER1- sudarea oțelului RUL2 cu regimul 1
  - variantele ER1+ Rev1 } - sudarea oțelului RUL2 cu regimul 1 și  
                                  : } aplicarea unor tratamente termice după  
                                  ER1+ Rev6 } sudare (Rev1, ... , Rev6)
  - varianta ER2 - sudarea oțelului RUL2 cu regimul 2
  - varianta ER3 - sudarea oțelului RUL2 cu regimul 3
  - varianta ER4 - sudarea oțelului RUL2 cu regimul 4

-varianta ER5 - sudarea oțelului RUL1 cu regimul 5

-ER5 + Rev5 } -sudarea oțelului RUL1 cu regimul 5, urmat de  
ER5 + Rev6 } tratamentele termice după sudare, Rev5 și Rev6

Îmbinările sudate obținute au fost supuse unui program de analize structurale și încercări mecanice.

Capitolul 4 cuprinde un studiu al influenței proceselor termice la sudarea cu fascicul de electroni asupra caracteristicilor structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțelurile aliate alese.

La început se prezintă un program de experimentări preliminare realizat cu scopul de a studia influența parametrilor fasciculului de electroni asupra geometriei îmbinărilor sudate. Astfel, s-a urmărit influența regimurilor de sudare asupra geometriei sudurilor cu pătrundere incompletă. Pe baza rezultatelor obținute s-au stabilit corelații între adâncimea de pătrundere și viteza de sudare, respectiv între adâncimea de pătrundere și puterea fasciculului. Aceste corelații s-au obținut prin metode statistice de prelucrare a datelor experimentale.

În continuare, se prezintă fiecare variantă de sudare aferentă tipului de oțel cercetat.

Astfel, la sudarea oțelului inoxidabil austenitic W1.4301 nu s-au observat defecte de sudare, analizele microscopice punând în evidență structuri normale austenitice cu ferită delta și carburi complexe. Încercările mecanice au relevat caracteristici de rezistență la nivelul materialului de bază.

Sudarea oțelului 40 Cr 10 s-a realizat în diferite condiții, având în vedere susceptibilitatea sa la fragilizare. Astfel, s-au experimentat variante de sudare cu preîncălzire, respectiv cu tratament termic după sudare. În urma rezultatelor experimentale obținute s-a ales varianta de sudare cu preîncălzire. În acest caz, caracteristicile de rezistență ale îmbinării sudate sunt la nivelul metalului de bază, iar valorile de duritate scad semnificativ.

Pentru sudarea oțelului VSiCrW20 s-a selectat un regim de sudare, care să asigure caracteristici mecanice la nivelul materialului de bază, fără a se

observa defecte de sudare. De asemenea, s-au înregistrat valori de duritate acceptabile.

În cazul sudării oțelului CrV06 s-a ales un regim de sudare cu care s-au obținut îmbinări sudate fără defecte. Cu toate că analizele metalografice au relevat structuri dure, martensitice, cu valori de duritate ridicată, prin încercarea la tracțiune ruperea a avut loc în metalul de bază, cu caracter mixt ductil-fragil.

Realizarea îmbinărilor sudate eterogene din oțel CrV06 cu oțel rapid Rp5 s-a făcut în două variante: cu și fără tratament termic după sudare. S-a constatat că aplicarea tratamentului termic de detensionare după sudare nu conduce la îmbunătățirea caracteristicilor structurale ale ZIT, respectiv MT, ceea ce a dus la înlocuirea lui cu un tratament termic de recoacere de normalizare. În acest caz, s-au observat modificări structurale specifice (finisarea grăunților), respectiv scăderea valorilor de duritate în zonele caracteristice îmbinării sudate. Din punct de vedere al rezistenței la rupere nu există diferențe semnificative între cele două variante.

Îmbinările sudate eterogene din oțel 51VCr11A cu oțel rapid Rp5 au fost supuse unui tratament termic după sudare, similar celui anterior, în vederea eliminării defectelor de sudare.

Analiza microscopică a relevat prezența unor structuri sorbitice cu carburi, a căror duritate nu depășește 500 HV1.

La încercarea la tracțiune a îmbinărilor sudate, ruperea a avut loc în metalul de bază, la valori ridicate, prezentând un caracter ductil.

Procesele termice la sudarea cu fascicul de electroni a oțelului RUL2, respectiv RUL1, produc transformări structurale în zona influențată termic și în zona metalului topit, în sensul dezvoltării structurilor dure martensito-bainitice, cu valori de duritate până la 700 HV5. Aplicarea tratamentelor termice de revenire după sudare au o influență semnificativă asupra ZIT și MT, în sensul scăderii accentuate a durității prin transformarea constituenților duri în structuri de revenire.

Capitolul 5 prezintă aspecte privind aprecierea calității îmbinărilor sudate.

La început se prezintă, cu titlu informativ, prescripțiile de calitate impuse sudurilor cu fascicul de electroni, prevăzute de DIN 8563/parte 11, deoarece în prezent, la noi în țară, nu există un standard similar.

În continuare, se face o analiză comparativă a criteriilor de duritate impuse zonelor caracteristice îmbinărilor sudate.

La sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate au loc durificări locale în zona influențată termic și în zona metalului topit, datorate în special vitezelor de răcire ridicate și precipitării carburilor complexe. Din acest motiv, criteriul de duritate maximă de 350 HV5 valabil pentru procedeele de sudare convenționale nu poate fi respectat, ca de altfel nici criteriul de diferență de duritate admisă, variabilă.

Duritatea maximă în zona influențată termic se tolerează în funcție de valoarea carbonului echivalent din metalul de bază, de conținutul de hidrogen din sudură, de condițiile de eliminare a hidrogenului, precum și de condițiile de solidificare a metalului topit.

În cazul sudării cu fascicul de electroni, procesul având loc în vid, nu există pericolul contaminării băii de metal topit cu hidrogen sau alte impurități din atmosferă.

În vederea caracterizării durificării structurale în ZIT și MT se propune un estimator  $(\Delta HV5)_{\max}$  numit gradientul maxim de duritate.

În continuare, se prezintă rezultatele obținute prin analiza stereometrică a fazelor dure din îmbinările sudate cu fascicul de electroni. Principalii parametri stereometrici cantitativi analizați au fost conținutul global de constituenți structurali și faze dure, respectiv dimensiunea medie a particulelor.

S-a determinat variația conținutului de faze dure (carburi) în funcție de zonele caracteristice pentru variantele de sudare analizate.

Capitolul 6 cuprinde considerații finale care se desprind din teza de doctorat, respectiv contribuțiile originale ale autorului.

Teza de doctorat se înscrie în preocupările actuale de abordare multilaterală a comportării la sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate. Rezultatele obținute, prezentate în teză, sunt urmarea unei activități de mai mulți ani desfășurate de autor, în cadrul ISIM Timișoara.

Pe această cale, adresez cele mai sincere mulțumiri conducătorului științific, dl. prof. dr. ing. Voicu Safta pentru solitudinea și îndrumarea de înaltă competență, pentru sprijinul efectiv acordat pe parcursul elaborării tezei.

Mulțumesc în mod deosebit, d-lui dr. ing. Dorin Dehelean, directorul ISIM Timișoara, pentru ajutorul neprecupețit acordat de-a lungul întregii mele activități în acest domeniu. De asemenea, mulțumesc colegilor din institut care m-au sprijinit și m-au încurajat în realizarea tezei.

De asemenea, îmi exprim cele mai calde mulțumiri, colaboratorilor de la IFIN București, în special d-lui ing. Corneliu Bătulescu pentru ajutorul continuu și dezinteresat de-a lungul multor ani de colaborare.

## **Cap. 1 Considerații privind comportarea metalurgică la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate**

### **1.1. Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate**

Procedeul de sudare cu fascicul de electroni face parte din categoria procedeelor de sudare prin topire. Sursa termică o constituie un fascicul de electroni concentrat, accelerat la o viteză ridicată, deci având energie cinetică mare. Densitatea de putere ce caracterizează procedeul este de ordinul  $10^8$ - $10^9$  W/cm<sup>2</sup> [1]. Din acest motiv, fenomenele care apar la interacțiunea fascicului de electroni cu materia sunt complet diferite de cele specifice procedeelor convenționale de sudare prin topire. Densitatea ridicată de putere reduce pierderile prin conducție termică și controlează adâncimea de pătrundere a sudurii [2].

La impactul fascicului de electroni cu un material, are loc pătrunderea fascicului până la o anumită adâncime, la nivelul căreia se cedează energia cinetică. Prin creșterea în continuare a densității de putere a fascicului se produce o încălzire puternică a materialului, care conduce la vaporizarea acestuia și la modificarea geometriei zonei încălzite. Sub acțiunea vaporilor produși se formează un tub capilar cu adâncime mare, înconjurat de un înveliș subțire de metal topit. Acest capilar se menține în echilibru sub acțiunea presiunii exercitate de fascicul, a presiunii de evaporare a materialului, a presiunii vaporilor produși, a tensiunii superficiale a metalului topit, respectiv a greutateii acestuia [3]. Prin aceasta, energia fascicului de electroni este cedată materialului pe întreaga suprafață a capilarului [4]. Prin deplasarea relativă a unei piese față de fasciculul de electroni, metalul topit care înconjoară capilarul curge în acesta, producându-se, prin solidificare, îmbinarea sudată.

S-a constatat că la sudarea în poziție orizontală a componentelor are loc o limitare a adâncimii de pătrundere a fascicului, chiar dacă densitatea de

putere crește [5]. Astfel, s-au realizat adâncimi de pătrundere până la 140 mm. Peste această valoare, prin sudarea componentelor în poziție verticală s-au obținut adâncimi de pătrundere până la 300-400 mm [6].

Datorită densității ridicate de putere, în zonele caracteristice unei îmbinări sudate cu fascicul de electroni se produce un gradient de temperatură mult mai ridicat decât în cazul altor procedee de sudare. Câmpul termic la sudare, deci distribuția temperaturii în jurul capilarului în mișcare, se poate determina în funcție de modelul adoptat pentru fasciculul de electroni ca sursă termică. Astfel, fasciculul de electroni poate fi considerat ca sursă termică liniară, sursă multi-liniară, respectiv sursă cilindrică.

Sursa termică distribuită liniar este cea mai simplă posibilitate, dar nu se pot obține relații complete privind distribuția de energie. Acest model nu se poate aplica la sudarea cu viteză redusă, deoarece are loc o modificare semnificativă a geometriei sudurii [7].

Modelul de sursă multi-liniară ia în considerare distribuția de energie, bazându-se pe ipoteza de bază a surselor liniare, conform căreia energia absorbită pe unitate de grosime (adâncime) este constantă. Acest model este aplicabil sudurilor cu pătrundere completă, dar nu este valabilă în cazul sudurilor parțial pătrunse.

Modelul de sursă termică cilindrică în mișcare presupune existența unui capilar circular, la care se cunoaște temperatura peretelui capilarului. Acest model este bi-dimensional, neglijându-se pierderile prin conducție pe grosimea materialului. Astfel, se consideră variabilă energia absorbită de-a lungul adâncimii de pătrundere, datorită modificării razei și temperaturii superficiale a metalului topit din capilar. De asemenea, se ține seama de influența formei capilarului asupra geometriei îmbinării sudate [8].

Modelul de sursă termică cilindrică consideră capilarul de formă circulară pe toată grosimea materialului, având temperatura superficială egală cu temperatura de vaporizare a materialului.

Calculul distribuției temperaturii în material după modelul de sursă cilindrică în mișcare necesită cunoașterea razei capilarului de-a lungul adâncimii de pătrundere și temperatura superficială a lichidului la peretele capilarului.

La adâncimea  $h$  se poate stabili un echilibru de forțe între presiunea hidrostatică produsă de greutatea metalului lichid, presiunea de vapori în interiorul capilarului și forța de tensiune superficială (fig. 1.1).

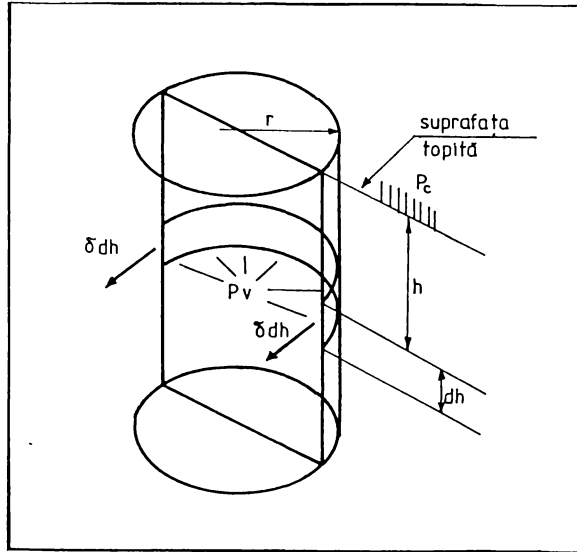


Figura 1.1 - Distribuția forțelor în capilar

Forța datorită presiunii de vapori se poate exprima prin relația:

$$F_{pv} = 2 \cdot r \cdot P_v \cdot dh \quad (1.1)$$

Forța datorită presiunii hidrostatice este:

$$F_g = 2 \cdot r (P_h + P_c) \cdot dh \quad (1.2)$$



Forța datorită tensiunii superficiale este dată de relația:

$$F_{\sigma} = 2 \cdot \sigma \cdot dh \quad (1.3)$$

unde:

$P_v$  - presiunea de vapori

$P_h$  - presiunea hidrostatică

$P_c$  - presiunea camerei

$\sigma$  - tensiunea superficială

$r$  - raza capilarului la adâncimea  $h$

Ecuția de echilibru a forțelor se poate scrie sub forma:

$$F_{pv} - F_g = F_{\sigma} \quad (1.4)$$

de unde rezultă că:

$$P_v - (P_h + P_c) = \frac{\sigma}{r} \quad (1.5)$$

În condiții de echilibru, la interfața lichid-gaz, temperatura peretelui capilarului este egală cu temperatura de vaporizare.

Presiunea hidrostatică este dată de relația:

$$P_h = \rho \cdot g \cdot h \quad (1.6)$$

unde:

$\rho$  - masa specifică a metalului lichid

$g$  - accelerația gravitațională

$h$  - adâncimea la care se aplică ecuația de echilibru

Tensiunea superficială depinde liniar de temperatura la suprafața peretelui capilarului după relația:

$$\sigma = a_1 - a_2 T_v \quad (1.7)$$

Determinarea temperaturii  $T_v$  la adâncimea  $h$ , pentru un capilar cu raza  $r$  se poate face prin metoda iterației, cu ajutorul următoarelor relații:

- a) Presiunea hidrostatică, calculată :  $P_h = \rho \cdot g \cdot h$
- b) Temperatura  $T_v$ , presupusă :  $T_v^k$
- c) Tensiunea superficială, calculată :  $\sigma^k = a_1 - a_2 T_v^k$
- d) Presiunea de vapori, obținută :  $P_v^k = P_h + P_c + \frac{\sigma^k}{r}$
- e) Noua temperatură  $T_v$ , calculată :  $T_v^{k+1} = a(P_v^k)^b$

Pașii c), d), e) se repetă până la obținerea convergenței valorilor.

a, b - constante

Trebuie menționat că acest model nu se poate aplica vis-à-vis de modelul surselor termice liniare, la care geometria capilarului este sferică, nu cilindrică.

În cadrul acestui model, raza capilarului scade odată cu adâncimea, datorită modificării temperaturii la suprafața peretelui capilarului.

La sudarea cu fascicul de electroni se presupune că energia cinetică a fascicului este absorbită de pereții capilarului, neglijând atenuarea fascicului la trecerea prin vaporii de metal. Corelând cu cele spuse anterior, se poate considera că variația temperaturii depinde de proprietățile materialului și modificările de fază.

În fig. 1.2 se prezintă echilibrul energetic la nivelul peretelui capilarului, pentru modelul sursei termice cilindrice.

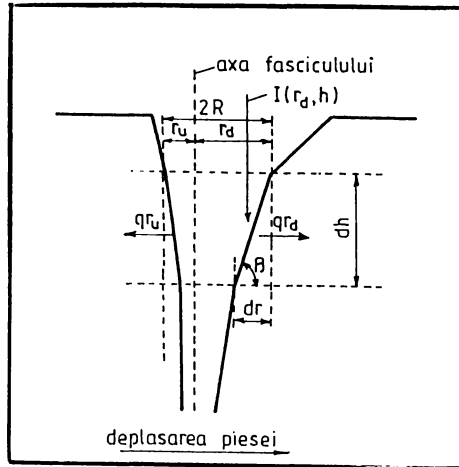


Figura 1.2 - Echilibrul energetic în capilar

Se iau în considerare următoarele ipoteze:

- Secțiunea transversală a capilarului este circulară, dar nu neapărat concentric cu axa fasciculului;
- Curgerea termică axială este neglijabilă în comparație cu cea radială;
- Suprafața lichidului din capilar este în echilibru cu gazul, deci temperatura sa este temperatura de saturație a presiunii de gaz.

În conformitate cu echilibrul curgerii termice, diferența între energia inițială și energia pierdută prin conducție termică sub un unghi  $\beta$  va crește dacă energia inițială este mai mare decât energia pierdută prin conducție radială.

Pentru fiecare unghi  $\theta$  definit în jurul centrului capilarului se poate scrie o relație de echilibru termic sub forma:

$$\alpha l(r_i, h) \cdot r \cdot d\theta \cdot dr = q(\theta, r) \cdot r \cdot d\theta \cdot dh \quad (1.8)$$

unde rezultă că:

$$\operatorname{tg}\beta = \frac{dh}{dr} = \frac{\alpha I(r_i, h)}{q_r(\theta, r)} \quad (1.9)$$

unde:

$\alpha$  - coeficientul de absorbție superficială, la o putere normală;

$I$  - densitatea de putere la adâncimea  $h$  la o rază a capilarului  $r_i$ , față de axa fascicului de electroni;

$r$  - raza capilarului;

$q_r$  - fluxul termic radial, care depinde de raza capilarului  $r$ , temperatura la suprafață,  $T_v$ , respectiv de poziția unghiului  $\theta$ .

Cu toate că ecuația (1.8) poate fi folosită la orice unghi  $\theta$ , ipoteza capilarului circular conduce la calcularea geometriei capilarului prin integrarea numerică numai pentru două poziții ale unghiului:  $\theta=0$  și  $\theta=\pi$ .

Dacă razele capilarului corespunzătoare acestor valori sunt  $r_d$  și  $r_u$ , atunci:

$$\left(\frac{dh}{dr}\right)_d = \frac{\alpha I(r_d, h)}{q_r(0, r)} \quad (1.10)$$

respectiv:

$$\left(\frac{dh}{dr}\right)_u = \frac{\alpha I(r_u, h)}{q_r(\pi, r)} \quad (1.11)$$

Acste ecuații pot fi integrate radical, pentru fiecare nivel  $h$ , pentru a obține valorile  $r_d$  și  $r_u$  la  $(h+dh)$ . Astfel, se poate calcula raza capilarului la  $(h+dh)$  prin relația:

$$r = \frac{r_d + r_u}{2} \quad (1.12)$$

În aceste condiții, fluxul termic la nivelul  $(h+dh)$  se poate aprecia prin relațiile:

$$(q_r)_u = -k \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right)_{\theta=\pi} \quad (1.13)$$

respectiv:

$$(q_r)_d = -k \left( \frac{\partial T}{\partial r} \right)_{\theta=0} \quad (1.14)$$

unde distribuția termică  $T(r, \theta)$  se obține prin alegerea modelului termic de vaporizare.

Din punct de vedere metalurgic, structura oțelurilor aliate depinde în primul rând de compoziția lor. Elementele de aliere principale pot fi:

- austenitizante sau gamagene, cum ar fi: Ni, C, Cu, Mn, N
- feritizante sau alfa-gene, cum ar fi: Cr, Mo, Si, Al, W, Nb.

Acțiunea elementelor de aliere asupra structurii se poate aprecia cu ajutorul noțiunilor de *crom echivalent* și *nichel echivalent*. Valorile acestora se pot calcula conform relațiilor [9]:

$$Cr_e = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb \quad (1.15)$$

respectiv:

$$Ni_e = Ni + 30C + 0,5Mn \quad (1.16)$$

Determinarea structurii îmbinării sudate se poate face cu ajutorul diagramei Schöffler, stabilite pe baza cromului echivalent și a nichelului echivalent (fig. 1.3).

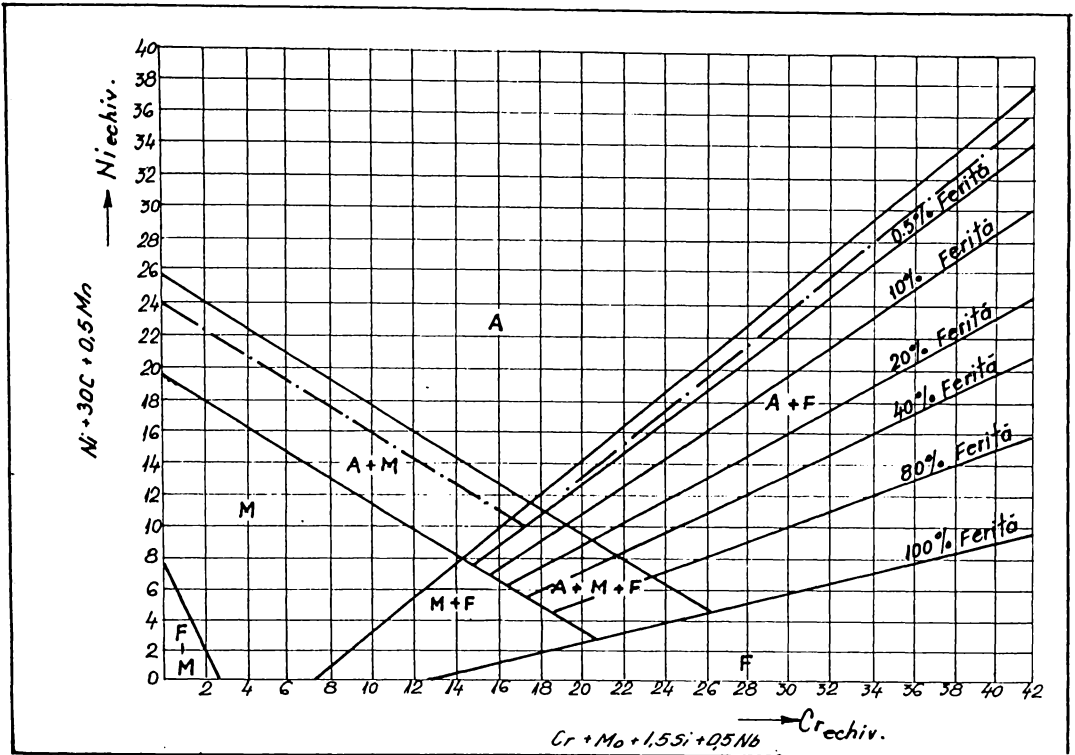


Figura 1.3 - Diagrama Schäffler

Din diagrama Schäffler se desprind domeniile în care se plasează diferitele tipuri de oțeluri inoxidabile (>12% Cr). Astfel, în funcție de structură aceste oțeluri pot fi:

- austenitice
- feritice
- martensitice
- ferito-austenitice (duplex)

Oțelurile austenitice conțin ca principale elemente de aliere cromul (16-26%) și nichelul (6-26%) având un conținut de carbon de aproximativ 0,1% [10].

Oțelurile austenitice se caracterizează prin rezistență ridicată la coroziune, tenacitate și rezistență la temperaturi negative, rezistență la temperaturi ridicate, plasticitate. Nu prezintă proprietăți magnetice.

La sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor austenitice poate să apară fenomenul de fisurare la cald, prin plasarea la limita grăunților a impurităților de sulf, fosfor, siliciu, niobiu. Apariția acestui fenomen este legată de prezența în sudură a unei anumite cantități de ferită. De regulă, conținutul de ferită se precizează în procente sau prin numărul feritic (FN), descris de ISO 8249-1985.

Controlul asupra numărului feritic conduce la corelarea proprietăților mecanice, magnetice și de rezistență la coroziune cu susceptibilitatea la fisurare la cald.

Determinarea conținutului de ferită se face, uzual, folosind diagrama Schäffler, corectată de De Long [11], prin introducerea azotului la determinarea nichelului echivalent:

$$Ni_e = Ni + 30C + 20N + 0,5Mn \quad (1.17)$$

Accastă diagramă se aplică în domeniul inferior al conținutului de ferită (FN=0-18).

Cea mai corectă diagramă, care extinde conținutul de ferită la 100% este diagrama WRC-1988 [12], cuprinzând și domeniul de oțeluri duplex. În acest caz, la calculul nichelului echivalent s-a adăugat un coeficient 0,25 pentru cupru (fig. 1.4).

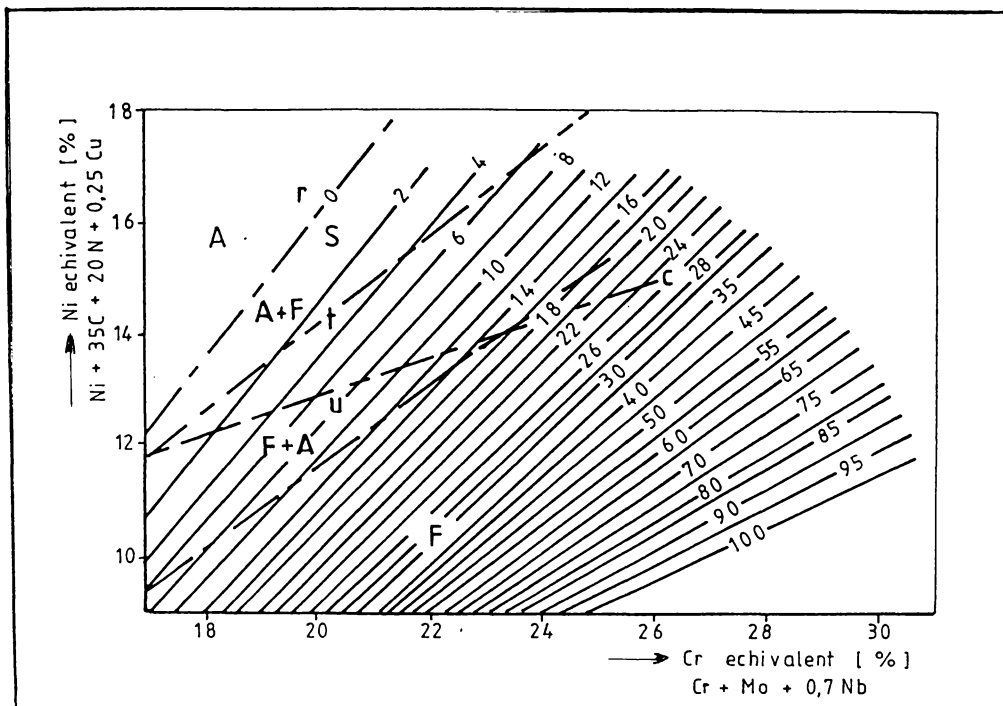


Figura 1.4 - Diagrama WRC

S-a stabilit că fisurarea la cald depinde de modul de solidificare [13], urmărindu-se structurile apărute în urma transformărilor de fază. Astfel, structurile apărute în urma solidificării, la temperatura camerei sunt corelate cu numărul feritic, după cum urmează:

- Dacă  $FN=0$ , apare o structură pur austenitică a metalului în zona sudurii;
- Dacă  $FN=1$ , ferita are formă de sferă sau bară și o mică cantitate precipită din metalul topit. Cea mai mare parte se transformă în austenită în stare solidă, astfel că structura poate fi formată din austenită + ferită;



- c) Dacă  $FN=2,5$ , ferita apare sub formă de bară sau vermiculară și în acest caz apare o structură austenitică și feritică sub formă de dendrite;
- d) Dacă  $FN=7$ , apare ferita vermiculară, iar structura este alcătuită, în continuare, din austenită și ferită;
- e) Dacă  $FN \cong 50$ , avem de-a face cu o structură austenitică de tip Widmannstätten, într-o matrice feritică.

## 1.2 Principalele teorii și mecanismele fragilizării structurale ale îmbinărilor sudate

Scopul studiilor efectuate a fost elucidarea cauzelor ce provoacă fragilizarea structurală și fisurarea, oțelurilor aliate sudabile în urma tratamentului termic post-sudare, în vederea stabilirii măsurilor pentru evitarea acestor procese de degradare a componentelor sudate.

S-au enunțat o serie de teorii privind mecanismele fragilizării structurale a oțelurilor aliate sudabile prin tratamente de detensionare (TD), dar cele mai importante sunt cunoscute sub numele de teoria lanțetelor de austenită reziduală și teoria carburilor.

### 1.2.1 Teoria lanțetelor de austenită reziduală

O serie de autori [14] au explicat teoria fragilizării prin tratamente de detensionare pe baza apariției în zona influențată termic (ZIT), a unei cantități de austenită reziduală mai mici sau mai mari funcție de tipul oțelului aliat și de regimul de sudare. Această austenită reziduală este bogată în carbon și depusă sub formă de lanțete la marginea grăunților cristalini, ea având un rol

important la mărirea plasticității zonei influențate termic. Dacă însă, această structură este supusă unor tratamente de detensionare, TD, austenita reziduală începe să se descompună în timpul încălzirii, fiind o structură instabilă, în afară de echilibru. Fazele de descompunere încep prin precipitarea carburilor ( $\text{Fe}_3\text{C}$  - cementită) și se termină cu descompunerea austenitei reziduale în ferită și perlită, în carburile precipitate la limitele de grăunți, ce vor reduce plasticitatea ZIT-ului. Când tratamentele TD ( $550\text{-}600^\circ\text{C}$ ) se execută în cuptoare fără atmosferă controlată, carburile precipitate se pot oxida, carbonul având o mare afinitate față de oxigen. Astfel, apariția oxizilor provoacă o scădere bruscă a plasticității și o reducere locală a însușirilor de rezistență a materialului, structura sudată devenind puternic fragilizată.

Relaxarea vârfurilor de tensiuni la întindere se face prin deformări plastice locale. Dacă aceste vârfuri întâlnesc o structură fragilă cu rezistență mecanică  $R_m$ , redusă, apar microfisuri fine în timpul tratamentelor TD, făcând inutilizabilă componenta sudată.

### 1.2.2 Teoria carburilor

În general, se admite teoria [15], conform căreia carburile elementelor de aliere (Cr, Mo, V, etc.), în ZIT, sunt puse rapid în soluție dacă temperatura maximă (de vârf) depășește  $1200^\circ\text{C}$ . Ca urmare a răcirii rapide care intervine la sudare, plecând de la aceste temperaturi înalte și de la temperaturile joase, la care începe transformarea oțelurilor aliate, precipitarea carburilor este aproape stagnată, formându-se structurile dure martensitice și bainitice. Tratamentele TD aplicate după sudare unor astfel de structuri fac ca elementele carburigene care se găsesc în soluția suprasaturată să precipite sub formă de carburi. Acestea se formează în interiorul grăunților sub formă de plachete microscopice cu dimensiunea maximă de  $5\text{\AA}$ , provocând o tensionare considerabilă a grăunților și implicit o creștere a microdurității. Limitele grăunților rămân curate, iar cu toate că deformațiile globale sunt reduse, tensiunile locale de întindere și forfecare sunt ridicate și se dezvoltă la limitele de grăunți. Dacă acești grăunți

sunt mari, cum este în cazul ZIT-ului, se produc microdeformații. Acestea vor conduce la formarea unor cavități, care când se unesc formează microfisuri fine intergranulare.

Incluziunile nemetalice sau metalice pot juca rolul de discontinuități favorizând astfel, formarea de cavități microscopice ce duc la decoeziunea intercristalină. De fapt, punctele cu tensiuni reziduale de întindere localizate la nivelul discontinuităților sunt compensate prin tensiuni reduse de compresiune repartizate pe zone destul de extinse. Relaxarea se realizează prin deformație plastică localizată în zonele în care există aceste tensiuni maxime de întindere, în timp ce în zonele expuse la tensiuni de compresiune reduse, există o adaptare simultană pur elastică.

### 1.2.3 Mecanismul fragilizării structurale

La studierea mecanismului fragilizării structurale în zona influențată termic a oțelurilor aliate sudabile trebuie să se țină seama de condițiile specifice impuse de ciclul termic de la sudare (fig. 1.5).

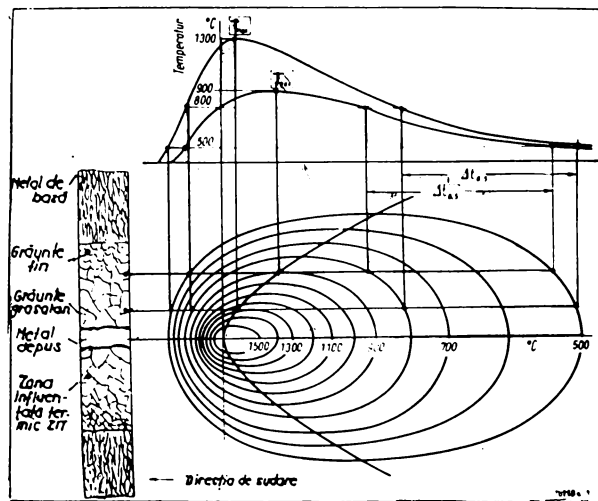


Fig. 1.5 - Temperaturile maxime, creșterea grăunților și ciclurile termice în ZIT

După cum se observă din figură, zona influențată termic este supusă la durate și temperaturi maxime de austenitizare -  $T_v$ , respectiv la viteze minime de răcire, ceea ce conduce la o creștere mai puternică a grăunților în comparație cu cea obținută uzual la tratamentele termice clasice. Astfel, în ZIT se creează condiții favorabile apariției structurilor aciculare dure de călire, a tensiunilor interne ridicate, în final a microfisurilor și fisurilor.

Particularitățile acestor fisuri constau în faptul că la mecanismul formării lor, rolul principal îl joacă concentrarea tensiunilor interne. Aceasta se caracterizează prin îngrămădirea liniilor de forță în apropierea unor discontinuități în material sau a altor cauze de ordin geometric. Astfel, fenomenul de încrestare favorizează tranziția materialului din starea tenace în starea fragilă. Din punctul de vedere al fenomenului de fisurare, aceasta înseamnă că valoarea absolută a tensiunilor de întindere necesară pentru dezvoltarea germenilor de fisurare este suficientă pentru propagarea lor până la rupere (principiul Griffith-Orowan).

Formarea fisurilor în ZIT poate fi explicată și prin modelul aglomerării dislocațiilor la intersecția a două plane de alunecare (fig. 1.6), provocate de devierea liniilor de forță în dreptul concentratorilor de tensiuni interne.

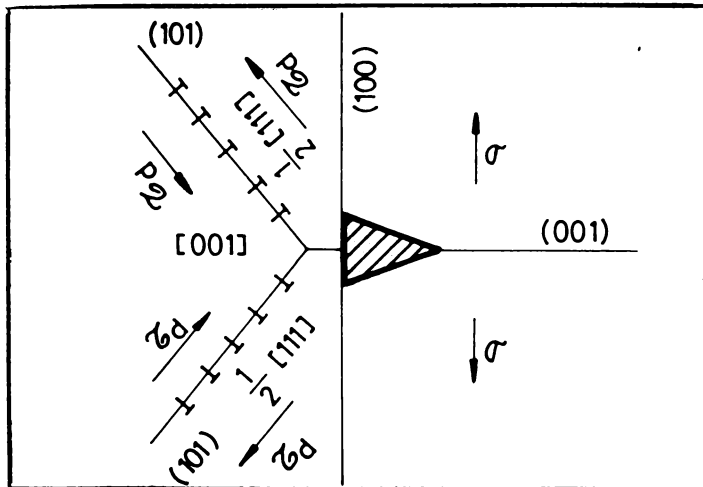


Figura 1.6 - Formarea fisurilor după mecanismul aglomerării dislocațiilor

Esența mecanismului constă în ideea că alunecarea provocată de mișcarea dislocațiilor de la o sursă (de tip Frank-Read) este blocată de anumite obstacole, cum sunt limitele de grăunți. Tensiunile normale pot atinge rezistența de coeziune a metalului, ceea ce în anumite condiții de sollicitare, poate duce la fenomene de fluaj locale, implicit apariția microfisurilor. În continuare, aceste fisuri se propagă dacă este îndeplinită condiția Griffith. Acest model ne mai indică faptul că formarea microfisurilor poate avea loc numai în cazul în care tensiunile care pun în mișcare dislocațiile nu au provocat în prealabil procese de alunecare, deoarece prin aceste procese tensiunile se relaxează. O microfisură se poate propaga dacă energia eliberată prin creșterea ei este cel puțin egală cu cea introdusă din exterior, iar creșterea și surplusul de energie eliberată servește la continuarea procesului de propagare a fisurii.

Un aspect aparte al fragilizării structurale în zona influențată termic (ZIT) și în zona metalului topit (MT) îl constituie apariția structurii Widmannstätten (grăunte grosolan cu ferită aciculară), prezentată în fig. 1.7.



Figura 1.7 - Structură Widmannstätten  
(Atac Nital 2%, 100x)

În lucrarea [16] se propune modelul nucleului de ferită ( $\alpha$ ) de tip plachetă aciculară, ce apare din austenită ( $\gamma$ ) grosolană, supraîncălzită, folosind construcția Cahn-Hoffmann (fig. 1.8).

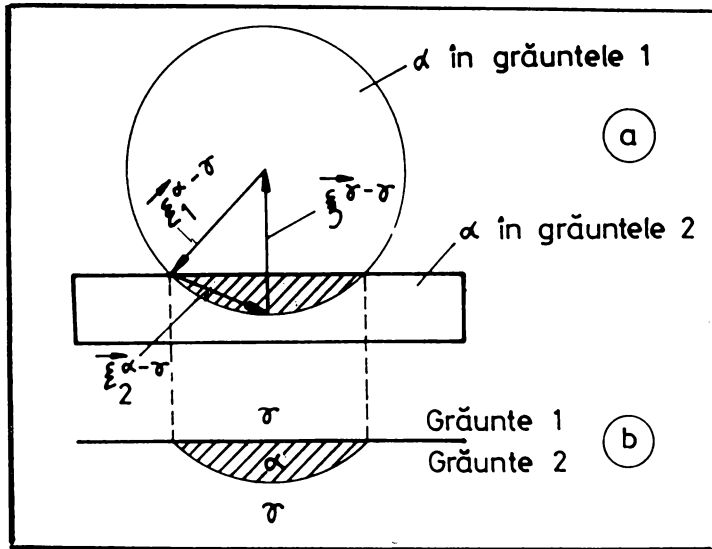


Figura 1.8 - Modelul nucleului de ferită  
de tip plachetă aciculară

Nucleul  $\alpha$  în grăuntele 1 este un disc, iar în grăuntele 2 este o sferă. Dimensiunile discului și ale sferei sunt exprimate prin tensiunile  $\alpha$ - $\gamma$ , în timp ce distanța dintre centrul sferei și al discului se exprimă prin tensiunea  $\gamma$ - $\gamma$  (partea a).

Intersecția dintre aceste figuri reprezintă nucleul feritei aciculare, adică proiecția unui segment sferic ce apare la limita de grăunte (partea b).

Energia de transformare a fazelor  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,  $\Delta\Omega^*$  este dată de relația:

$$\Delta\Omega^* = -\frac{1}{2}V^*\Delta\Omega_\gamma \quad (1.18)$$

unde:  $\Delta\Omega$  - energia de transformare a fazelor pe unitatea de volum a austenitei în ferită ( $\gamma \rightarrow \alpha$ )

$V^*$  - volumul total al nucleelor, având relația:

$$V^* = \frac{1}{3} \pi h^2 (3r - h) \quad (1.19)$$

în care:  $b$  - înălțimea segmentului sferic  
 $r$  - raza sferei

Expresiile lui  $h$  și  $r$  din relația (1.19) sunt:

$$h = -\frac{2}{\Delta\Omega_r} \left( \sigma_{coh}^{\alpha-\gamma} - \sigma^{\gamma-\gamma} + \sigma^{\alpha-\gamma} \right) \quad (1.20)$$

$$r = -\frac{2}{\Delta\Omega_r} \cdot \sigma^{\alpha-\gamma} \quad (1.21)$$

în care:  $\sigma_{coh}$  este tensiunea coerență la interfață în mN/m.

Ecuția (1.20) este valabilă atunci când raza segmentului sferic este mai mică decât raza discului.

Valorile tensiunii determinate sunt:

$$\sigma_{coh}^{\alpha-\gamma} = 30 \text{ mN/m} \text{ și } \sigma^{\alpha-\gamma} = 750 \text{ mN/m}$$

Timpul  $t$  de formare a feritei aciculare, viteza de germinație  $N$  și viteza de creștere a grăuntelui  $G$  sunt legate prin relația:

$$t = \left( \frac{k}{N \cdot G^3} \right)^{1/4} \quad (1.22)$$

Timpul  $t$ , se obține din relația clasică a teoriei cinetice:

$$\Delta \log t = \frac{1}{9,2 RT} \left( \frac{\partial \Delta\Omega^*}{\partial \sigma^{\gamma-\gamma}} \right) \cdot \Delta \sigma^{\gamma-\gamma} \quad (1.23)$$

Considerând  $T=1100$  K, drept temperatură critică de descompunere a austenitei:  $\frac{\partial \Delta \Omega^*}{\partial \sigma^{\gamma-\gamma}} = 20 \frac{kJ/mol}{mN/m}$  și  $\sigma^{\gamma-\gamma} = 750$  mN/m valori ce introduse în relația (1.23) conduc la:

$$\log t = 0,4 \text{ deci } t = 2,51 \text{ s} \quad (1.24)$$

În concluzie, se apreciază că transformarea  $\gamma \rightarrow \alpha$  cu formarea structurii Widmannstätten se produce la răcire după o perioadă de timp de 2,51 s, practic instantaneu.

În vederea reducerii nivelului tensiunilor reziduale ce pot produce fenomene de fragilizare-fisurare, există mai multe metode, dar cea mai comună este aplicarea tratamentului termic de detensionare (TD). Acest tratament termic are multiple implicații metalurgice și anume: restaurarea rețelelor cristaline deformate sau rearanjarea dislocațiilor; coalescența carburilor; asigurarea unor precipitate fin dispersate în masa de bază, stabile pe durata tratamentului TD; blocarea alunecărilor și a limitelor de grăunți printr-o dispersie fină a particulelor de faze stabile (această dispersie fină a particulelor de faze stabile este necesară și pentru evitarea unor transformări structurale necontrolate în cazul apariției unor precipitate discontinue).

Aceste implicații menționate, influențează favorabil sau nu unele caracteristici mecanice și structurale de care depinde comportarea în exploatare a structurilor sudate (Rm, A5, Z, etc.). Totuși, în aceste condiții complexe, tratamentul TD aplicat după sudare, trebuie să asigure reducerea optimă a nivelului tensiunilor reziduale, restaurarea ductilității zonelor fragilizate și degradarea minimă a caracteristicilor mecanice ale materialului în regiunile nefragilizate.

Pe lângă efectele favorabile din punctul de vedere al reducerii sau evitării ruperii fragile sau intergranulare, al stabilității dimensionale și al coroziunii sub tensiune, aplicarea tratamentului termic de detensionare după sudare poate, în anumite condiții, să conducă la degradarea ZIT-ului, ca urmare a fenomenelor de fragilizare-fisurare.



Cercetările întreprinse în cadrul elucidării cauzelor avariei structurilor sudate din oțeluri slab aliate supuse tratamentului TD [17] au evidențiat prezența unor fisuri de dimensiuni reduse (sub  $25\mu\text{m}$ ) care nu pot fi decelate prin examinare macroscopică sau cu raze X (fig. 1.9).



Figura 1.9 - Microfisură în ZIT [Atac Nital 2%, 500x]

Microfisurile apărute în ZIT au un caracter inter-intragranular, iar suprafețele grăunților rezultate prin rupere prezintă un aspect fragil sau fragil-intergranular (fig. 1.10).

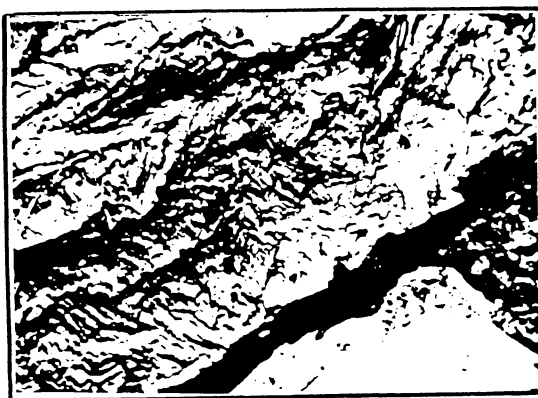


Figura 1.10 - Rupere fragilă intergranulară în ZIT (5000x)

Apariția pe suprafețele de rupere a unor precipitații fine (fig. 1.10) atestă prezența carburilor plasate intergranular, fapt ce arată că în aceste zone s-au produs intens fenomenele de fragilizare prin detensionare.

### **1.3 Mecanismul durificării structurale la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate**

Cea mai importantă condiție impusă oțelurilor aliate sudabile este aceea de a avea în ZIT și în MT caracteristici mecanice (rezistență mecanică, tenacitate, ductilitate) la nivelul materialului de bază. Tendința de a obține în zonele caracteristice îmbinărilor sudate proprietăți mecanice ridicate este limitată de predispoziția acestor zone spre fragilizare și fisurare.

Influența rețelei structurale [18] asupra rezistenței mecanice a ZIT-ului se bazează în principal pe durificarea soluției solide și pe rețeaua de transformare.

Cercetările efectuate [19] au arătat că rezistența la rupere  $R_m$ , depinde de două mecanisme principale: durificarea datorită precipitării și durificarea datorită dislocațiilor.

#### **1.3.1 Durificarea datorită precipitării ( $\sigma_p$ )**

Examinarea influenței obstacolelor punctiforme sau tridimensionale dispersate în matrice și analiza interacțiunilor dintre dislocații și particulele precipitate au dus la stabilirea criteriului ce guvernează acțiunea a două mecanisme de bază prin care dislocațiile depășesc câmpul particulelor:

- mecanismul Orowan de trecere a dislocațiilor printre particule;
- mecanismul Friedel de trecere a dislocațiilor prin particule.

În lucrarea [20] s-a arătat că există o imagine clară asupra mecanismului prin care particulele dure, necoerente sunt depășite. Particulele coerente deformabile sunt depășite de procese mult mai complicate implicând un număr mare de factori.

Pentru calculul contribuției durificării prin precipitare s-au stabilit următoarele relații:

a) În cazul particulelor sferice dure, necoerente cu un modul de elasticitate aproximativ egal cu cel al matricii, pe care dislocațiile le depășesc cu un unghi critic  $\phi_c = 30^\circ$  și cu raportul  $1/d = 0,72$  avem:

$$\sigma_p = 0,298 \frac{\mu \bar{b}}{e} \ln \left( \frac{\frac{2}{3}d}{b} \right) \quad [MPa] \quad (1.25)$$

unde:  $\mu$  - modul de elasticitate transversal  
 $\bar{b}$  - vectorul Burgers  
 $\bar{e}$  - distanța medie dintre particule  
 $d$  - diametrul mediu al particulelor

Mărimea  $\bar{e}$  se poate calcula cu relația:

$$\bar{e} = (N_v \cdot d)^{-\frac{1}{2}} - \frac{2}{3}d \quad [mm] \quad (1.26)$$

b) În cazul particulelor mai coerente, pe care dislocațiile le traversează la un unghi  $\phi$  apropiat de  $\pi$ , luând în considerare influența deformației curente indusă de neconcordanța dintre parametrii rețelei matricii și ai particulelor, avem:

$$\sigma_p = k \left( \frac{r}{b} \right)^{\frac{1}{2}} f^{\frac{1}{2}} \epsilon^{\frac{1}{2}} \quad (1.27)$$

unde:  $f$  - fracțiunea de volum a particulelor în matrice.

Pentru particulele sferice:

$$f = \frac{d^2}{b} (\bar{e} + d)^2 \quad (1.28)$$

unde:  $k$  - constantă (în general  $k=2$ )

$r$  - raza particulei

$\varepsilon$  - deformația coerentă cauzată de nepotrivirea dintre parametrii matricei și ai particulei.

### 1.3.2 Durificarea datorită dislocațiilor ( $\sigma_D$ )

Conform unor teorii actuale, contribuția durificării datorită dislocațiilor poate fi definită prin:

$$\sigma_D = 2\mu\alpha b \cdot \phi^{\frac{1}{2}} \quad (1.29)$$

unde:  $\alpha$  - constantă (se alege  $\alpha=0,5$ )

$\phi$  - densitatea medie a dislocațiilor în  $\text{cm}^{-2}$

Peirels și Nabaro au demonstrat că într-o rețea perfectă dislocațiile se pot deplasa sub acțiunea tensiunii de o anumită mărime, în funcție de modulul tangențial, tipul rețelei elementare și felul dislocațiilor. Astfel, pentru fier s-a stabilit că această tensiune la temperatura de  $+20^\circ\text{C}$  este 40 MPa, contribuind la mărirea rezistenței  $R_m$  a oțelurilor.

În literatura de specialitate sunt menționate, de asemenea durificarea matricei datorită atomilor suplimentari din soluția solidă de substituție, respectiv durificarea matricei datorită atomilor suplimentari din soluția solidă de interstiție. În primul caz, durificarea a fost investigată experimental pe aliaje

binare ale fierului. În al doilea caz, s-au emis teorii care studiază problema estimării cantitative a ecruisării interstițiale a soluției solide.

În general, parametrii specifici necesari pentru determinarea contribuției cantitative a mecanismelor de durificare individuale nu pot fi stabilite cu un grad satisfăcător de precizie. Astfel, în practică, ideea a fost de a accepta, în cazurile în care acționează mai multe asemenea mecanisme mecanice, însumarea simplă a efectelor [21].

Unele cercetări [22], [23] au arătat că situația nu este atât de simplă, dar în anumite cazuri, această însumare (suprapunere) este justificată. Un astfel de caz este matricea oțelului aliat Cr-Mo-V cu puțin C, formată din atomi de Fe, atomi de substituție sau Mn, Si, P, Cu, respectiv atomi ai elementelor de aliere de tip Cr, Mo, V, Ti.

#### **1.4 Cicluri termice la sudarea cu fascicul de electroni**

Comportarea unei îmbinări sudate este determinată atât de metalul de bază (MB), cât și de zona metalului topit (MT) sau cusătură, respectiv zona influențată termic (ZIT). Transformările structurale care se produc la sudare determină proprietățile metalurgice și mecanice ale metalului topit și zonei influențate termic. Deoarece zonele din ZIT care interesează sunt foarte mici, studiul acestor zone se poate face prin metoda simulării ciclurilor termice [21]. Scopul metodei este de a putea reproduce microstructurile prezente în ZIT, cu ajutorul unor probe-eșantion de laborator. Verificarea acestor structuri permite obținerea unor date asupra comportării îmbinărilor sudate, în care mărimea determinată este structura. Pe lângă aceasta, metoda se pretează și la cercetări asupra influenței unor mărimi individuale asupra structurii, cum ar fi, compoziția chimică a metalului de bază, respectiv parametrii de sudare. De exemplu intensitatea curentului fasciculului de electroni influențează atât câmpul termic la sudare, deci structura ZIT-ului, cât și geometria îmbinării sudate.

În figura 1.11 se prezintă schematic câmpul termic al unei îmbinări sudate obținute prin sudare cu fascicul de electroni, respectiv cu arcul electric.

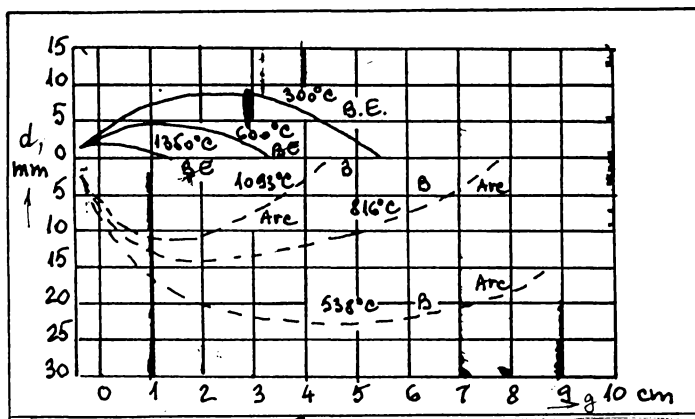


Figura 1.11 Câmpul termic al unei îmbinări sudate

Pentru utilizarea corectă a metodei simulării cilurilor termice este necesar ca:

- Ciclurile termice în ZIT să se poată asocia cu parametrii de sudare;
- Ciclurile termice să determine tipul sudurii;
- Comportarea îmbinării sudate să fie influențată de proprietățile ZIT-ului;
- Să existe instalații corespunzătoare, care să permită un tratament termic adecvat al probelor.

În aceste condiții, se poate determina câmpul termic la sudare în funcție de parametrii de sudare și geometria îmbinării sudate respectiv se pot stabili proprietățile probelor simulate termic.

În fig. 1.12 se prezintă un simulator de cicluri termice care poate reproduce într-o epruvetă cicluri termice de tipul celor, care apar în zona influențată termic în timpul procesului de sudare.



Figura 1.12 - Simulator de cicluri termice

Procedeul de sudare cu fascicul de electroni, caracterizându-se printr-o densitate înaltă de energie. În zonele caracteristice sudurii se produce un gradient de temperatură mult mai pronunțat decât în cazul celorlalte procedee de sudare prin topire.

Expresia câmpului termic la sudare poate fi determinată considerând fasciculul de electroni o sursă termică distribuită liniar pe grosimea sudurii, care se deplasează cu viteză ridicată [7] (fig.1.13).

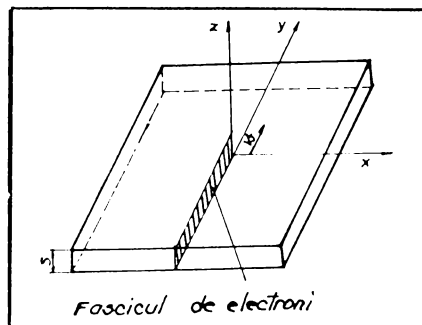


Figura 1.13 - Fasciculul de electroni ca sursă termică liniară

Această ipoteză este confirmată de forma unei suduri cu fascicul de electroni, adică având muchiile îmbinării practic paralele.

Fasciculul de electroni poate fi considerat ca un cilindru cu diametrul  $d_f$ , care trece prin material cu viteza  $v_s$ . Sub acțiunea fasciculului de electroni, materialul se topește, iar materialul fluid care rezultă înconjoară fasciculul și se solidifică în urma lui, formându-se cusătura sudată. După Rykalin, câmpul termic este dat de relația:

$$T(x, t) = \frac{\eta \cdot U_{acc} \cdot I_{fasc}}{v_s \cdot h \cdot \sqrt{4\pi\lambda\rho c t}} \exp\left(-\frac{x^2}{4at}\right) \quad (1.30)$$

unde:  $\eta$  - randamentul global al procesului de sudare

$U_{acc}$  - tensiunea de accelerare, kV;

$I_{fasc}$  - curentul fasciculului, mA;

$v_s$  - viteza de sudare, cm/s;

$h$  - grosimea materialului, cm;

$\lambda$  - conductibilitatea termică a materialului, J/cm·s·K;

$\rho$  - densitatea materialului, g/cm<sup>3</sup>;

$c$  - căldura specifică a materialului, J/g·K;

$a$  - difuzivitatea termică, cm<sup>2</sup>/s;

$t$  - timpul, s.

În relația de mai sus, au fost neglijate pierderile prin convecție termică.

Randamentul procesului de sudare cu fascicul de electroni poate fi considerat 0,8. De asemenea, pentru un oțel slab aliat, caracteristicile de material în domeniul de temperaturi 500-800°C, se pot considera având următoarele valori [24]:

$$\lambda = 0,34 \text{ J/cm}\cdot\text{s}\cdot\text{K}$$

$$c = 0,71 \text{ J/g}\cdot\text{K}$$

$$\rho = 7,65 \text{ g/cm}^3$$

$$a = 0,0615 \text{ cm}^2/\text{s}$$



Pentru a caracteriza procesul de sudare cu fascicul de electroni este necesară cunoașterea timpului de răcire de la temperatura  $T$  la temperatura  $T_1$ . Astfel, din relația precedentă se poate obține expresia timpului de răcire pe direcția axei sudurii ( $x=0$ ) sub forma:

$$t_{(T-T_1)} = \left( \frac{U_{acc} \cdot I_{fasc}}{v_s \cdot h} \right)^2 \cdot \frac{\eta^2}{4\pi\lambda\rho c} \cdot \frac{1}{(T-T_1)^2} \quad (1.31)$$

Accastă relație permite un calcul simplu și rapid al temperaturii și timpului de răcire în mijlocul îmbinării. De asemenea, relația poate fi utilizată și la calculul temperaturii la închiderea îmbinării, în cazul sudării circulare, ținând seama de faptul că la închidere fasciculul întâlnește un material preîncălzit.

Astfel, distribuția de temperatură pentru o îmbinare circulară este dată cu suficientă exactitate de relația:

$$T(y,r) = \frac{0,239 \cdot \eta \cdot U_{acc} \cdot I_{fasc}}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot h} \exp\left(-\frac{v_s \cdot y}{2a}\right) K_0\left(r \frac{v_s}{2a}\right) \quad (1.32)$$

unde:  $r$  - distanța fasciculului de electroni de punctul observat;  
 $K_0$  - funcția Bessel de ordinul 0.

La viteze de sudare ridicate, distribuția anterioară se reduce, ceea ce conduce la presupunerea că energia calorică se răspândește numai vertical, în direcția de sudare. De asemenea, se poate determina temperatura maximă la distanța  $x$  de centrul îmbinării.

Ca urmare a densității ridicate de energie, temperatura vaporilor formați în capilar poate ajunge la câteva mii de grade Celsius. Astfel, încălzirea se face cu viteză foarte mare, dar durata de menținere la temperatura maximă

fiind scurtă, are loc o răcire rapidă, determinată de caracteristicile materialului, de viteza de sudare și de condițiile de sudare.

Temperatura maximă din zona influențată termic poate fi corelată cu distanța de la axa sudurii, temperatura inițială a materialului și lățimea zonei topite.

Viteza de răcire a materialului se apreciază, de obicei, prin parametrul  $t_{800 \rightarrow 500}^{\circ\text{C}}$ , reprezentând durata răcirii materialului în intervalul  $800-500^{\circ\text{C}}$  [1]. Acesta poate fi estimat prin relația:

$$t_{800 \rightarrow 500} = 3,8 \cdot 10^{-2} \left( \frac{0,8 \cdot U_{acc} \cdot I_{fasc}}{v_s \cdot h} \right)^2 \left( \frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad (1.33)$$

unde:  $T_0$  - temperatura inițială a materialului,  $^{\circ}\text{C}$ .

Viteza de răcire a materialului variază pe adâncimea sudurii, fiind maximă în apropierea rădăcinii.

Comparând ciclurile termice specifice sudării cu fascicul de electroni putem concluziona că:

- timpii de încălzire sunt mult mai scurți;
- durata de menținere la temperatură înaltă este mai redusă;
- timpii de răcire,  $t_{800 \rightarrow 500}$  au valori apropiate în cazul materialelor subțiri și de grosime medie, dar sunt mult mai mari în cazul tablelor groase.

## **1.5 Parametrii principali ai procesului de sudare cu fascicul de electroni și influența lor asupra formării îmbinării sudate.**

**1.5.1** Procesele dinamice complicate care apar în capilarul de sudare nu admit un calcul general valabil al parametrilor fascicului de electroni.

În practică, se pune problema determinării parametrilor fascicului electronic în corelație cu aspectele tehnologice la sudare (adâncimea, forma, poziția și lungimea de îmbinare, poziția de sudare, viteza de sudare). Pentru aceasta se oferă două modele pentru un calcul aproximativ: modelul conductibilității termice a lui Hashimodo și Matsuda, respectiv modelul elaborat de Nazarenko, care ia în considerare dispersia electronilor prin vapori de metal [24]. Lucrarea [25] prezintă o comparație a celor două metode și o estimare a valabilității lor. Din constatările lui Nazarenko rezultă un sistem de ecuații pentru determinarea diametrului efectiv al fascicului de electroni, a presiunii maxime de vapori a materialului de sudat, a temperaturii maxime în capilar, a tensiunii superficiale, a adâncimii și diametrului capilarului. Sistemul de ecuații permite, în principiu, calculul parametrilor necesari pentru o problemă de sudare dată, însă este foarte laborios și dificil de aplicat.

Din modelul lui Hashimodo și Matsuda, rezultă că adâncimea de pătrundere este proporțională cu puterea fascicului de electroni pentru un anumit material, la o anumită viteză de sudare, respectiv diametru al fascicului.

$$p \sim U_{acc} \cdot I_{fasc} \quad (1.33)$$

Valabilitatea acestei relații a fost confirmată prin cercetări proprii ale autorilor, dar trebuie luate în considerare limitele ei [25]. În acest caz, sunt valabile următoarele ipoteze:

- secțiunea fascicului de electroni, cu densitatea de putere constantă;
- capilarul de vapori sub formă de con;
- nici o pierdere de energie prin dispersia electronilor odată cu evaporarea materialului;
- nici o interacțiune între fasciculul de electroni și vaporii de metal în capilar;
- transmiterea izotropă a căldurii în zonele învecinate.

La tensiuni de accelerare mari, respectiv la formarea unui capilar de topire adâncă, tensiunea de accelerare nu mai intervine liniar și în acest caz, adâncimea de pătrundere este proporțională cu  $(U_{acc})^{1/2}$ .

**1.5.2** Procesul de sudare cu fascicul de electroni este controlat de un număr ridicat de parametrii de sudare. În funcție de modul în care intervin în cadrul procesului de sudare, aceștia pot fi:

a. Parametrii caracteristici fascicului de electroni:

- tensiunea de accelerare,  $U_{acc}$ ;
- curentul fascicului,  $I_{fasc}$ ;
- curentul de focalizare,  $I_{foc}$ ;
- distanța focală,  $d_f$ ;
- diametrul fascicului,  $d_{fasc}$ ;
- forma, amplitudinea și frecvența oscilațiilor, respectiv direcția de oscilare a fascicului de electroni;
- direcția și unghiul de deflexie a fascicului față de axa electrono-optică a tunului electronic;
- forma și durata impulsurilor, la sudarea în impulsuri;
- modul de variație a curentului fascicului la începutul și sfârșitul sudurii.

b. Parametrii caracteristici piesei de sudat:

- natura materialului;
- caracteristici termo-fizice și chimice ale materialului;
- grosimea materialului;
- forma și deschiderea rostului.

c. Alți parametrii:

- viteza de sudare,  $v_s$ ;
- distanța de tir,  $d_t$  (distanța de la suprafața interioară a tunului la suprafața piesei de sudat);

- presiunea în camera tunului electronic,  $p_i$ ;
- presiunea în camera de sudare,  $p_s$ ;
- temperatura de preîncălzire,  $t_p$ ;
- tratamentul termic după sudare.

### 1.5.3 Calculul puterii fascicului de electroni

Pentru determinarea puterii fascicului s-a confirmat următoarea relație derivată din modelul Hashimodo-Matsuda:

$$P = U_{acc} I_{fasc} = 0,5 \cdot p \cdot v_s \cdot d_F \left[ c \cdot \rho (T'_s - 273) + H_s \right] \cdot \left[ 1 + 1,2 \lambda \left( \frac{1}{d_F v_s} + \frac{1}{2a} \right) \right] \quad (1.34)$$

- unde:
- $P$  - puterea, în kW;
  - $p$  - pătrunderea, în cm;
  - $v_s$  - viteza de sudare, în cm/s;
  - $d_F$  - distanța focală, în cm;
  - $c$  - căldura specifică, în J/g·K;
  - $\rho$  - densitatea, în g/cm<sup>3</sup>;
  - $T'_s$  - temperatura de topire, în K;
  - $H_s$  - entalpia, în J/cm<sup>3</sup>;
  - $\lambda$  - conductibilitatea termică, în J/cm·s·K;
  - $a$  - conductivitatea termică, în cm<sup>2</sup>/s.

Asupra mărimii adâncimii de pătrundere, pe lângă parametrii din relația (1.34), influențează și alți factori greu de apreciat (forma fascicului de electroni, distribuția densității de putere, poziția focarului și altele).

Deoarece expresiile 1 și 2 din paranteze se determină, în principal, din proprietățile materialului, se pot elabora pe grupe de materiale, relații de

aproximare pentru determinarea puterii fasciculului. Astfel, în tabelul 1.1 se prezintă câteva valori calculate și determinate experimental pentru un oțel austenitic Cr-Ni sudat cu fascicul de electroni.

Tabelul 1.1

P [mm]	$U_{acc}$ [kW]	$I_{fasc}$ [mA]	$P_0$ [kW]	$v_s$ [cm/s]	$P_0/p$ [kW/cm]	$I_{fasc} calc.$ [mA]
0	1	2	3	4	5	6
1,5	75	5,5	0,40	1,67	2,67	6,9
2,0	75	6,5	0,50	1,00	2,50	7,2
2,0	75	6,8	0,51	0,83	2,55	6,5
3,0	75	7,0	0,53	0,50	1,70	7,6
3,0	75	10,0	0,75	0,83	2,50	9,8
4,0	75	12,0	0,90	0,83	2,25	13,1
7,8	75	20,0	1,50	0,83	1,92	25,5
10,0	100	23,0	2,30	1,67	2,30	31,8
12,0	100	30,0	3,00	0,67	2,50	24,1
15,0	100	40,0	4,00	0,75	2,67	32,0
16,0	100	45,0	4,50	0,67	2,81	32,2
22,5	100	72,0	7,20	1,33	3,20	64,0

Ultima coloană conține valorile calculate ale intensității curentului fasciculului după o relație stabilită de Arata și Tomie [26]:

$$I_{fasc} = \frac{P \cdot v_s^{0,5}}{7,9 \cdot 10^{-3} \cdot U_{acc}^{1,3}} \quad (1.35)$$

unde:

- $p$  - adâncimea de pătrundere, în mm;
- $v_s$  - viteza de sudare, în cm/min;
- $U_{acc}$  - tensiunea de accelerare, în kV;
- $I_{fasc}$  - curentul fasciculului, în mA.

În fig. 1.14 se arată că prin ecuația (1.35) se obține o aproximare mai bună a valorilor experimentale obținute prin relația (1.34).

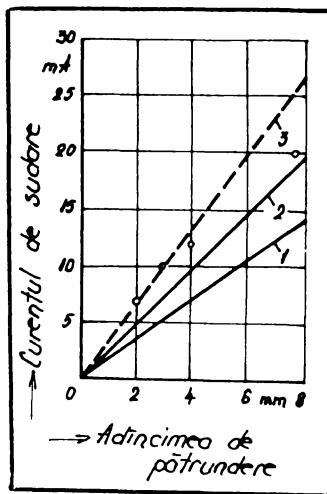


Figura 1.14 - Dependența adâncimii de pătrundere de curentul de sudare

În practică, calea cea mai bună pentru a determina puterea fascicului este corelația între raportul dintre putere și adâncimea de pătrundere a îmbinării, respectiv viteza de sudare. În fig. 1.15 se prezintă valorile raportului  $P_0/p$  în funcție de viteza de sudare,  $v_s$ .

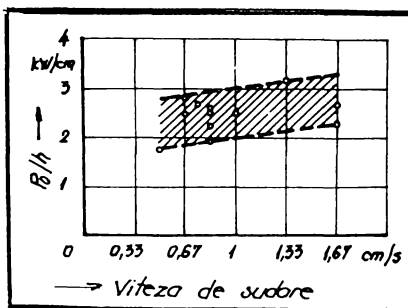


Figura 1.15 - Variația  $P_0/p$  în funcție de  $v_s$

În domeniul vitezelor de sudare importante din punct de vedere tehnologic, adică între 0,67-1 cm/s este valabilă formula:

$$P = U_{acc} \cdot I_{fasc} = 2,46p \quad (1.36)$$

unde:  $p$  - adâncimea de pătrundere, în cm;

$P$  - puterea fasciculului, în kW.

Această relație permite determinarea puterii fasciculului de electroni pentru o adâncime de pătrundere dată preliminar cu o exactitate suficientă în practică. În figura 1.16 se prezintă comparația între puterea fasciculului determinată experimental și cea calculată conform relației (1.36) pentru un oțel austenitic Cr-Ni.

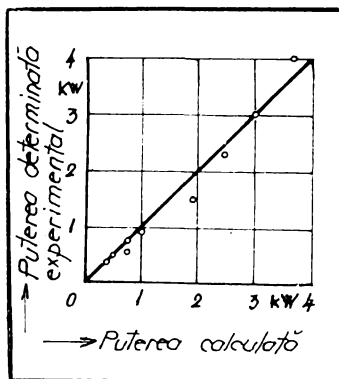


Figura 1.16 Comparație între puterea fasciculului calculată și cea determinată experimental

#### 1.5.4 Corelația între geometria îmbinării și parametri de sudare

La sudarea cu fascicul de electroni, parametri de sudare pot varia independent. Prin controlul variației acestor parametri se pot obține îmbinări sudate cu adâncimi de pătrundere și lățimi diferite. Astfel, cercetările efectuate au urmărit relația între tensiunea de accelerare, curentul fasciculului, diametrul său și viteza de sudare, respectiv forma îmbinării și adâncimea de pătrundere.

În figura 1.17 se prezintă efectul tensiunii de accelerare asupra geometriei îmbinării sudate realizate din oțel inoxidabil 304 cu grosimea de 12 mm [27].



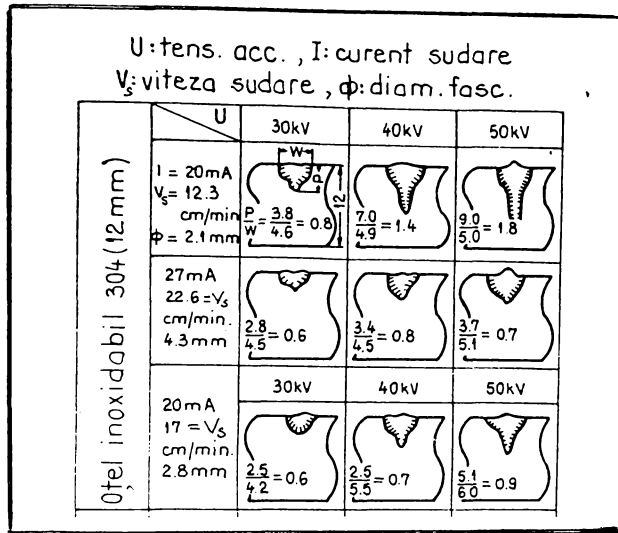


Figura 1.17 - Influența tensiunii de accelerare asupra geometriei îmbinării sudate

Se observă o creștere a adâncimii de pătrundere cu mărirea tensiunii de accelerare, respectiv o scădere a lățiii sudurii pe măsura creșterii vitezei de sudare.

Similar, în figura 1.18 se prezintă influența curentului fasciculului asupra geometriei unei îmbinări sudate din oțel inoxidabil 304 cu grosimea de 12 mm.

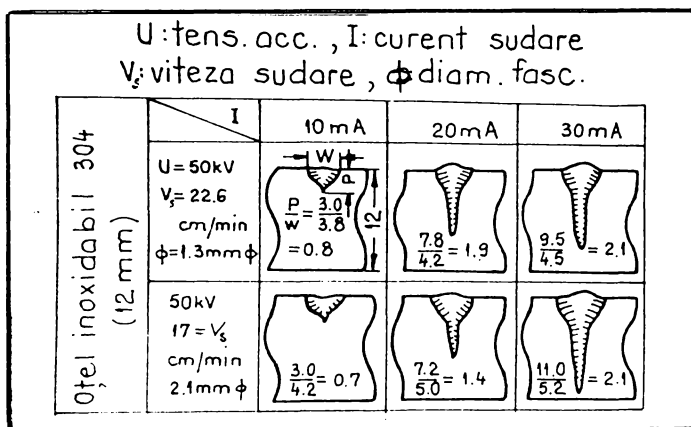


Figura 1.18 Influența curentului fasciculului asupra geometriei îmbinării sudate

În acest caz, se remarcă o creștere a adâncimii de pătrundere în condițiile micșorării vitezei de sudare, respectiv a mărimii curentului fasciculului.

S-a stabilit că între adâncimea de pătrundere și parametrii de sudare variabili menționați anterior se poate aplica relația:

$$p \sim \frac{U_{acc} I_{fasc}}{v_s^{0,4} d^{0,6}} \quad (1.37)$$

unde:  $p$  - adâncimea de pătrundere, mm;  
 $v_s$  - viteza de sudare, cm/min.;  
 $d$  - diametrul fasciculului, mm.

În figura 1.19 se prezintă această dependență pentru oțelul inoxidabil 304 cu grosimea de 12 mm.

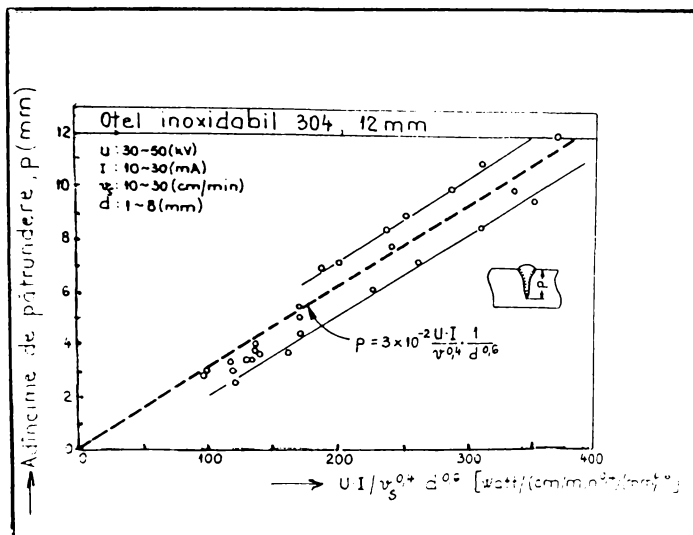


Figura 1.19 Variația adâncimii de pătrundere cu parametrii de sudare

În vederea corelării caracteristicilor fasciculului de electroni cu natura materialului de sudat, respectiv cu condițiile de sudare s-au efectuat diferite studii. Pentru utilizarea eficientă a datelor experimentale s-au elaborat nomograme, cu ajutorul cărora se poate determina adâncimea de pătrundere într-un material, în funcție de puterea fasciculului și viteza de sudare [28]. Pentru exemplificare, în figura 1.20 se prezintă corelația între puterea fasciculului, viteza de sudare și adâncimea de pătrundere într-un oțel inoxidabil 18/8 cu grosimea de 12 mm, [29], [30].

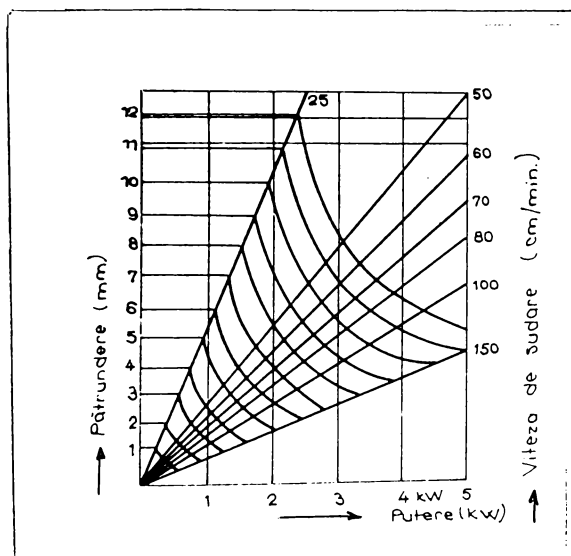


Figura 1.20 - Corelația între puterea fasciculului, viteza de sudare și adâncimea de pătrundere

Adâncimea de pătrundere maximă într-un oțel aliat de grosime medie (40-50 mm) se obține prin focalizarea fasciculului la suprafața materialului.

Realizarea unui proces de sudare reproductibil impune necesitatea păstrării constante a caracteristicilor fasciculului de electroni, respectiv a condițiilor de sudare.

## Cap. 2 Instalații moderne de sudare cu fascicul de electroni

### 2.1. Descrierea și funcționarea unei instalații de sudare cu fascicul de electroni.

O instalație de sudare cu fascicul de electroni se compune din următoarele părți principale:

- tunul electronic;
- camera de sudare;
- sistemul de alimentare;
- sistemul de vidare;
- sistemul de comanda și reglare;
- sistemul de urmărire și vizualizare a procesului de sudare.

În figura 2.1 se prezintă schema de principiu a unei instalații de sudare cu fascicul de electroni [31].

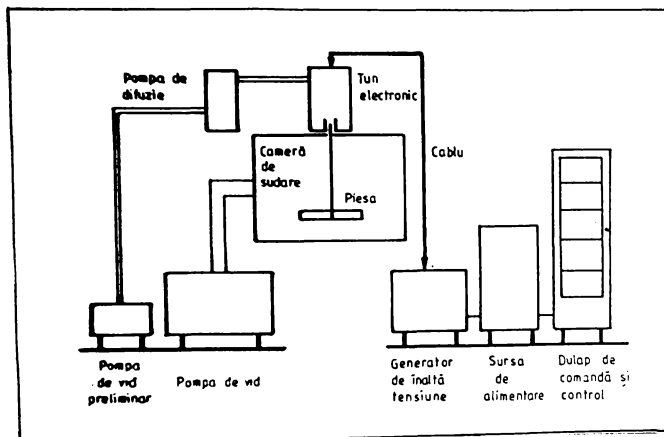


Figura 2.1 - Schema de principiu a unei instalații de sudare cu fascicul de electroni

### 2.1.1 Tunul electronic

Tunul electronic asigură generarea, accelerarea și focalizarea, respectiv deflexia fascicului de electroni. Formarea fascicului de electroni are loc în urma emiterii electronilor liberi de către catod și accelerarea lor spre anod. Prin electrodul de polarizare (Wehnelt) există posibilitatea reglării curentului fascicului de electroni independent de tensiunea de accelerare. În figura 2.2 se prezintă schematic un tun electronic tip triodă [32].

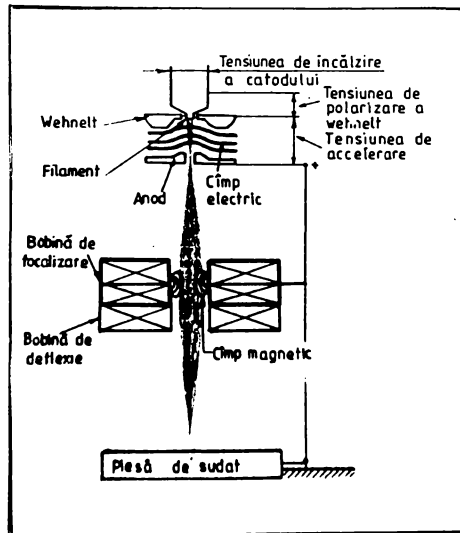


Figura 2.2 - Schema unui tun electronic

Anodul tunului electronic este găurit pentru a permite trecerea fascicului de electroni.

În general, electronii liberi sunt produși prin emisia termoelectronică a catodului încălzit la o temperatură cuprinsă între 1200 și 2400 °C în funcție de materialul din care este confecționat. Emisia electronică poate avea loc prin încălzirea directă a catodului la temperatura de emisie sau prin bombardarea cu

electroni obișnuți prin termoemisia unui filament de wolfram încălzit direct. Materialele folosite la construcția catozilor trebuie să asigure stabilitatea în timp a proprietăților sale emisivă și să aibă o durată de viață ridicată. În ultimul timp se folosesc pe scară din ce în ce mai largă catozii din hexaborură de lantan ( $\text{LaB}_6$ ), care operează la temperaturi mai scăzute (cca.  $1500\text{ }^\circ\text{C}$ ) față de catozii din wolfram ( $2400\text{ }^\circ\text{C}$ ) [33]. În fig. 2.3 se prezintă variația emisie termoelectronice a  $\text{LaB}_6$  în comparație cu W.

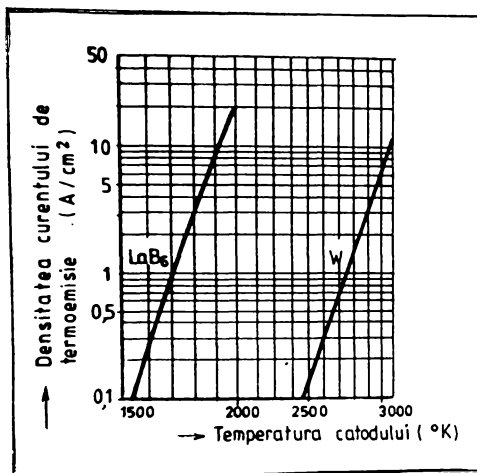


Figura 2.3 - Emisia termoelectronică a  $\text{LaB}_6$  și W

Hexaborura de lantan se caracterizează prin temperatură ridicată de topire ( $2700\text{ }^\circ\text{C}$ ), lucru mecanic de ieșire mic ( $2,7\text{ eV}$ ) față de W ( $4,5\text{ eV}$ ). Din acest motiv densitatea curentului de emisie este mai mare decât a W ( $10\text{ A/cm}^2$ , față de  $0,6\text{ A/cm}^2$  pentru W) [34].

Timpul de viață al catodului, adică perioada în care se generează un fascicul de electroni stabil pe o durată mai mare, este un factor foarte important.

Astfel, s-a constatat că timpul de viață al unui catod din  $\text{LaB}_6$  este de 10 ori mai mare decât timpul de viață al unui catod din W și este în strânsă dependență de temperatura și presiunea de lucru.

Cea mai importantă caracteristică pentru un tun electronic este capacitatea de a genera și accelera un fascicul de electroni stabil pe o durată cât mai mare. Totuși în cazul tunurilor electronice de mare putere generarea unui curent al fasciculului de valori ridicate este foarte dificil. În acest caz, principala problemă este realizarea unui fascicul de electroni stabil. Pentru a asigura stabilitatea fasciculului este importantă menținerea suprafeței de emisie a catodului la temperatură constantă, pentru a obține un anumit curent al fasciculului.

Utilizarea catozilor din  $\text{LaB}_6$  conduce la obținerea unor curenți ai fasciculului mai mari decât în cazul folosirii catozilor din W, la aceeași temperatură de încălzire. De asemenea, catozii cu încălzire indirectă produc curenți ai fasciculului cu valori mai mari decât catozii cu încălzire directă.

Durata de viață a catozilor cu încălzire directă este mai mică decât a catozilor cu încălzire indirectă, dar sunt mai simpli și mai ușor de înlocuit decât ceilalți. Pentru catozii din  $\text{LaB}_6$  cu încălzire indirectă s-a obținut o durată de viață mai mare de 50 ore, la o variație în timp a curentului fasciculului de  $\pm 2\%$  [33].

Electronii emiși de catod sunt accelerați spre anod de diferența de potențial existentă între aceștia. În funcție de numărul de electroni care ajung la anod, funcționarea tunului electronic poate avea loc în regim de sarcină spațială sau în regim de saturație termică.

Majoritatea tunurilor electronice funcționează în regim de sarcină spațială, curentul fasciculului de electroni fiind, în acest caz, independent de temperatura de încălzire a catodului.

Electronii accelerați spre anod sunt focalizați cu ajutorul unor bobine electromagnetice, formând un fascicul cu diametrul minim în dreptul orificiului anodului. Prin variația curentului de focalizare se obține modificarea poziției focarului fasciculului de electroni.

Tunul electronic mai este prevăzut cu un sistem de deflexie, format din două bobine electromagnetice cu axele perpendiculare, care asigură devierea fasciculului după orice direcție.

### 2.1.2 Camera de sudare

În general, camera de sudare cuprinde sistemul de deplasare relativă tun electronic-piesă. În cazul camerelor de sudare de dimensiuni mari sau la anumite instalații specializate, în interiorul camerei sunt plasate unul sau mai multe tunuri electronice mobile.

Camera de sudare se confecționează din oțel inoxidabil nemagnetic cu grosimea dependentă de tensiunea de accelerare a electronilor, pentru a asigura protecția operatorului împotriva radiației X. Pentru camere de sudare de dimensiuni mari, pereții se confecționează din oțel carbon placat cu oțel inoxidabil sau sunt căptușiți cu un strat de plumb.

Camerele de sudare sunt prevăzute cu hublouri din sticlă plumbată pentru a proteja operatorul de radiațiile X, în timpul urmării procesului de sudare.

Camerele de sudare sunt dimensionate în funcție de componentele ce urmează a fi sudate. Astfel, pentru componente cu dimensiuni mari există camere de sudare cu volumul până la 600 m<sup>3</sup>. De asemenea pentru utilizarea eficientă a unei instalații, se pot realiza camere de sudare din mai multe tronsoane, ce se pot cupla și folosi după necesități [35].

În general, sudarea cu fascicul de electroni se realizează prin deplasarea piesei față de tunul electronic. În acest caz, sistemul de deplasare trebuie să asigure mișcarea după două direcții perpendiculare X,Y, respectiv rotația pieselor după două axe.

### 2.1.3 Sistemul de alimentare

Sistemul de alimentare cuprinde sursele de alimentare cu energie electrică a componentelor instalației de sudare. Astfel, pentru alimentarea tunului electronic sunt necesare un transformator ridicător de tensiune, respectiv un



redresor de înaltă tensiune. De asemenea, pentru funcționarea tunului este necesar un sistem de încălzire a catodului, respectiv pentru asigurarea tensiunii de polarizare. Toate tensiunile de alimentare sunt stabilizate.

#### 2.1.4 Sistemul de vidare

Sistemul de vidare asigură realizarea presiunii de lucru atât în tunului electronic, cât și în camera de sudare. Din acest motiv, instalațiile de sudare cu fascicul de electroni conțin două sisteme de vidare: sistemul de vidare al tunului electronic, respectiv sistemul de vidare al camerei de sudare.

Sistemul de vidare al tunului electronic asigură o presiune de  $10^4$ - $10^6$  torr și este compus dintr-o pompă de vid preliminar și o pompă de difuzie.

Sistemul de vidare al camerei de sudare permite obținerea unei presiuni de lucru de  $10^{-4}$ - $10^{-5}$  torr și constă dintr-una sau mai multe pompe de vid preliminar și o pompă de difuzie.

Cele două sisteme de vidare sunt independente, tunul electronic putând fi menținut în permanență în stare de funcționare.

Din punct de vedere al presiunii de lucru, există instalații de sudare care funcționează în condiții de vid înalt ( $10^{-4}$ - $10^{-5}$  torr), vid parțial ( $10^{-2}$  torr), respectiv în atmosferă. În ultimul caz, distanța de tir este redusă (10-15 cm), deoarece atmosfera are rol de frânare și dispersie a fascicului de electroni.

De asemenea există instalații de sudare cu cameră vidată respectiv instalații de sudare cu vid local, ceea ce implică mobilitatea tunului electronic față de piesa de sudat.

#### 2.1.5 Sistemul de comandă și reglare

Sistemul de comandă și reglare permite fixarea, respectiv variația parametrilor implicați în procesul de sudare.

De regulă, tensiunea de accelerare a fasciculului și parametri de încălzire a catodului sunt stabiliți prin construcția tunului electronic și se păstrează constanți în timpul sudării.

Principalii parametri variabili sunt curentul fasciculului de electroni, curentul de focalizare, viteza de sudare, respectiv modul de acțiune a fasciculului față de piesa de sudat.

Curentul fasciculului se constituie din curentul electronilor retrodifuzăți, curentul preluat de piesa de sudat, respectiv curentul de pătrundere, care traversează piesa și este cules de un captor din cupru.

Curentul electronilor retrodifuzăți stă la baza principiului de funcționare a sistemelor de poziționare precisă a fasciculului pe linia de îmbinare. Astfel, înainte de sudare are loc poziționarea la rece cu ajutorul unui fascicul de electroni de putere mică, ce baleiază perpendicular pe linia de îmbinare. Constanța curentului electronilor retrodifuzăți măsurat în timpul acestei operații indică o poziționare corectă a fasciculului pe îmbinare.

În procesul de monitorizare și control a calității îmbinărilor sudate se urmărește îmbunătățirea acestora prin evitarea apariției defectelor de sudare. Aceasta se poate face prin măsurarea curentului de pătrundere și corelarea sa cu proporția de apariție a defectelor de sudare. În figura 2.4 se prezintă principiul metodei de măsurare a curentului de pătrundere [36].

Raportul între valoarea medie a curentului de pătrundere ( $I_p$ ) și curentul total al fasciculului ( $I_{fasc}$ ) se poate corela cu probabilitatea de apariție a defectelor. Metoda se poate aplica la controlul defectelor de rădăcină, în cazul sudării pieselor cu grosime mare (100 mm) [37].

În figura 2.5 se prezintă relația între curentul fasciculului ( $I_{fasc}$ ) și curentul de pătrundere mediu ( $\overline{I_p}$ ) la sudarea unei table din oțel inoxidabil SUS 304 cu grosimea de 10 mm.

Se observă o creșterea a curentului de pătrundere odată cu creșterea curentului fasciculului.

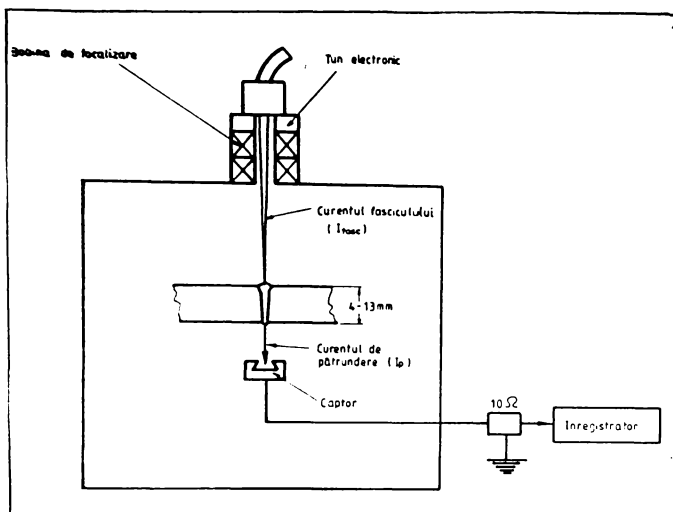


Figura 2.4 - Principiul metodei de măsurare a curentului de pătrundere

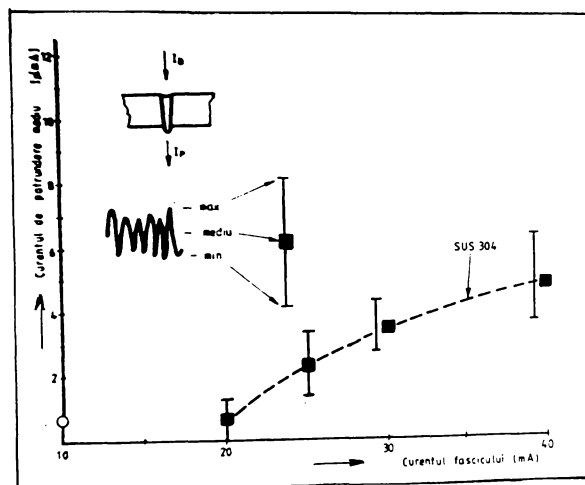


Figura 2.5 - Relația între curentul fasciculului și curentul mediu de pătrundere

Având în vedere densitatea ridicată de energie a fascicului de electroni care permite sudarea materialelor cu o gamă largă de grosimi și configurații, s-au dezvoltat diferite poziții de sudare. În figura 2.6 se prezintă schematic diagrama pozițiilor de sudare posibile cu fascicul de electroni [38].

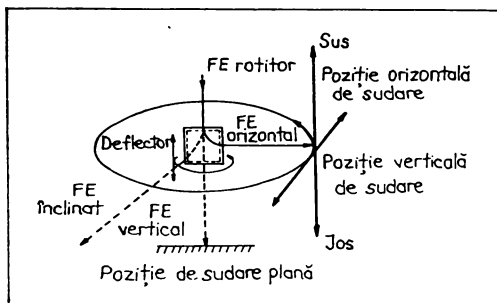


Figura 2.6 - Poziții de sudare cu fascicul de electroni

Sudarea materialelor cu grosime mare (min. 100 mm) este posibilă numai cu fascicul de electroni orizontal (fig.2.7).

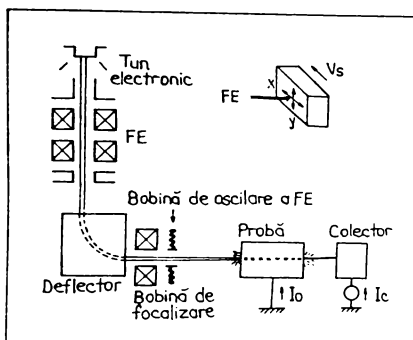


Figura 2.7 - Sudarea cu fascicul de electroni orizontal

Obținerea fascicului de electroni orizontal se realizează cu ajutorul unui deflector, care modifică direcția de acțiune a fascicului cu 90 °.

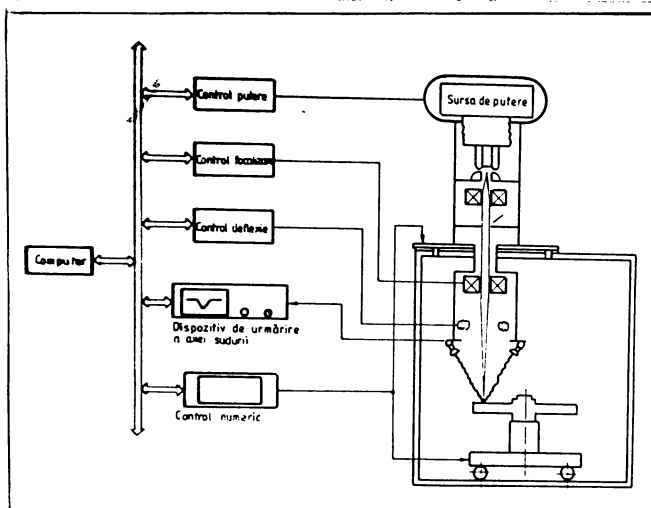


Figura 2.8 - Instalație de sudare cu fascicul de electroni cu sistem computerizat de control

Dezvoltarea electronicii și a tehnologiilor computerizate fac posibilă urmărirea și controlul de înaltă precizie a energiei fascicului util pentru sudare. Astfel, în figura 2.8 se prezintă schema unei instalații de sudare cu fascicul de electroni, prevăzută cu un sistem computerizat de urmărire a îmbinării, respectiv cu un sistem de senzori cu raze X conectat la un sistem de control cu comandă numerică pentru sudarea automată.

### 2.1.6 Sistemul de urmărire și vizualizare a procesului de sudare

Cel mai simplu mod de urmărire a procesului de sudare este prin vizualizare directă prin intermediul hublourilor, cu care este prevăzută camera de sudare.

Dar pentru a urmări mai precis procesul de sudare este necesară automatizarea ciclului de sudare. În acest sens este foarte importantă poziționarea fasciculului pe îmbinare. Aceasta se poate realiza în principal, în 3 moduri: cu ajutorul unei lunete de vizualizare (periscop), prin sistem de televiziune cu circuit închis, respectiv cu ajutorul unui dispozitiv "Reflectron" pe bază de electroni retrodifuzăți.

Luneta de vizualizare sau periscopul constă dintr-o oglindă poziționată la  $45^\circ$ , care dispune de două fire reticulare perpendiculare, a căror intersecție coincide cu axa fasciculului de electroni. Se folosește pentru poziționarea fasciculului pe îmbinare înainte de sudare. Periscopul este montat în așa fel încât să fie retras în timpul operației de sudare.

Sistemul de televiziune constă dintr-o cameră de televiziune conectată la un sistem optic ce urmărește linia îmbinării. Acest sistem permite suprapunerea optică a imaginii îmbinării peste firele reticulare ale sistemului optic. Mărirea obținută în acest caz este de 10 ori.

Reflectronul este un dispozitiv pus la punct de firma "Sciaky", care se bazează pe principiul electronilor retrodifuzăți de piesă [39]. În figura 2.9 se prezintă schematic principiul de funcționare a Reflectronului.

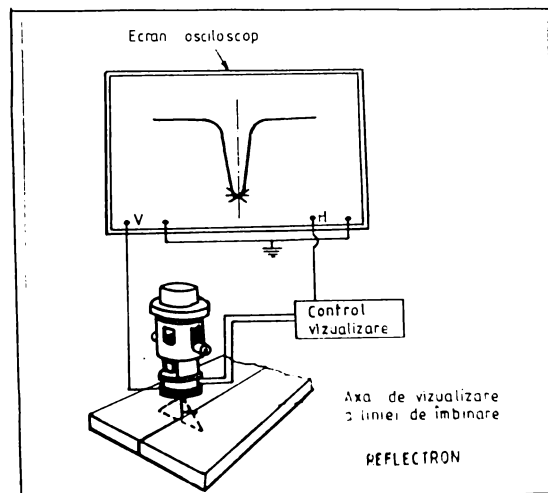


Figura 2.9 Schema de principiu a Reflectronului

Când fasciculul de electroni bombardează piesele de sudat o parte din electroni sunt retrodifuzăți. Acești electroni sunt captați de o placă de cupru izolată, situată sub tunul electronic și găurită în centru pentru a permite trecerea fasciculului. Între placă și piesele de sudat există o diferență de potențial proporțională cu numărul de electroni retrodifuzăți.

Se balciază fasciculul de electroni perpendicular pe îmbinare. Când fasciculul este poziționat pe îmbinare, curentul de electroni retrodifuzăți este practic constant, dar când traversează îmbinarea acest curent scade considerabil. Aceasta se traduce pe osciloscop printr-o curbă în V.

Un circuit detectează trecerea instantanee prin zero a semnalului de deflexie și permite creșterea luminozității petei catodice. Aceasta se traduce printr-un punct strălucitor pe ecran, care materializează axa electrono-optică a tunului.

Dacă alinierea fasciculului pe îmbinare este corectă, se observă pe ecranul osciloscopului o imagine identică cu cea din figura 2.10A. Când tunul electronic este puțin spre dreapta, operatorul vede o imagine ca cea din figura 2.10B, iar dacă este spre stânga se observă o imagine ca în figura 2.10C.

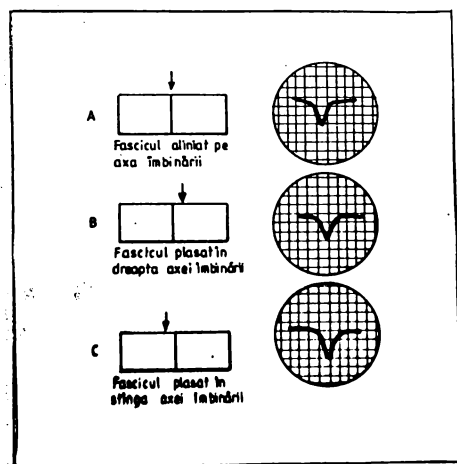


Figura 2.10 - Curbe observate pe Reflectron în funcție de poziția fasciculului de electroni

Cu ajutorul Reflectronului se poate baleia toată lungimea îmbinării pentru a verifica corectitudinea alinierii tunului electronic. De asemenea, alura curbelor înregistrate pe Reflectron reproduc cu o bună aproximare configurația îmbinării.

Sistemul de comandă și urmărire prin calculator poate controla în permanență și cu precizie ridicată mai multe instalații de sudare, permițând modificarea simultană a pozițiilor de sudare sau a parametrilor de sudare (curbe neregulate, variații ale grosimii materialului de sudat).

Parametrii de funcționare ai fiecărei instalații sunt introduși în memoria calculatorului, fie prin intermediul modulelor de reglare, fie plecând de la pupitrul central prin intermediul unei mașini de scris (sau tastatură). Pupitrul central de comandă dirijează și reglează diferiți parametri, cum ar fi: puterea de sudare, viteza de sudare, focalizarea, deflexia, respectiv înregistrează timpul de sudare și conturul îmbinării (Reflectron). De asemenea controlează diferite mișcări relative corespunzătoare pozițiilor succesive ale tunului electronic, respectiv ale pieselor de sudat.

Calculatorul verifică cel puțin o dată la 20 ms starea butoanelor de comandă și de siguranță astfel ca toate să funcționeze. Reglajele înregistrate sunt dirijate către memoria calculatorului și comparate cu cele care se întorc în permanență în pupitrul central.

La nivelul fiecărei instalații un modul de comandă permite decodarea și execuția ordinilor date de calculator, respectiv codarea informațiilor provenite de la fiecare instalație.

Automatizarea procesului de sudare cu fascicul de electroni implică urmărirea parametrilor de sudare, urmărirea configurației îmbinării, perfecționarea sistemelor de manipulare și poziționare a pieselor, respectiv monitorizarea și controlul procesului.

În cadrul procesului de sudare nu este suficientă vizualizarea îmbinării sudate, ci și urmărirea ei. În cazul sudurilor liniare acest lucru este mai ușor de realizat, prin reperarea punctelor de plecare, respectiv de sfârșit ale sudurii. Dacă îmbinarea este curbă este necesară urmărirea automată a îmbinării prin



diferite metode. Astfel, se poate utiliza un palpator solidar cu tunul electronic care urmărește curba îmbinării și este racordat la dispozitivele de deplasare a piesei.

Această metodă este folosirea controlului numeric pentru realizarea cu viteză ridicată a sudurilor identice, prin programarea deplasării relative piesă-tun electronic.

De asemenea, folosirea Reflectronului permite realizarea unui sistem de auto-pilotare pe îmbinări neliniare pe baza înregistrării în memorie a traseului îmbinării.

## **2.2 Instalații de sudare cu fascicul de electroni de putere mare**

În cadrul studiilor teoretice și empirice efectuate de diferiți cercetători s-a constatat că efectul tensiunii de accelerare este strâns legat de densitatea de energie și adâncimea de pătrundere. Astfel, adâncimea de pătrundere variază cu tensiunea de accelerare la puterea 1,3.

La instalațiile de sudare cu tensiunea de accelerare sub 200 kV, această tensiune este limitată datorită existenței unei singure trepte de accelerare și a fenomenelor de descărcare ce apar în tunul electronic.

Pentru a depăși aceste restricții și pentru creșterea în continuare a tensiunii de accelerare, cercetătorii japonezi au dezvoltat un tun electronic cu tensiune ultra-înaltă cu mai multe trepte de accelerare [41]. În figura 2.11 este prezentată schema unei instalații de sudare cu fascicul de electroni dotată cu un tun electronic cu 11 trepte de accelerare.

Prima treaptă de accelerare este de 100 kV, iar celelalte trepte au câte 40 kV. În total, instalația operează cu tensiunea de accelerare de 500 kV. Reglarea tensiunii de accelerare se face în limitele a  $\pm 0,5 \%$ .

Prima treaptă de accelerare dispune de un catod de W cu încălzire directă, având dimensiunile 2x2 mm sau 2,5x2,5 mm. Pentru a accelera și

localiza eficient fasciculul de electroni, a doua treaptă este prevăzută cu o bobină de aliniere și una de focalizare.

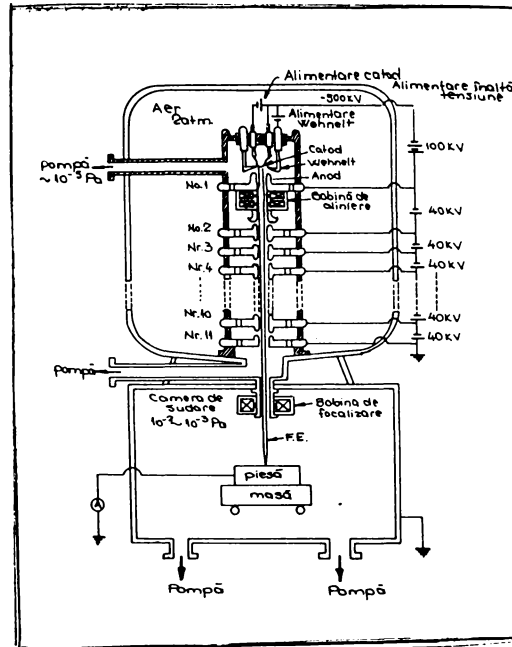


Figura 2.11 - Instalație de sudare cu fascicul de electroni cu tensiune ultra-înaltă

Tunul electronic are 2,5 m lungime și 0,45 m diametru. Presiunea în tun este de  $10^{-4}$ - $10^{-5}$  Pa.

Fasciculul de electroni emis în prima treaptă de accelerare este reglat cu o bobină de aliniere în treapta a doua pentru a fi efectiv focalizat de bobina de focalizare după ultima treaptă de accelerare.

În figura 2.12 se prezintă relația între curentul de focalizare și distanța focală pentru un fascicul cu următoarele caracteristici:  $U_{acc} = 500$  kV,  $P = 10$  kW,  $d = 4$  mm.

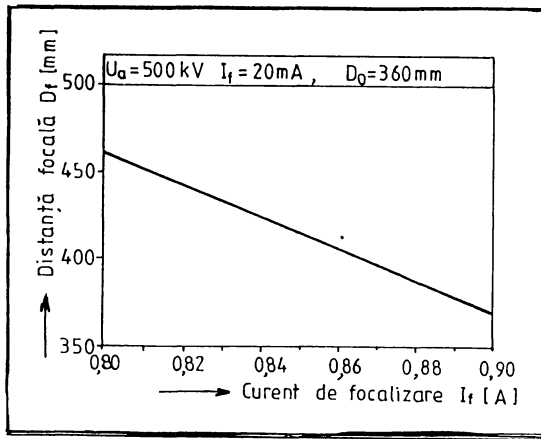


Figura 2.12 - Relația între curentul de focalizare și distanța focală

Se observă că dependența între curentul de focalizare și distanța focală variind de la 370 la 460 mm, este liniară.

Chiar și la puteri cuprinse între 20 - 70 kW se poate obține un fascicul de electroni cu diametrul de 4 mm, menținându-se proporționalitatea între curentul de focalizare și distanța focală.

Pe baza modelului prezentat s-a realizat un nou tip de instalație de sudare cu fascicul de electroni având tensiunea de accelerare 600 kV [42]. În acest caz, instalația este prevăzută cu un tun electronic cu 13 trepte de accelerare: prima treaptă 100 kV, în treptele 2...13 având 41,7 kV. Reglarea tensiunii de accelerare se face în limitele  $\pm 0,2$  %.

Presiunea în tunul electronic este de  $10^{-5}$  Pa, iar în camera de sudare  $10^{-4}$  Pa.

Realizarea unor instalații de sudare cu fascicul de electroni cu tensiune de accelerare înaltă a dus la posibilitatea obținerii unei focalizări puternice a fasciculului până la o densitate de energie de  $1,4 \cdot 10^7$  W/cm<sup>2</sup>.

În asemenea condiții se pot obține suduri foarte înguste, cu adâncimea de pătrundere ridicată. În fig. 2.13 se prezintă câteva macrostructuri prelevate din îmbinări sudate din oțel inox. realizate cu viteze la sudare cuprinse între 100 și 1200 mm/min. [41].

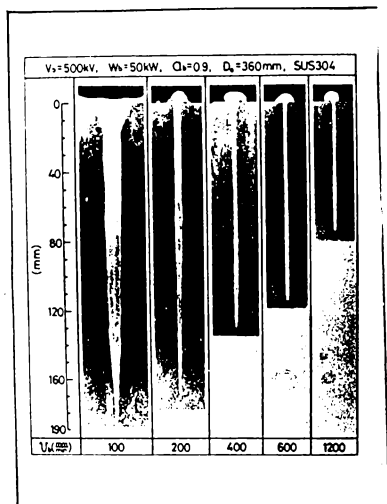


Figura 2.13 - Macrostructuri - oțel inox. SUS 304

Se observă că adâncimea de pătrundere este aproape 180 mm.

### 2.3 Instalații de sudare cu fascicul de electroni în tandem

Densitatea ridicată de energie, specifică sudării cu fascicul de electroni poate conduce la apariția unor defecte de sudare, cum ar fi: porii, sudurile reci, variațiile pătrunderii sau împrășcări de material. Aceste defecte se pot înlătura prin sudarea în tandem.

Principiul sudării în tandem este prezentat în figura 2.14 [38], [47]. Acest procedeu se aplică, în special, la sudarea tablelor subțiri (grosime < 3 mm), cu viteză ridicată ( $v_s > 15$  m/min.).

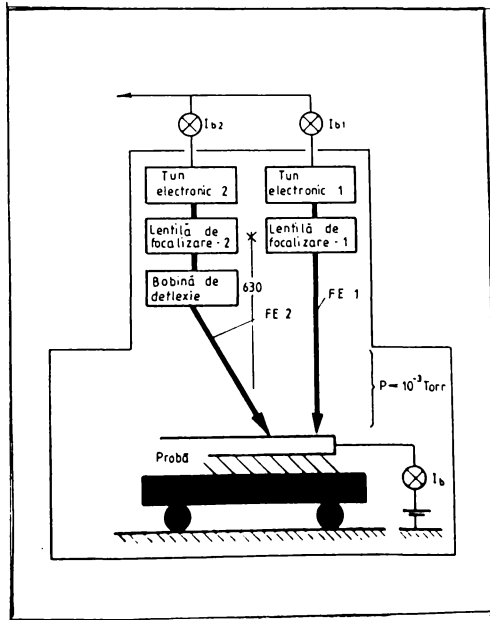


Figura 2.14 - Principiul sudării în tandem

La viteze de sudare mai mari de 20 m/min. apar defecte de suprafață, de ex. cratera, stropi, creștături, datorită metalului topit care se împrăștie din capilar și se solidifică foarte repede la suprafață. În acest caz, s-a dezvoltat o metodă de sudare în tandem cu fascicul deflectat (fig. 2.15).

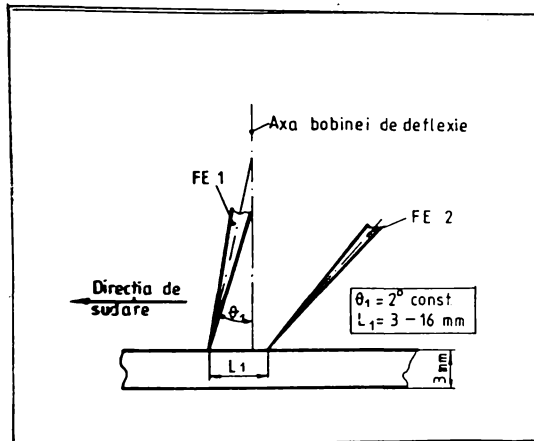


Figura 2.15 - Sudarea în tandem cu viteză ridicată

S-a constatat că la sudarea cu viteză ridicată a unei table din oțel inoxidabil SUS 304 cu grosimea de 3 mm, vizualizând procesul de sudare cu o cameră video, metalul topit se revarsă pe suprafața tablei, din ambele părți ale capilarului. Pentru a modifica unghiul frontal al capilarului, fasciculul de electroni principal a fost deflectat de la direcția verticală în direcția opusă sudării. Astfel, prin reîncălzirea metalului topit și resolidificarea sa se elimină principalele defecte de suprafață.

#### 2.4 Instalații de sudare cu fascicul de electroni cu material de adaos

Față de procedeul de sudare obișnuit, se poate realiza și sudarea materialelor de grosimi mari cu material de adaos, prin mai multe treceri [51].

În figura 2.16 se prezintă schematic principiul și parametrii sudării cu fascicul de electroni cu material de adaos.

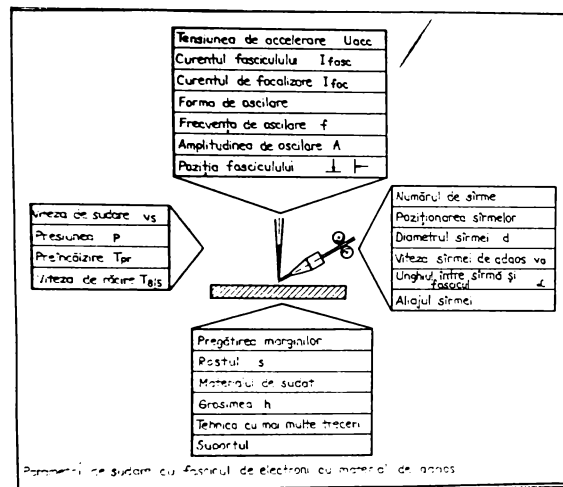


Figura 2.16

În acest caz, este necesară prelucrarea rostului în V sau Y.

Materialul de adaos se utilizează fie pentru a umple un mic rost între componentele de sudat, fie pentru a completa exteriorul cordonului de sudare pentru îmbunătățirea aspectului (trecere cosmetică).

Calitatea materialului de adaos trebuie să corespundă caracteristicilor metalurgice și mecanice ale îmbinării. El trebuie să participe la omogenitatea compoziției chimice a îmbinării.

Din punct de vedere microstructural, după sudarea celui de-al doilea strat cu material de adaos se obține o structură mai fină, iar valorile de duritate scad.

## **2.5 Instalația de sudare cu fascicul de electroni din dotarea ISIM Timișoara**

Instalația de sudare cu fascicul de electroni din dotarea ISIM dispune de un tun electronic de tip ELA 60/60 (Rusia) și permite sudarea în regim continuu și în împulsuri (fig. 2.17).

Tunul electronic este amplasat în poziție verticală și este prevăzut cu un sistem electrono-optic, de tip triodă. Generarea electronilor se face de la un catod din hexaborură de lantan, cu încălzire indirectă.

Principalele caracteristici tehnice ale instalației sunt următoarele [52]:

- |  |             |
|--|-------------|
| – puterea maximă,                              | 60 kW       |
| – tensiunea de accelerare,                     | 60 kV       |
| – domeniul de reglare al curentului de sudare, | 2...1000 mA |
| – stabilitatea tensiunii de accelerare         | 0,005       |
| – stabilitatea curentului de sudare            | 0,01        |
| – distanța de tir,                             | 50...200 mm |
| – unghiul de deflexie,                         | 10 °        |
| – tensiunea de alimentare,                     | 380/220 V   |
| – puterea absorbită,                           | 110 kVA     |

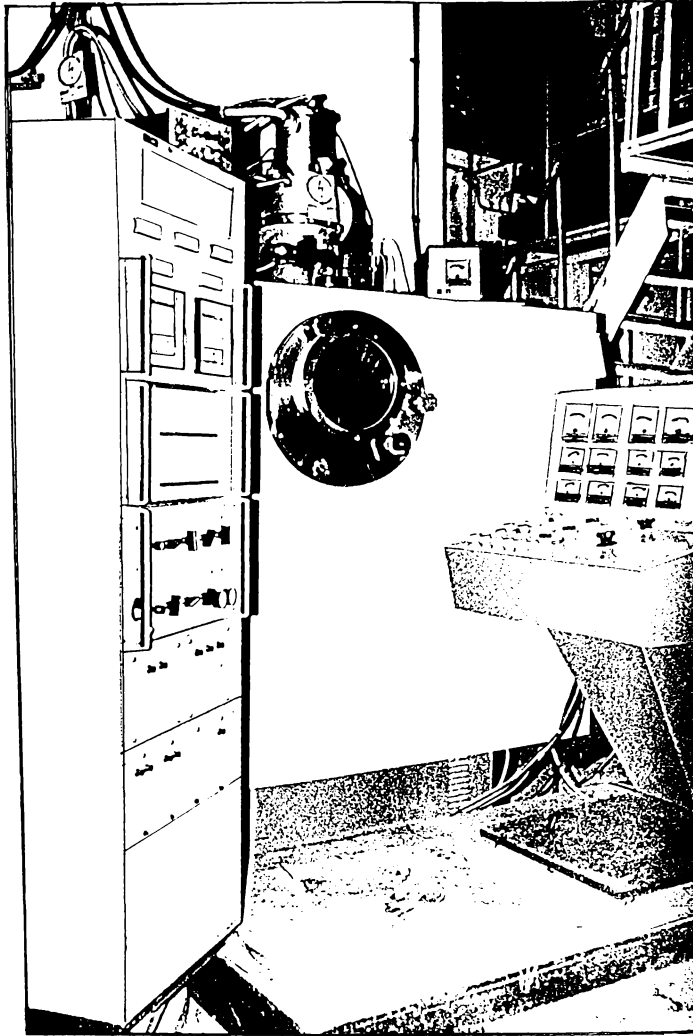


Figura 2.17 Instalația de sudare cu fascicul  
de electroni - ISIM

Instalația permite sudarea într-o singură trecere a diferitelor tipuri de oțel cu grosimea până la 120 mm, a titanului și aliajelor sale cu grosimea max. 150 mm, respectiv a aluminiului și aliajelor sale cu grosimea max. 200 mm.



Se poate obține un raport între adâncimea de pătrundere și lățimea sudurii cuprins între 10 și 20.

Instalația este prevăzută cu un dispozitiv de programare a variației curentului de sudare la începutul și sfârșitul sudurii, în limitele 0-8 s. De asemenea, se poate programa curentul de focalizare la sfârșitul sudurii, după un program prestabilit, pe parcursul a 3-30 s.

Instrumentele de măsură de pe dulapul de comandă permit urmărirea parametrilor de sudare, respectiv înregistrarea curentului de sudare și a curentului de focalizare.

Camera de sudare este prevăzută cu o masă pentru fixarea și poziționarea componentelor de sudat, care are posibilitatea de deplasare după 2 direcții în plan orizontal, X, Y, respectiv după direcția Z în plan vertical.

Pe această masă se pot fixa dispozitive speciale pentru sudarea circulară.

Instalația de sudare permite sudarea liniară a unor componente cu lungimea maximă 200 mm, respectiv sudarea circulară a componentelor cu diametrul maxim 200 mm.

La instalație se poate adapta un sistem de conducere a procesului de sudare cu fascicul de electroni [53], [54], [55].

## **Cap. 3 Elaborarea programului experimental de cercetare a îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni din oțeluri aliate**

### **3.1 Considerații generale asupra programului experimental**

Cercetarea corelației între procesele termice la sudarea cu fascicul de electroni și caracteristicile structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri aliate impune în prezent abordarea simultană a mai multor metode de investigare a fenomenelor metalurgice.

Extinderea cercetărilor privind îmbunătățirea unor caracteristici structurale și mecanice ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate prin aplicarea unor variante de tratament termic post-sudare permite atât evaluarea modului de delurare a transformărilor structurale datorate ciclurilor termice de tratament (încălzire-răcire), cât și stabilirea structurilor specifice care să asigure caracteristicile mecanice ale îmbinărilor sudate la nivelul metalului de bază.

La baza cercetărilor experimentale efectuate la Institutul de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara a stat un program complex de analiză a corelațiilor între procesele termice și caracteristicile structurale și mecanice folosind mai multe metode de investigare [56], în strânsă interdependență. Programul experimental este prezentat în figura 3.1.

Programul experimental urmărește analiza unor variante de îmbinări din oțeluri aliate, sudate cu fascicul de electroni, prin metode metalografice, respectiv încercări mecanice, la care se adaugă o serie de metode moderne de investigare microstructurală (stereometrie, microfractografie, etc.) care vor conduce, în final, la interpretarea modificărilor structurale și a variației unor caracteristici mecanice ale îmbinărilor sudate [58].

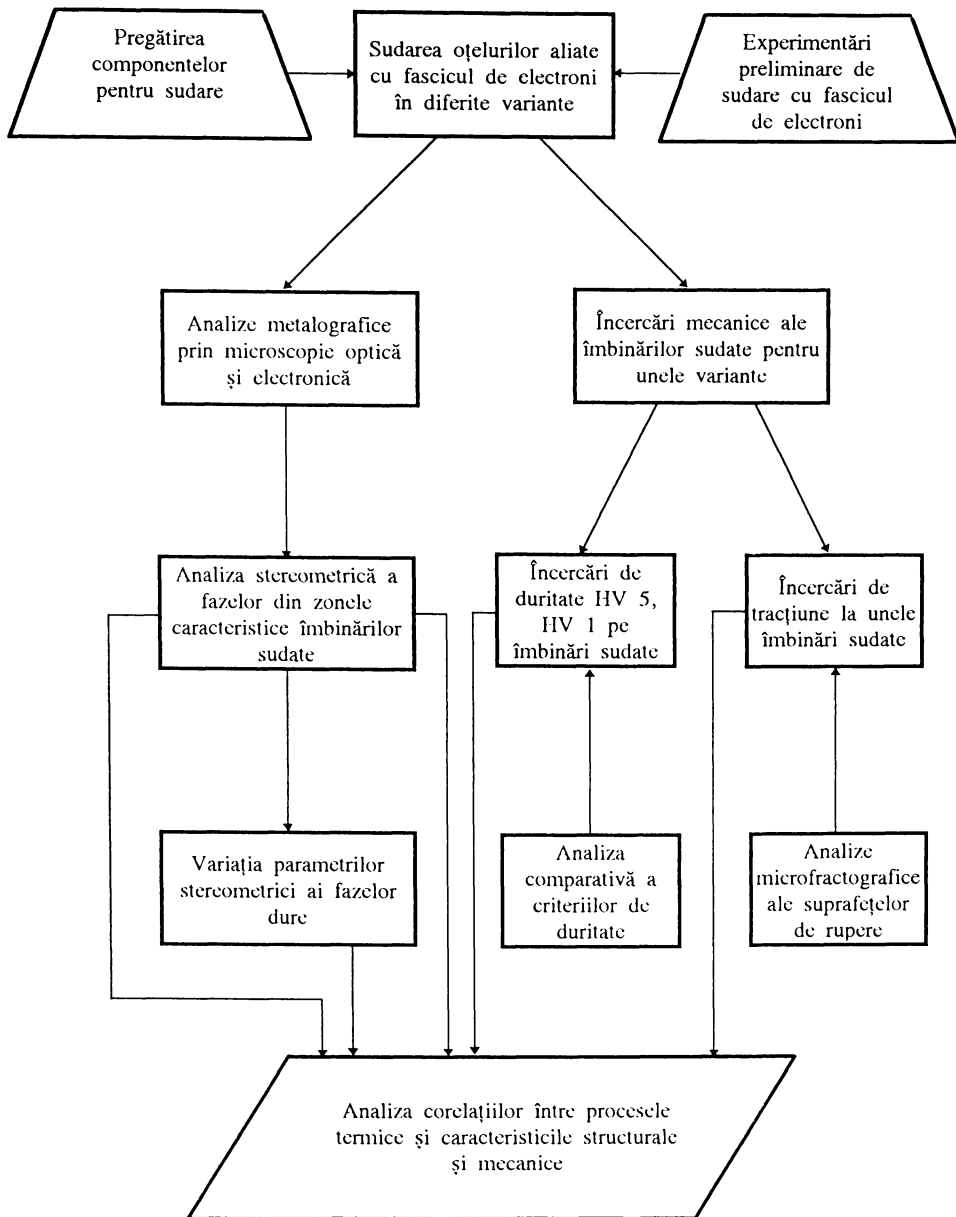


Figura 3.1 Programul experimental

### 3.2 Principalele oțeluri aliate cercetate

În teză, se studiază o serie de oțeluri aliate sudabile folosite în industria construcțiilor de mașini, industria electrotehnică, chimică, care trebuie să prezinte o structură metalurgică și caracteristici mecanice stabile pe perioade lungi de timp, la valori acceptabile. [58], [59], [60].

Compozițiile chimice ale oțelurilor aliate investigate sunt prezentate în tabelul 3.2.1.

Tabelul 3.2.1

Marca oțelului	Compoziția chimică [%]										Clasa oțelului
	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	V	Mo	S <sub>max</sub>	P <sub>max</sub>	
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
W1.4301 (X5CrNi18.9) (DIN 17100)	max. 0,07	max. 2,0	max. 1,0	17,0 † 19,0	9,0 † 11,0	-	-	-	-	-	aliat, rezistent la coroziune
40Cr10 (STAS 791-95)	0,36 † 0,44	0,50 † 0,80	0,17 † 0,37	0,80 † 1,10	max. 0,30	-	-	-	0,025	0,025	aliat, pentru T.T.
VSiCrW20 (STAS 3611-88)	0,40 † 0,50	0,20 † 0,40	0,80 † 1,20	1,00 † 1,50	max. 0,35	1,80 † 2,20	0,15 † 0,30	-	0,025	0,030	aliat, pentru scule
CrV06 (STAS 3611-88)	1,10 † 1,25	0,20 † 0,40	0,15 † 0,30	0,50 † 0,80	-	-	0,07 † 0,12	-	0,035	0,035	aliat, pentru scule
51VCr11A (STAS 795-92)	0,47 † 0,55	0,80 † 1,10	0,15 † 0,35	0,90 † 1,20	0,30	-	0,07 † 0,12	-	0,035	0,035	oțel pentru arcuri
Rp5 (STAS 7382-88)	0,86 † 0,94	max. 0,40	max. 0,45	3,80 † 4,50	-	6,0 † 6,7	1,7 † 2,0	4,7 † 5,2	0,012	0,030	aliat, pentru scule
RUL1 (STAS 1456/1-89)	0,93 † 1,12	0,25 † 0,50	0,15 † 0,20	1,35 † 1,70	max. 0,30	-	-	max. 0,09	0,022	0,029	aliat, pentru rulmenți
RUL2 (STAS 1456/1-89)	0,93 † 1,12	0,95 † 1,25	0,38 † 0,68	1,25 † 1,70	max. 0,30	-	-	max. 0,09	0,022	0,029	aliat, pentru rulmenți

Principalele caracteristici mecanice de rezistență determinate experimental sunt prezentate în tabelul 3.2.2.

Tabelul 3.2.2

Marca oțelului	Dimensiunile epruvetei			Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	
	L [mm]	l [mm]	g [mm]	valoare maximă	valoare minimă
0	1	2	3	4	5
W1.4301	100	20	4,00	700	600
40Cr10	100	20	6,00	980	750
VSiCrW20	100	10	0,70	1100	575
CrV06	100	10	0,90	600	575
51VCr11A	100	10	2,00	675	600
Rp5	100	10	0,90	2200	2010

Caracteristicile mecanice ale oțelurilor aliate inserate în tabelul 3.2.2 s-au determinat pe baza încercărilor efectuate pe câte 3 epruvete din care s-au reținut doar valorile maxime și minime.

În cadrul programului experimental s-au ales oțeluri reprezentative, care să acopere domeniile principale din industria construcțiilor de mașini:

- domeniul fabricării sculelor așchietoare
- domeniul oțelurilor rezistente la coroziune
- domeniul fabricării arcurilor
- domeniul fabricării componentelor de rulmenți

Aceste oțeluri prezintă o sudabilitate limitată la aplicarea procedeelelor convenționale de sudare, făcând dificilă construcția prin sudare a unor componente. Teoretic, la baza acestor dificultăți la sudarea oțelurilor aliate stă gradul ridicat de aliere și implicit estimatorul carbon echivalent, cu valori mult peste cel optim, care să facă posibilă realizarea unor îmbinări sudate corespunzătoare. Mai mult, caracteristicile structurale și mecanice ale acestor oțeluri, aflate în diferite stări de tratament termic, nu pot fi asigurate după sudarea cu procedee convenționale, din cauza eterogenității structurale din zona sudurii, respectiv a influenței termice extinse pe o zonă largă.

Folosirea procedurii de sudare cu fascicul de electroni la oțelurile aliate alegee înlătură o serie de dezavantaje menționate anterior, în sensul că ciclurile termice specifice procedurii afectează pe zone înguste caracteristicile structurale și mecanice, pe ansamblu aceste caracteristici ale îmbinărilor sudate fiind la nivelul metalului de bază.

### 3.3 Metodologia de investigare a îmbinărilor sudate realizate

Pe baza experimentărilor preliminare de sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate, prin care s-au stabilit regimuri orientative de sudare, s-au putut elabora tehnologii de sudare în diferite variante. Aceste variante sunt următoarele:

- Varianta A: sudarea oțelului austenitic W1.4301
- Varianta B: sudarea oțelului 40 Cr 10
  - varianta B1: sudarea oțelului 40 Cr 10 fără preîncălzire
  - varianta B2: sudarea oțelului 40 Cr 10 cu preîncălzire
  - varianta B3: sudarea oțelului oțelului 40 Cr 10 cu tratament termic după sudare
- Varianta C: sudarea oțelurilor aliate VSiCrW20, CrV06 și 51VCr11A
  - varianta C1: sudarea oțelului VSiCrW20
  - varianta C2: sudarea oțelului CrV06
  - varianta C3: sudarea oțelului 51VCr11A
- Varianta D: sudarea combinațiilor de oțeluri aliate (îmbinări eterogene)
  - varianta D1: sudarea oțelului CrV06 cu oțel Rp5
  - varianta D2: sudarea CrV06 cu oțel Rp5 cu tratament termic după sudare
  - varianta D3: sudarea oțelului 51VCr11A cu oțel Rp5

- Varianta E: sudarea oțelurilor RUL1, RUL2
  - varianta ER1: sudarea oțelului RUL2 cu regimul 1
  - varianta ER1+Rev1...Rev6: sudarea oțelului RUL2 cu regimul 1 și aplicarea unor tratamente termice după sudare (Rev1...Rev6)
  - varianta ER2: sudarea oțelului RUL2 cu regimul 2
  - varianta ER3: sudarea oțelului RUL2 cu regimul 3
  - varianta ER4: sudarea oțelului RUL1 cu regimul 4
  - varianta ER5: sudarea oțelului RUL1 cu regimul 5
  - variantele ER5+Rev5, ER5+Rev6: sudarea oțelului RUL1 cu regimul 5, urmată de tratamente termice post-sudare în variantele Rev5, Rev6.

Îmbinările sudate realizate au fost supuse analizelor metalografice prin microscopie optică și electronică, respectiv încercărilor mecanice (încercarea de duritate și încercarea de tracțiune și îndoire, unde au fost posibile asemenea încercări). În unele cazuri, acest program de încercări a fost completat cu analiza stereometrică a fazelor dure din zonele caracteristice îmbinărilor sudate, respectiv cu analize microfractografice ale suprafețelor de rupere ale epruvetelor încercate la tracțiune.

## Cap. 4 Influența proceselor termice la sudarea cu fascicul de electroni asupra caracteristicilor structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri aliate

### 4.1 Experimentări preliminare în vederea stabilirii tehnologiilor de sudare cu fascicul de electroni [61], [62], [63].

#### 4.1.1 Date generale

Experimentările preliminare au urmărit studiul influenței parametrilor fasciculului de electroni asupra dimensiunilor geometrice ale îmbinărilor sudate. Pentru simplificare, aceste experimentări s-au făcut prin realizarea unor topiri cu fascicul de electroni (suduri cu pătrundere incompletă).

Înainte de sudare este necesară curățirea suprafețelor, pentru a evita volatilizarea impurităților, ceea ce ar conduce la apariția unor defecte de tip goluri (pori) [64]. Pentru curățirea suprafețelor în vederea îndepărtării urmelor de oxizi, ulci, rugină, etc. se folosesc următoarele metode:

- curățire cu perie metalică
- polizare
- degresare cu acetonă, alcool etilic, tricloretilenă, tetraclorură de carbon.

Experimentările preliminare s-au realizat pe două tipuri de materiale de bază: oțel tip C-Mn (cu rezistență la rupere cuprinsă între 370 și 520 N/mm<sup>2</sup>) și oțel inoxidabil Cr-Ni (18%Cr+8%Ni), tip 18/8.

Pentru fiecare material s-au efectuat topiri cu diferite regimuri, considerând ca parametrii variabili viteza de sudare, puterea de sudare și energia liniară introdusă la sudare.

În toate cazurile, s-a lucrat la focalizarea optimă, la o distanță de tir de 90 mm.



#### 4.1.2 Influența regimurilor de sudare asupra geometriei sudurilor cu pătrundere incompletă

În tabelele 4.1.1 și 4.1.2 se prezintă regimurile de sudare și dimensiunile geometrice ale topirilor realizate pentru cele două materiale investigate.

S-au făcut următoarele notații:

- P - puterea fasciculului, în kW
- $U_{acc}$  - tensiunea de accelerare, în kV
- $I_{fasc}$  - curentul fasciculului, în mA
- $I_{foc}$  - curentul de focalizare, în diviziuni
- $v_S$  - viteza de sudare, în m/min
- $E_L$  - energia liniară, în kJ/cm
- p - adâncimea de pătrundere, în mm
- $b_{max}$  - lățimea maximă a sudurii, în mm
- $b_{p/2}$  - lățimea sudurii la semi-pătrundere, în mm.

Tabelul 4.1.1 - Oțel C-Mn

Nr. probă	P (kW)	$U_{acc}$ (kV)	$I_{fasc}$ (mA)	$I_{foc}$ (div.)	$v_S$ (m/min)	$E_L$ (kJ/cm)	p (mm)	$b_{max}$ (mm)	$b_{p/2}$	$p/b_{p/2}$
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
2	9,64	34	280	5,8	1,80	3,21	6,8	3,5	2,3	2,95
3	10,20		300		1,45	4,25	10,5	3,0	1,5	7,00
4	10,20		300		0,90	6,80	14,0	3,7	1,7	8,23
5	10,20		300		0,45	13,60	21,0	5,0	2,5	8,40
6	10,20		300		0,18	32,80	32,3	5,6	2,3	14,04
7	9,86		290		0,14	44,0	35,0	3,3	3,0	11,66
8	10,20		300		0,11	56,5	34,0	4,4	2,5	13,60
10	14,0		39		360	6,2	1,80	4,69	14,2	3,0
11	14,4	370		1,45	6,00		16,4	2,8	1,7	9,64
12	14,4	370		0,90	9,65		22,0	3,8	1,7	12,94
13	14,4	360		0,45	19,30		31,6	5,4	2,7	11,70
14	14,8	380		0,30	28,10		36,0	7,5	3,0	12,00
15	22	44	500	66	1,80	7,3	20,5	2,8	1,45	14,1
16	22		500		1,45	9,2	20,7	3,0	1,50	13,8
17	1,5	15	100	4,1	1,80	0,50	0,6	1,8	1,6	0,97
18	1,5		100		1,45	0,62	0,8	2,0	1,5	0,53
19	1,5		100		0,90	1,06	1,1	2,9	2,0	0,55

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
20	1,5	15	100	4,1	0,45	2,00	1,4	3,3	2,4	0,58
21	1,5		100		0,11	8,35	2,4	4,0	2,7	0,88
22	5,2	26	200	5,2	1,90	1,73	5,0	2,9	2,1	3,38
23	5,0	25	200		1,45	2,08	4,8	3,5	2,4	2,00
24	5,2	26	200		0,90	3,22	6,6	3,1	1,5	4,40
25	5,0	25	200		0,45	6,66	8,5	4,0	2,0	4,25
26	5,0	25	200		0,11	27,80	18,5	10,2	3,8	4,87

Tabelul 4.1.2 Oțel tip 18/8

Nr. probă	P (kW)	U <sub>acc</sub> (kV)	I <sub>fasc</sub> (mA)	I <sub>foc</sub> (div.)	v <sub>s</sub> (m/min)	E <sub>L</sub> (kJ/cm)	p (mm)	b <sub>max</sub> (mm)	b <sub>p/2</sub>	p/b <sub>p/2</sub>
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	5,0	25	200	5,2	1,80	1,66	4,00	3,4	2,0	2,00
2					1,45	2,08	5,25	3,3	1,3	4,03
3					0,90	3,32	6,80	3,4	1,8	3,77
4					0,45	6,66	12,30	4,0	2,0	6,15
5					0,11	27,77	19,00	9,5	3,3	5,75
7	10,2	34	300	5,8	1,80	3,40	10,0	2,6	1,7	5,88
8					1,45	4,25	11,4	3,6	1,3	8,80
9					0,90	6,80	15,0	4,6	1,5	10,00
10					0,45	13,60	22,5	6,0	1,5	15,00
11					0,11	34,00	38,2	13,5	4,4	8,68
12	15,2	40	380	6,2	1,80	5,06	14,6	2,2	1,5	9,73
13					1,45	6,33	17,6	2,4	1,3	13,53
14					0,90	10,13	23,0	4,0	1,5	15,33
15					0,45	20,26	30,8	6,7	2,4	12,83

În figurile 4.1.1 și 4.1.2 se prezintă câteva macrostructuri ale topirilor realizate pe oțel C-Mn, respectiv pe oțel tip 18/8.

Analizând macrostructurile obținute se observă o variație semnificativă a adâncimii de pătrundere în funcție de regimul de sudare:

- la oțelul C-Mn s-au înregistrat adâncimi de pătrundere cuprinse între 0,6 mm și 36 mm.
- la oțelul tip 18/8, adâncimea de pătrundere a fost cuprinsă între 4 și 38,2 mm.

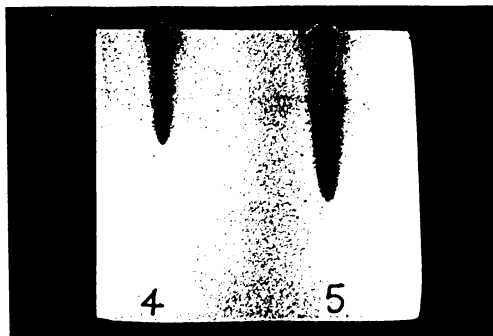


Figura 4.1.1 - Macrostructuri ale oțelului C-Mn

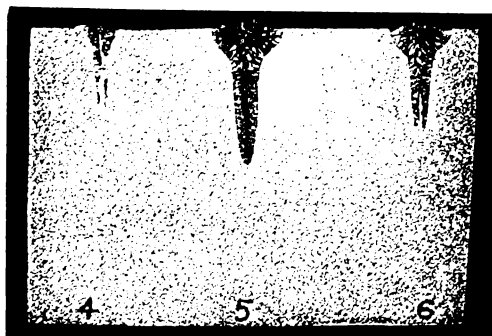


Figura 4.1.2 - Macrostructuri ale oțelului tip 18/8

#### 4.1.3 Corelații stabilite între adâncimea de pătrundere și viteza de sudare

Pe baza datelor experimentale prezentate în tabelele 4.1.1 și 4.1.2, s-au calculat curbele de regresie pentru variația adâncimii de pătrundere în funcție de viteza de sudare, la diferite valori ale puterii fasciculului.

În tabelul 4.1.3 se prezintă ecuațiile curbelor de regresie obținute pentru cele două materiale.

Tabelul 4.1.3

Material	Parametrul P (kW)	$p = f(v_s)$	$R^2$
0	1	2	3
Oțel C-Mn	1,5	$0,671x^2 - 2,223x + 2,499$	0,906
	5,0	$8,520x^2 - 23,089x + 19,575$	0,881
	10,0	$11,98x^2 - 38,417x + 38,601$	0,963
	14,0	$9,06x^2 - 33,199x + 44,897$	0,995
Oțel tip 18/8	5,0	$6,5x^2 - 20,814x + 20,748$	0,875
	10,0	$13,854x^2 - 41,557x + 40,926$	0,952
	15,0	$1,840x^2 - 15,904x + 36,856$	0,960

Valorile ridicate ale coeficienților de corelație  $R^2$  obținuți indică faptul că regresiiile calculate aproximează bine corelația existentă între cele două grupe de date experimentale.

În figurile 4.1.3 și 4.1.4 se prezintă grafic regresiiile obținute prin funcțiile  $p=f(v_s)$ .

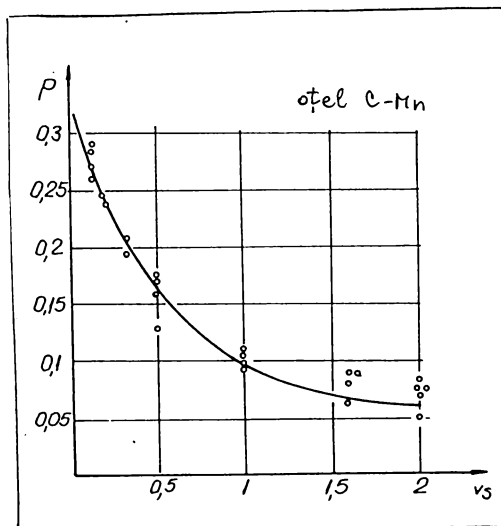


Figura 4.1.3  $p=f(v_s)$ , pentru oțelul C-Mn

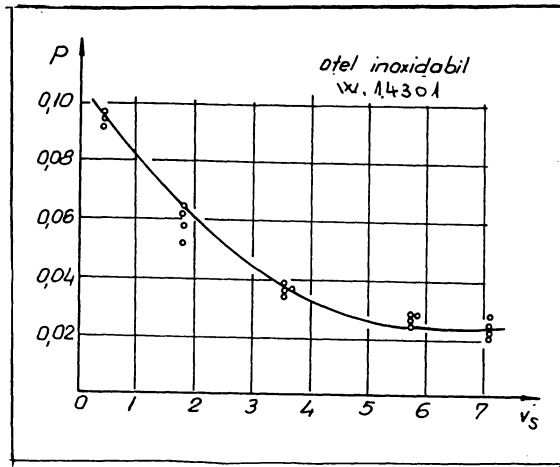


Figura 4.1.4  $p=f(v_s)$ , pentru oțelul tip 18/8

#### 4.1.4 Corelații stabilite între adâncimea de pătrundere și puterea fasciculului

În tabelul 4.1.4 se prezintă ecuațiile curbelor de regresie  $p=f(P)$ , pentru oțelul C-Mn.

Tabelul 4.1.4

Material	Parametrul $v_s$ (m/min)	$p=f(P)$	$R^2$
0	1	2	3
Oțel C-Mn	1,80	$-0,0018x^2+1,015x-0,956$	0,94
	1,40	$-0,0284x^2+1,672x-2,336$	0,98
	0,90	$0,0346x^2+1,159x-0,682$	0,99
	0,45	$0,0495x^2+1,088x-1,229$	0,98

În figurile 4.1.5 și 4.1.6 se prezintă grafic corelația  $p=f(P)$  pentru cele două materiale.

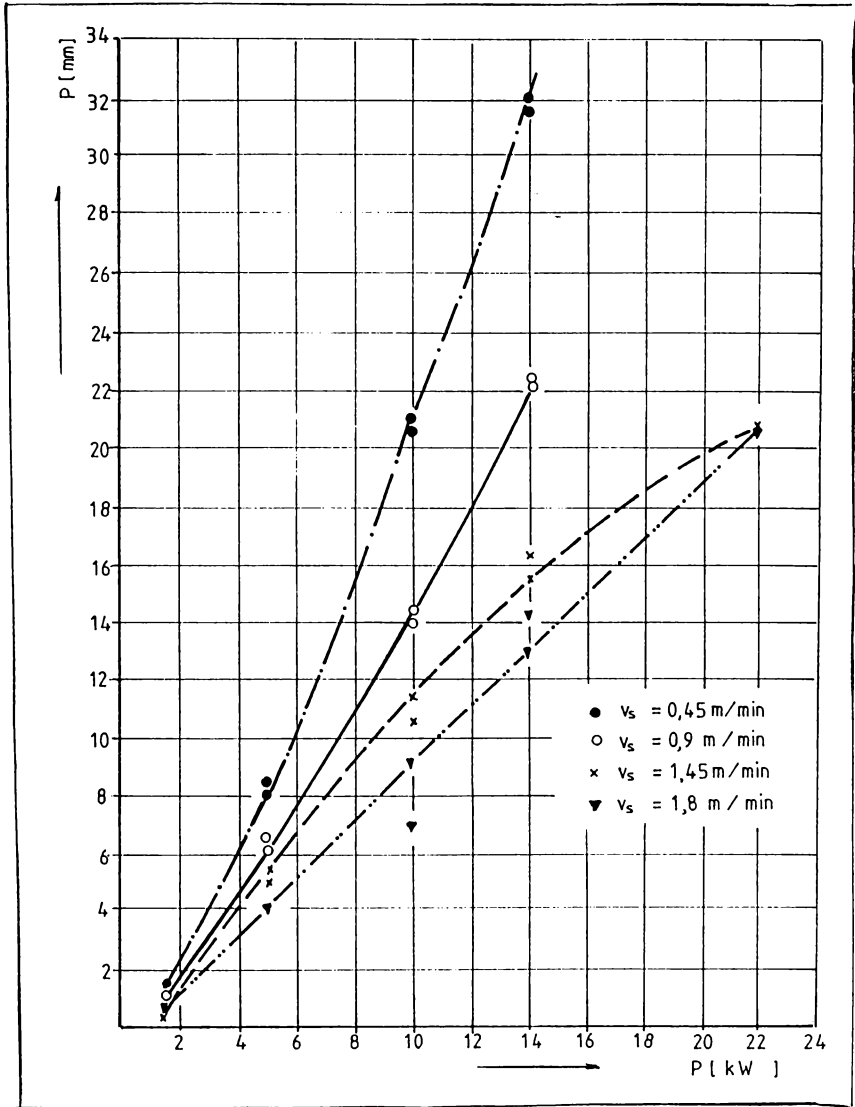


Figura 4.1.5 - Corelația  $p=f(P)$ , pentru oțelul C-Mn

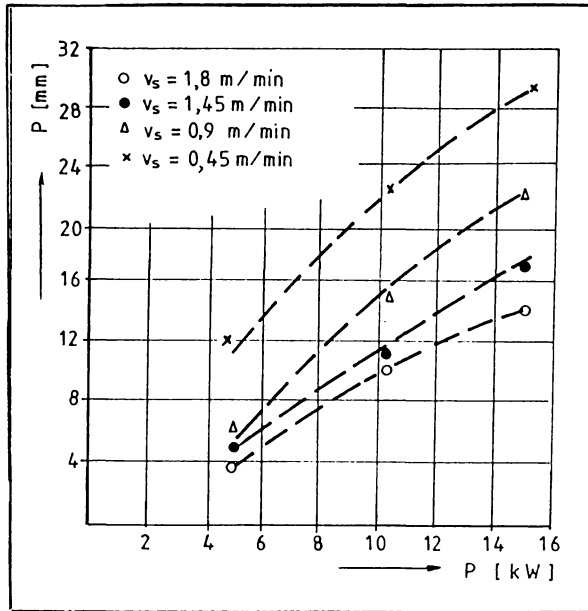


Figura 4.1.6 - Corelația  $p=f(P)$ , pentru oțelul tip 18/8

#### 4.1.5 Corelații stabilite între adâncimea de pătrundere și energia liniară introdusă la sudare

Energia de sudare reprezintă o componentă importantă în caracterizarea procesului termic la sudarea cu fascicul de electroni. Calculul energiei liniare s-a făcut pe baza relațiilor de la capitolul 1.

Influența energiei liniare asupra adâncimii de pătrundere prezintă unele aspecte caracteristice:

- a) În cazul oțelului C-Mn, la grosimi de material de 40 mm, variația energiei liniare în funcție de adâncimea de pătrundere prezintă două curbe uniform crescătoare, trasate pentru 2 valori ale tensiunii de accelerare (34 kV și 39 kV), prezentate în fig. 4.1.7.

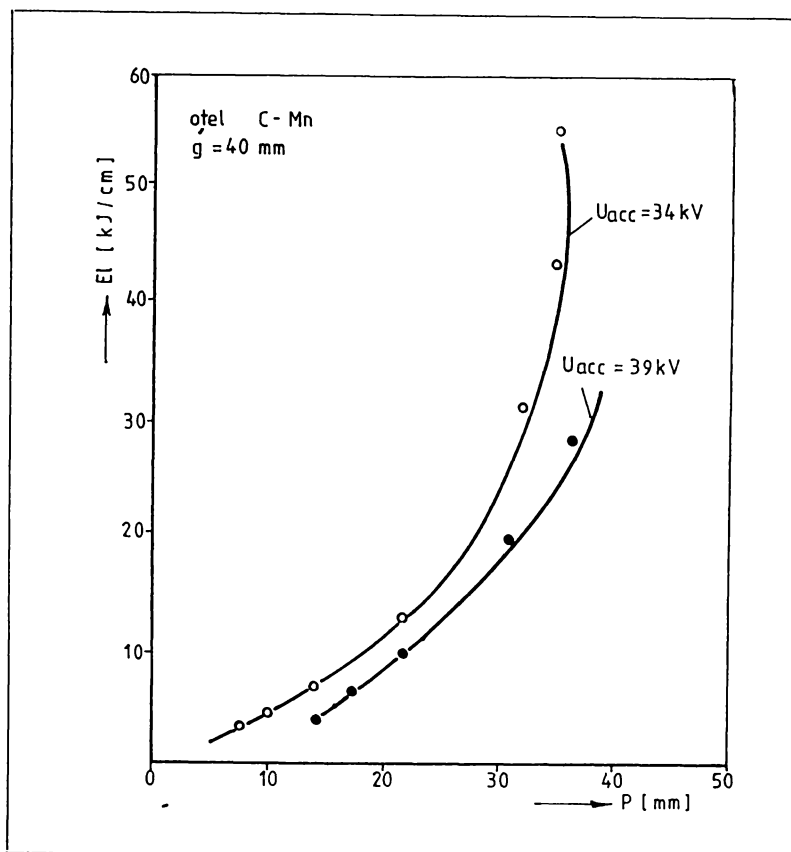


Figura 4.1.7 - Corelația  $E_l=f(p)$ , pentru oțelul C-Mn

b) În cazul oțelului tip 18/8, la grosimi de 40 mm, efectul tensiunii de accelerare este minim, iar variația energiei liniare la sudare variază în funcție de pătrundere după două curbe uniform crescătoare, evasiparalele (fig. 4.1.8).

c) La grosimea de 20 mm, pentru ambele oțeluri considerate, energia liniară prezintă valori crescătoare pe măsura creșterii valorilor adâncimii de pătrundere (fig. 4.1.9).



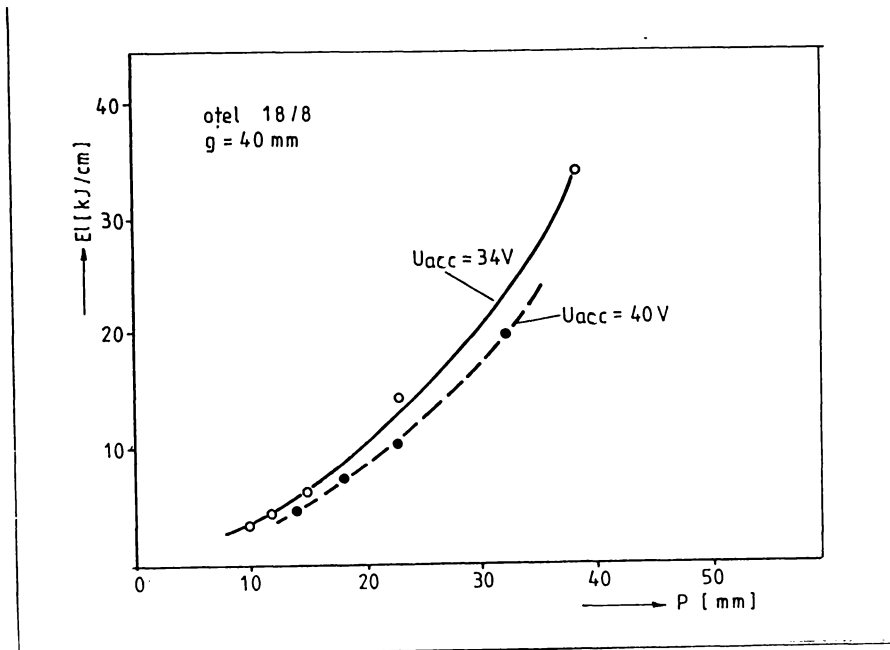


Figura 4.1.8 - Corelația  $E_I=f(p)$ , pentru oțelul 18/8

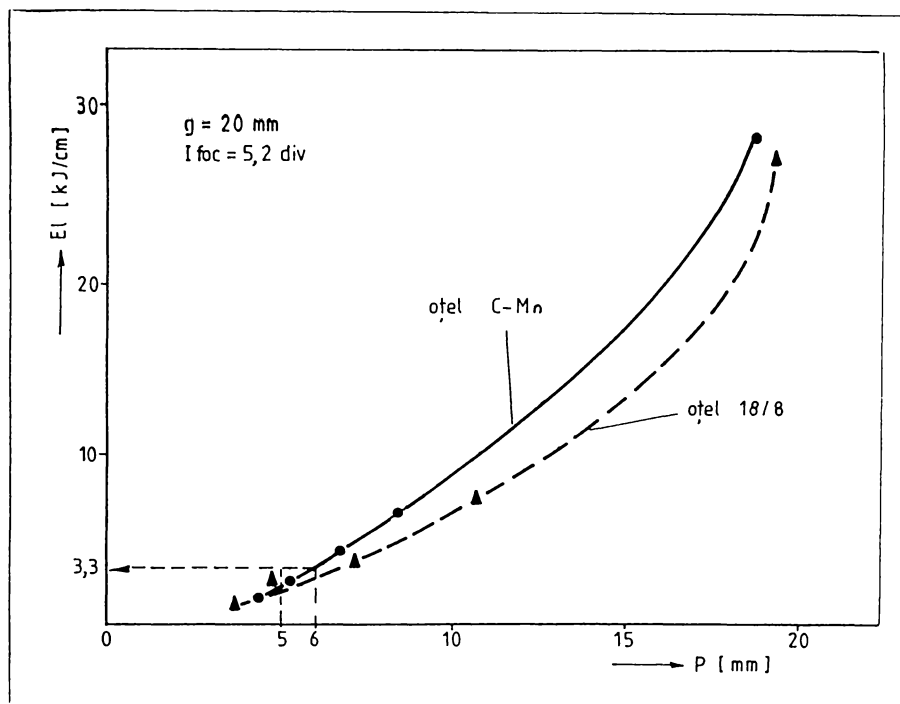


Figura 4.1.9 - Corelația  $E_I=f(p)$

Valorile energiei de sudare analizate în cadrul experimentărilor preliminare permit stabilirea energiei maxime la sudarea oțelurilor cu grosimea de max. 6 mm, la o valoare de 3,3 kJ/cm. Valorile individuale prezentate în tabelele 4.1.1 și 4.1.2 nu depășesc valoarea stabilită prin metode grafice, ceea ce atestă faptul că procedeul operează cu energii de sudare mult mai mici decât procedeele de sudare convenționale.

#### 4.1.6 Încercarea de duritate HV 5

Probele obținute în cadrul experimentărilor preliminare au fost examinate din punct de vedere metalografic și s-au făcut măsurători de duritate Vickers (HV5).

La probele din oțel tip 18/8 nu s-au observat defecte de sudare, pe când la probele din oțel C-Mn s-au observat pori.

În figura 4.10 se prezintă variația durității la o probă din oțel 18/8, respectiv schema de amplasare a urmelor de duritate.

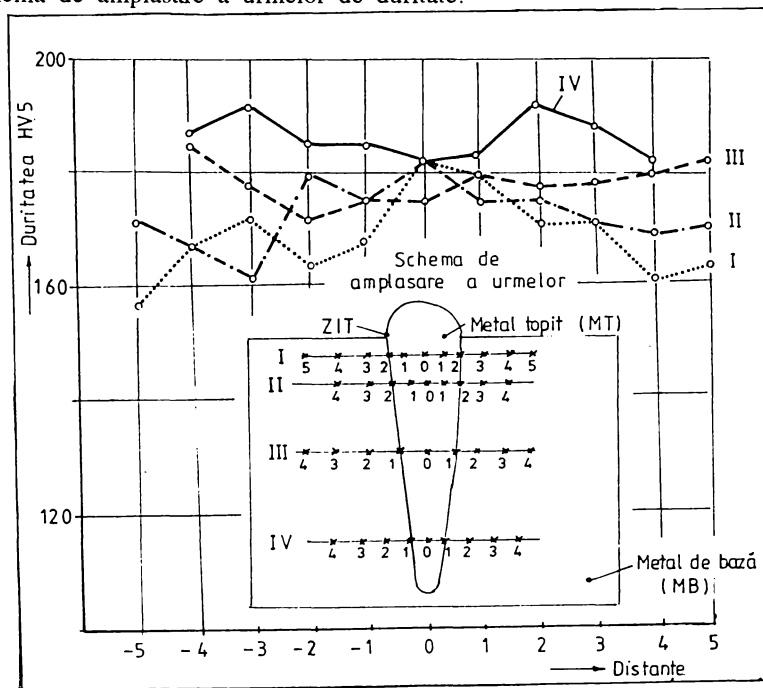


Figura 4.1.10 Variația durității HV 5, oțel tip 18/8

Măsurătorile de duritate nu au scos în evidență creșteri semnificative de duritate, valoarea maximă fiind sub 200 HV5.

Se observă că pe direcția IV, respectiv I apare o discontinuitate a durității.

Pe direcția IV (la rădăcină), duritatea în zonele caracteristice este cuprinsă între 180 și 190 HV5, iar pe direcția I (aproape de suprafață), duritatea variază între 160 și 180 HV5.

## **4.2. Varianta A - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel aliat W1.4301**

### **4.2.1 Date generale**

Oțelul W1.4301 este un oțel inoxidabil austenitic având simbolizarea X5CrNi18.9 conform DIN 17440. Compoziția chimică determinată este următoarea: C=0,052%; Mn=1,31%; Si=0,44%; Cr=19,16%; Ni=8,87%; P=0,011%; S=0,010% și se încadrează în prescripțiile DIN 17440 [65, 66, 67].

La sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor austenitice apar, în general, probleme legate de sensibilitatea la fisurare la cald în zona metalului topit, de precipitarea carburilor de crom, respectiv de formarea fazei  $\sigma$  [68], [69], [70], [71].

Carburile de crom fiind dure și casante conduc la apariția fenomenului de fragilizare. De asemenea, prin precipitarea carburilor de crom oțelurile austenitice își pierd rezistența la coroziune [72], [73]. Pentru a evita apariția acestor fenomene, regimul de sudare se alege astfel încât încălzirea și răcirea în intervalul de temperaturi 600...800 °C să se facă cu viteze cât mai mari, de asemenea, se recomandă introducerea elementelor de aliere cu afinitate mare față de carbon (Ti, Nb) [74], [75].

Faza  $\sigma$  este un compus intermetalic (FeCr) dur și casant a cărui precipitare conduce la scăderea caracteristicilor de plasticitate ale oțelului.

Pentru a evita formarea fazei  $\sigma$  se recomandă atât folosirea încălzirilor îndelungate la temperaturile la care aceasta precipită cât și introducerea elementelor de aliere gamagene [76], [77].

#### 4.2.2 Sudarea oțelului aliat W1.4301 [78], [79]

Experimentările de sudare s-au efectuat pe table cu grosimea de 5 mm cu rost neprelucrat. Înainte de sudare, tablele au fost curățate cu alcool etilic.

Sudarea s-a făcut într-o singură trecere, dintre regimurile testate alegându-se următorul:  $U_{acc}=25$  KV,  $I_{fasc}=130$  mA,  $I_{foc}=0,75$  A,  $v_s=0,8$  m/min.

În figurile 4.2.1 și 4.2.2 se prezintă aspectul sudurii, respectiv rădăcina acestuia.



Figura 4.2.1 Suprafața sudurii

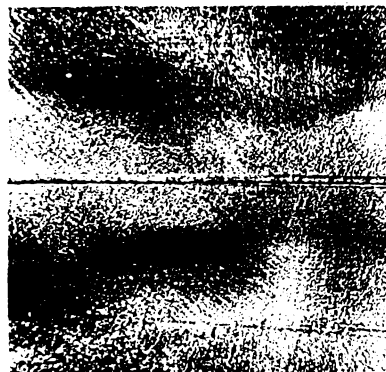


Figura 4.2.2 Rădăcina sudurii

Pentru a determina caracteristicile îmbinării sudate s-au efectuat analize macro și microscopice, măsurători de duritate, încercări de tracțiune și îndoire, respectiv încercarea la coroziune intercrystalină.

Din punct de vedere macroscopic nu s-au observat defecte de sudare (fig. 4.2.1 și 4.2.2).

### 4.2.3 Analizele structurale

Analiza microscopică a pus în evidență următoarele structuri:

- metalul de bază: structură austenitică cu macles cu ferită  $\delta$  în șiruri și carburi complexe;
- zona influențată termic: structură austenitică cu ferită  $\delta$  și carburi complexe (fig. 4.2.3);
- zona metalului topit: structură austenitică cu ferită  $\delta$  și carburi complexe (fig. 4.2.4).

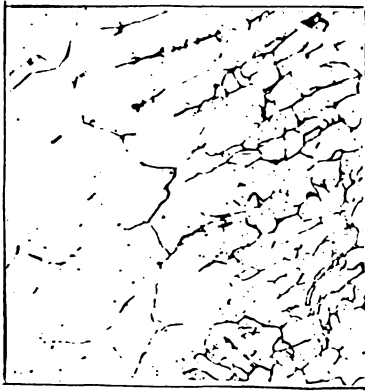


Figura 4.2.3 [Atac V2A, 500x]

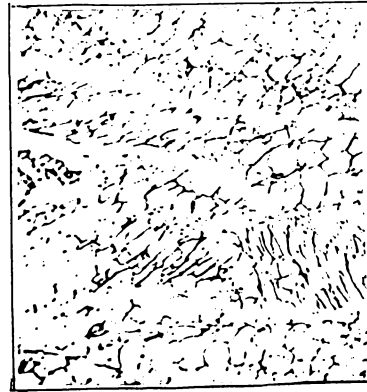


Figura 4.2.4 [Atac V2A, 500x]

Nu s-au decelat defecte de sudare.

Pentru a aprecia cantitatea de ferită  $\delta$  din metalul topit, s-au făcut determinări pe analizorul de faze Epiquant. Măsurătorile s-au efectuat în aceleași câmpuri optice atât pentru determinarea conținutului de ferită  $\delta$  cu incluziuni nemetalice (I) simbolizate (I+ $\delta$ ), cât și pentru determinarea conținutului de incluziuni simbolizat (I).

Conținutul de ferită  $\delta$  pentru fiecare câmp se calculează cu relația:

$$\delta = (I + \delta) - (I) , \text{ în procente} \quad (4.2.1)$$

Rezultatele experimentale obținute pe 10 câmpuri au condus la determinarea unui conținut mediu de ferită  $\delta$  de 8,90% el fiind sub valoarea de 10% impus de unele norme.

În metalul de bază, conținutul de ferită este max. 3,6%.

Pe baza determinării estimatorilor  $C_{echiv}=19,82\%$  și  $Ni_{echiv}=11,08\%$ , în diagrama Schöffler oțelul W1.4301 se plasează în domeniul austenito-feritic (A+F) cu procentul de ferită  $\delta$  cuprins între 0 și 10 %.

#### 4.2.4 Încercarea de duritate HV1

Măsurătorile de duritate s-au efectuat cu metoda Vickers cu sarcina de 10 N conform STAS 492/1-85. Rezultatele măsurătorilor sunt prezentate în figura 4.2.5.

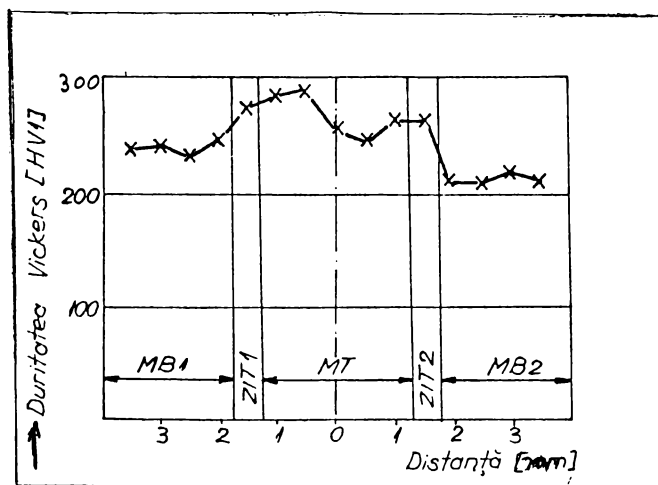


Figura 4.2.5 - Diagrama de variație a durității HV1 pe zonele caracteristice

Se observă că nu apar variații semnificative de duritate în zonele îmbinării sudate.

#### 4.2.5 Încercări mecanice

Din îmbinările sudate au fost extrase epruvete cu dimensiunile 100x20 mm pentru încercarea la tracțiune și îndoire. Încercarea la tracțiune s-a efectuat conform STAS 200-87, iar încercarea la îndoire conform STAS 5540/3-90.

Încercarea la îndoire s-a efectuat pe epruvete transversale prelevate din îmbinare, cu dimensiunile 100x30 mm, folosind un dorn cu diametrul de 10 mm.

În tabelul 4.2.1 se prezintă rezultatele obținute în urma încercărilor de tracțiune și îndoire a îmbinărilor sudate.

Tabelul 4.2.1

Încercarea la tracțiune					Încercarea la îndoire			
Marcaj epruvetă	$F_{max}$ (N)	$R_m$ ( $N/mm^2$ )	$A_5$ (%)	Locul ruperii	Tipul ruperii	Marcaj epruvetă	Unghiul de îndoire	Obs.
0	1	2	3	4	5	6	7	8
AT1	63.200	631	56	MB	ductil	AI1	180°	Nu se observă fisuri pe suprafețele de îndoire
AT2	65.600	651	55	MB	ductil	AI2	180°	
AT3	63.500	630	53	MB	ductil	AI3	180°	

În figurile 4.2.6 și 4.2.7 sunt prezentate o epruvetă încercată la tracțiune, respectiv o epruvetă încercată la îndoire.

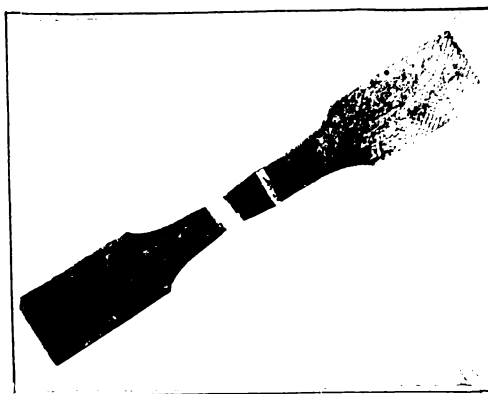


Figura 4.2.6 Epruveta AT2 după încercarea la tracțiune

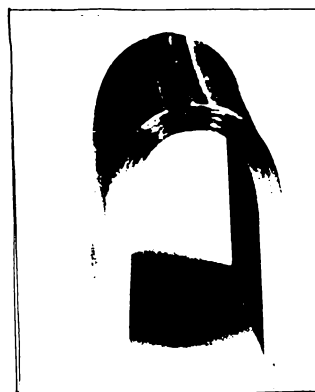


Figura 4.2.7 Epruveta AI2 după încercarea la îndoire

În toate cazurile ruperea s-a produs în metalul de bază, respectiv s-au obținut îndoiri la unghi de 180° fără apariția fisurilor pe suprafețele îndoite.

#### 4.2.6 Testul de coroziune intercristalină

Verificarea rezistenței la coroziune intercristalină conform ASTM A262-90 metoda B s-a efectuat pe probe prelevate din îmbinări sudate cap la cap cu fascicul de electroni.

Fierberea probelor s-a executat timp de 24 ore într-o soluție de  $H_2SO_4$ - $CuSO_4$  cu adaos de cupru electrolitic. Aspectul microstructural al probelor în zona metalului topit înainte și după fierbere este prezentat în figurile 4.2.8 și 4.2.9.

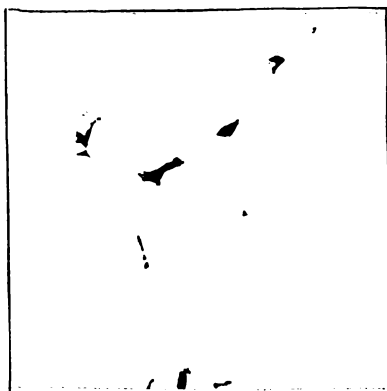


Figura 4.2.8 MT neatacat [100x]

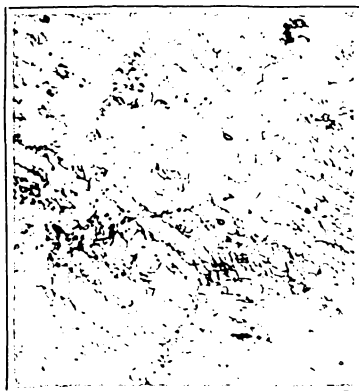


Figura 4.2.9 MT supus fierberii în soluția  $H_2SO_4$ - $CuSO_4$  [100x]

Structura obținută în figura 4.2.9 se încadrează în tipul de structură "step" și "isolated ferrite pools", figurile 1 și 4 din ASTM A262-90, nedecelându-se microfisuri în structură.

Pe probele atacate supuse îndoirii la 90° pentru verificarea rezistenței la coroziune intercristalină a zonelor caracteristice îmbinărilor sudate (metal de



bază, zona influențată termic, metal topit) nu s-au observat fisuri pe suprafețele îndoite. S-au obținut viteze de coroziune de ordinul 0,00023 inch/lună, ceea ce atestă o bună rezistență la coroziune a îmbinării sudate (mult sub valoarea de 0,025 inch/lună impusă de ASTM A262-90).

#### 4.2.7 Analize microfractografice

Analiza microfractografică efectuată pe suprafața de rupere a epruvetelor supuse încercării la tracțiune a evidențiat tipuri de rupere ductile (fig. 4.2.10 și 4.2.11), cu evidențierea carburilor complexe pe suprafața de rupere.

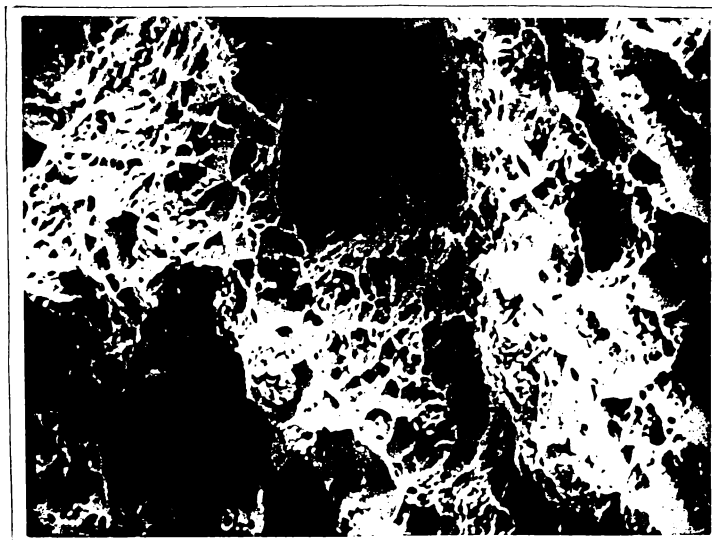


Figura 4.2.10 - Microfractografie MB, epruvetă AT2 [5000x]

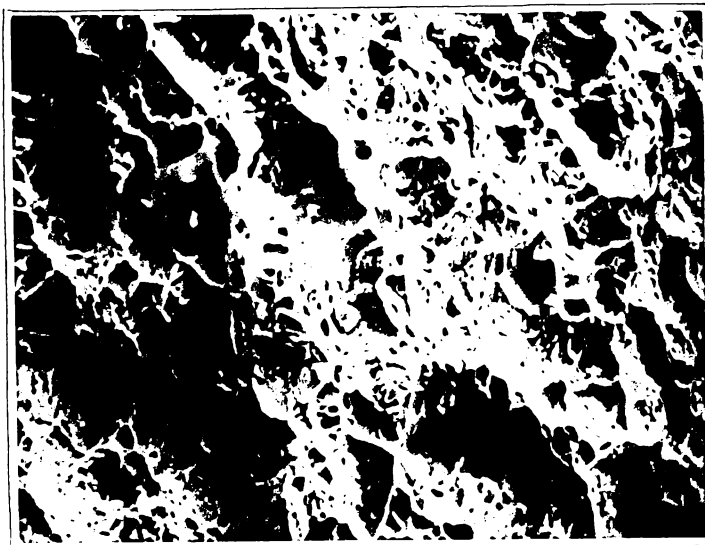


Figura 4.2.11 - Microfractografie-MB, epruveta AT3 [5000x]

#### 4.2.8 Analiza microcompoziției chimice

Analiza microcompoziției chimice determinată la microsonda electronică JCXA-50A, la mărimi cuprinse între 1000-10.000 ori a pus în evidență o variație evasiuniformă a elementului principal crom (Cr) al oțelului W1.4301 numai în zona metalului topit (figura 4.2.12).

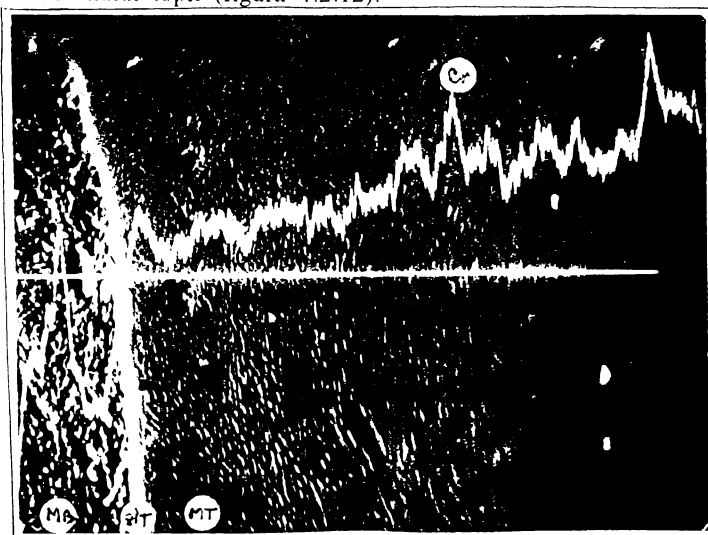


Figura 4.2.12 - Imagine Compo +Var Cr  $K_{\alpha}$

În metalul de bază se observă variații accentuate ale conținutului de crom, iar în zona influențată termic apare o creștere a acestuia, astfel încât în apropierea interfeței ZIT-MT conținutul de crom să ajungă la nivelul celui existent în metalul de bază.

De asemenea, în zona metalului topit se observă creșteri ale conținutului de crom în dreptul carburilor complexe.

#### 4.2.9 Concluzii

a) Analizele macroscopice efectuate asupra îmbinărilor sudate nu au relevat prezența defectelor de sudare

b) Analizele microscopice pun în evidență în zonele caracteristice structuri normale austenitice cu ferită delta și carburi complexe a căror duritate nu depășește valoarea de 280 HV5.

c) Încercările mecanice efectuate pe epruvete prelevate din îmbinările sudate au relevat caracteristici mecanice de rezistență ( $R_m$  cuprins între 630 și 650 N/mm<sup>2</sup>) și de deformabilitate (A cuprins între 53 și 56%) a căror valori sunt la nivelul metalului de bază (oțel W1.4301). În urma încercării la îndoire toate epruvetele au rezistat până la un unghi de îndoire de 180°; pe suprafețele îndoite nu s-au observat fisuri.

d) Testul de verificare a rezistenței la coroziune intercrystalină evidențiază apariția unor structuri de faze austenitice cu ferită  $\delta$  și carburi complexe fără microfisuri în zonele afectate de procesele termice de la sudare (MT, ZIT), structuri ce se încadrează în cele acceptate de norma ASTM A262-90; pe suprafața probelor de coroziune îndoite la 90° nu s-au observat fisuri, viteza de coroziune fiind foarte mică în raport cu cea prescrisă ca limită superioară de norma ASTM A262-90, lucru ce atestă că îmbinările sudate realizate au asigurată rezistența la coroziune intercrystalină determinată conform metodei de încercare B din norma ASTM A262-90.

e) Analizele microfractografice ale suprafețelor de rupere a epruvetelor de tracțiune pun în evidență tipuri de rupere ductilă; în toate cazurile ruperile s-au produs în metalul de bază, atestând o ductilitate ridicată a îmbinării sudate, respectiv a oțelului W1.4301.

f) Analizele structurale efectuate la microsonda electronică JCXA-50 atestă o variație cvasiuniformă a elementului principal de aliere (crom) numai în zona metalului topit; se menționează că în dreptul carburilor de crom apare o creștere a nivelului compozițional atestând prezența acestor carburi în metalul topit.

g) Cercetările efectuate asupra unor oțeluri inoxidabile austenitice nu au relevat la oțelul W1.4301 necesitatea aplicării după sudare a unui tratament termic specific (detensionare la 415°C; menținere 2 ore, răcire în aer) [76].

### **4.3. Varianta B - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel 40Cr10**

#### **4.3.1 Sudarea oțelului 40Cr10**

Experimentările de sudare s-au efectuat pe table cu dimensiunile de 160x80x6 mm. Compoziția chimică determinată este următoarea: C=0,37%, Mn=0,69%, Si=0,26%, Cr=0,92%, Ni=0,05%, încadrându-se în prevederile STAS 791-88 [80].

Materialul de bază prezintă o structură ferito-perlitică cu sorbită fină, a cărei duritate este cuprinsă între 200-270 HV5.

Programul experimental a urmărit:

- a) Stabilirea unor regimuri de sudare, care să asigure obținerea unor suduri cu pătrundere completă.
- b) Studiarea influenței condițiilor de sudare asupra fragilizării materialelor prin constituenții structurali duri;

c) Aprecierea calității unor îmbinări sudate în diferite condiții tehnologice, pe baza încercărilor la tracțiune și îndoire.

În urma experimentărilor mai multor regimuri de sudare, s-a stabilit următorul regim considerat corespunzător:  $U_{acc}=22kV$ ,  $I_{fasc}=115mA$ ,  $v_s=0,37m/min$ . Sudarea s-a realizat cu viteză relativ mică, având în vedere susceptibilitatea la fragilizare a acestui oțel aliat cu 0,37%C [80].

#### 4.3.2 Analiza metalografică a îmbinării sudate

Analiza metalografică s-a executat conform STAS 10952/1-90.

În figura 4.3.1 se prezintă macrostructura îmbinării sudate obținute.

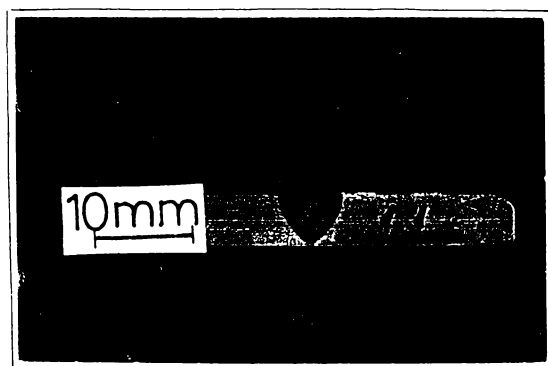


Figura 4.3.1 Macrostructura îmbinării sudate

Pentru reducerea fragilizării structurale s-au testat două posibilități:

- sudarea cu preîncălzire, cu ajutorul unui fascicul de electroni defocalizat
  - aplicarea unui tratament termic după sudare (detensionare la  $600^{\circ}C/1$  oră/aer) (TT).
- a) În cazul sudării cu fascicul de electroni fără preîncălzire și fără tratament termic după sudare (variante B1) s-au observat următoarele structuri:

- în metalul de bază - sorbită și carburi de crom
- în zona influențată termic - martensită, bainită, sorbită și carburi
- în zona metalului topit - martensită, bainită, sorbită și carburi  
(fig. 4.3.2).



Figura 4.3.2 - Microstructura MT - varianta B1  
[Atac Nital 2%, 500x]

b) În cazul sudării cu preîncălzire (varianta B2) s-au decelat următoarele structuri:

- în zona influențată termic: bainită, sorbită și carburi (fig. 4.3.3).



Figura 4.3.3 - Microstructura ZIT - varianta B2  
[Atac Nital 2%, 500x]

- în zona metalului topit: bainită, sorbită, ferită, perlită și carburi.
- c) În cazul sudării cu fascicul de electroni fără preîncălzire urmată de tratament termic (varianta B3), s-au observat următoarele structuri:
- în zona influențată termic: ferită, sorbită, perlită și carburi
  - în zona metalului topit: perlită, ferită, sorbită și carburi (fig. 4.3.4).



Figura 4.3.4 - Microstructura MT - varianta B3  
[Atac Nital 2%, 500x]

În această zonă au fost decelate microfisuri. Acest rezultat este semnificativ și constituie un argument în favoarea sudării cu preîncălzire, fără aplicarea ulterioară a unui tratament termic.

### 4.3.3 Încercări mecanice

a) Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a efectuat conform STAS 492-85. În figura 4.3.5 se prezintă variația durității în funcție de distanța de măsurare, pe zonele caracteristice îmbinărilor sudate.

În cazul sudării fără preîncălzire, duritatea maximă este de 603 HV5, valoare care scade cu 260 HV5 la sudarea cu preîncălzire.

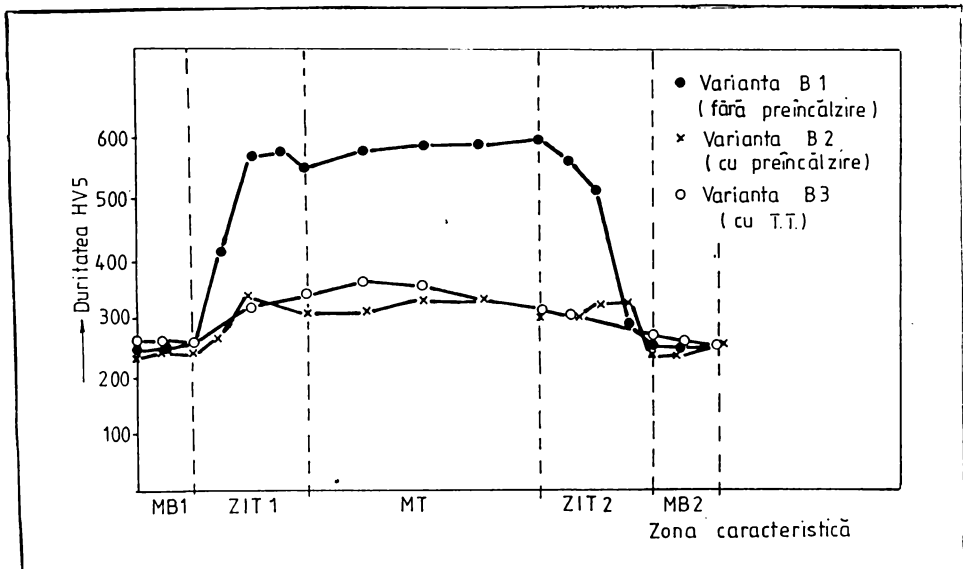


Figura 4.3.5 - Diagrama de variație a durtății HV5

b) În tabelul 4.3.1 se prezintă valorile rezistenței la rupere ( $R_m$ ) a probelor prelevate din îmbinările sudate pentru încercarea la tracțiune efectuată conform STAS 5540/2-90.

Tabelul 4.3.1

Marcaj epruvetă	$R_m$ ( $N/mm^2$ )	Locul ruperii	Observații
0	1	2	3
B1T1	780	MB	sudare fără preîncălzire
B1T2	781		
B1T3	781		
B2T1	770	MB	sudare cu preîncălzire
B2T2	777		
B2T3	779		
B3T1	770	MB	sudare fără preîncălzire și cu TT după sudare
B3T2	771		
B3T3	770		



Se observă că valorile rezistenței la rupere, în toate cazurile sunt la nivelul celor obținute în metalul de bază. Toate epruvetele s-au rupt în metalul de bază, tipul de rupere fiind intergranulară (fig. 4.3.6).



Figura 4.3.6 - Epruveta B3T3 [Rupere intergranulară, 5000x]

c) Rezultatele încercării la îndoire, efectuate conform STAS 5540/3-90 sunt cuprinse în tabelul 4.3.2.

Tabelul 4.3.2

Marcaj epruvetă	Unghiul de îndoire (°)	Observații
0	1	2
B1	29	fisurat în sudură
B2	180	fără fisuri
B3	74	fisuri în ZIT

Se observă, că la sudarea cu preîncălzire unghiul de îndoire a epruvetelor atinge valoarea maximă de 180°, fără a se observa fisuri pe suprafețele epruvetei îndoite.

#### 4.3.4 Aplicație

Oțelul 40Cr10 se folosește la realizarea furcilor cu butuc pentru transmisii cardanice la autovehicule [81], [82], [83]. În figura 4.3.7 se prezintă o furcă cu butuc sudată cu fascicul de electroni.

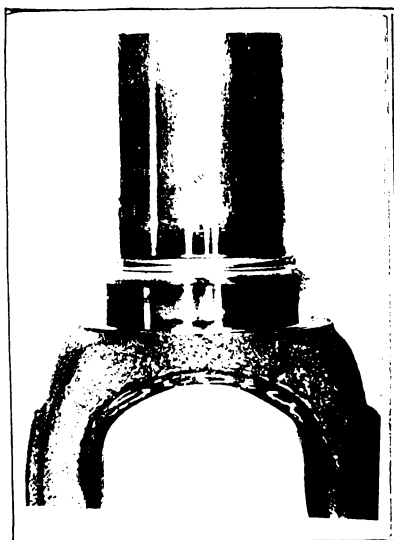


Figura 4.3.7 - Furcă cu butuc sudată cu fascicul de electroni

În vederea sudării, componentele au fost pregătite prin prelucrarea unui umăr de centrare.

Sudarea s-a realizat cu preîncălzire, cu ajutorul unui fascicul defocalizat. În tabelul 4.3.3 se prezintă parametrii de sudare, respectiv preîncălzire.

Tabelul 4.3.3

Regim	$U_{acc}$ (kV)	$I_{fasc}$ (mA)	$v_s$ (m/min)	$I_{foc}$ (A)
sudare	22	115	0,37	0,6
preîncălzire	18	80	0,37	0,3

Pentru a evita formarea unui crater terminal al sudurii s-a lucrat cu întreruperea programată a procesului de sudare, prin reducerea treptată a puterii fasciculului, corelată cu o defocalizare corespunzătoare. De asemenea, pentru îmbunătățirea aspectului și uniformizarea sudurii s-a efectuat o trecere "cosmetică" cu fascicul defocalizat.

#### **4.3.5 Concluzii**

- a) Regimul optim de sudare (varianta B2) s-a ales pe baza unor experimentări preliminare
- b) Analiza macroscopică a îmbinărilor sudate nu a relevat prezența fisurilor
- c) Analiza metalografică a evidențiat în zona metalului topit structuri dure martensito-bainitice cu durițăți de max. 603 HV5 în varianta B1, structuri perlito-sorbitice cu durițăți de max. 350 HV5 în varianta B2, respectiv structuri perlito-feritice în varianta B3.
- d) În varianta B3 în metalul topit au apărut fisuri fine.

### **4.4 Varianta C1 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel VSiCrW20**

#### **4.4.1 Caracterizarea oțelului VSiCrW20**

Compoziția chimică a oțelului VSiCrW20 este următoarea: C=0,43%; Mn=0,26%; Si=1,02%; Cr=1,20%; Ni=0,25%; P=0,021%; S=0,020%; W=1,92%; V=0,18%, încadrându-se în prevederile STAS 3611-90. Materialul de bază prezintă o structură sorbitică de granulație fină și carburi complexe, având duritatea maximă 306 HV.

#### **4.4.2 Sudarea oțelului VSiCrW20**

Experimentările de sudare preliminare s-au făcut pe benzi cu grosimea de 0,7 mm, rezultând regimurile de sudare prezentate în tabelul 4.4.1.

Tabelul 4.4.1

Regim de sudare	$U_{acc}$ (kV)	$I_{fasc}$ (mA)	$I_{foc}$ (A)	$v_s$ (m/min)
0	1	2	3	4
R1	60	10	0,73	1,6
R3	60	10	0,75	1,6
R4	60	10	0,72	1,6

Îmbinările sudate au fost verificate prin control vizual, analiză macro și microscopică, respectiv încercări de duritate Vickers HV5 [84], [85].

În urma controlului vizual și al analizei macroscopice nu s-au observat defecte de sudare.

#### 4.4.3 Analiza metalografică

Analiza microscopică efectuată conform STAS 10952/1-90 a pus în evidență următoarele structuri:

- în metalul de bază: structură sorbitică de granulație fină și carburi fine
- în zona influențată termic: structură martensitică cu bainită, austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.4.1, fig. 4.4.2).

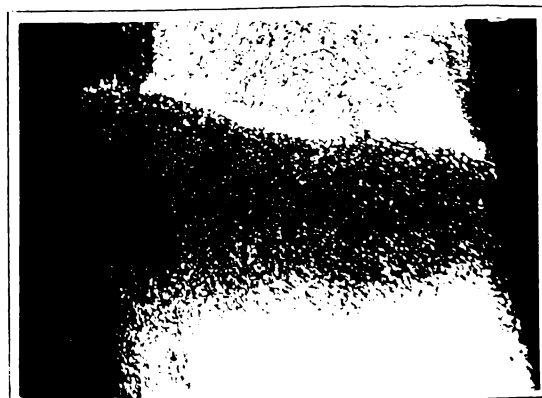


Figura 4.4.1 - Microstructura ZIT - regim R1

[Atac Nital 2%, 100x]

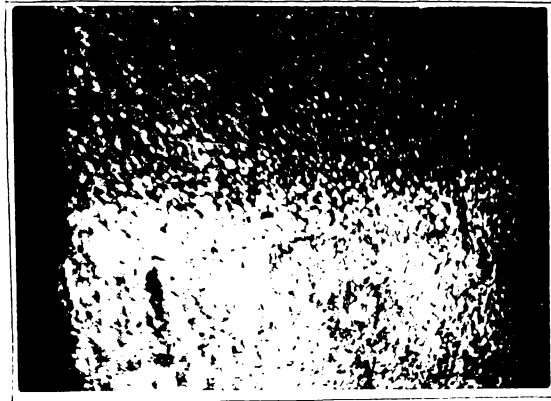


Figura 4.4.2 - Microstructura ZIT - regim R3  
[Atac Nital 2%, 100x]

c) în zona metalului topit: structură martensitică cu austenită reziduală și carburi complexe.

Analiza microscopică a probei realizate cu regimul R4 a pus în evidență fisuri în zona metalului topit (figura 4.4.3).



Figura 4.4.3 - Microstructura MT - regim R4  
[Atac Nital 2%, 100x]

Fisurarea metalului topit se datorește durificării excesive a acestei zone.

#### 4.4.4 Încercarea de duritate HV5

Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a efectuat conform STAS 492-85, după schema de amplasare a urmelor prezentată în fig. 4.4.4.

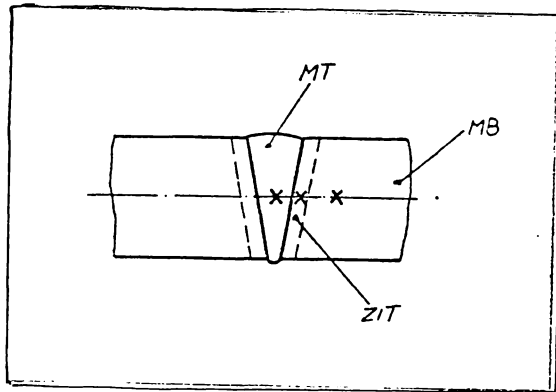


Figura 4.4.4 - Schema de amplasare a urmelor de duritate

În tabelul 4.4.2 sunt prezentate rezultatele încercării de duritate.

Tabelul 4.4.2

Marcaj probă (regim)	Zona cercetată	Duritatea HV5
0	1	2
R1	MB	299
	ZIT	460
	MT	689
R3	MB	299
	ZIT	613
	MT	644
R4	MB	306
	ZIT	532
	MT	713

În figura 4.4.5 se prezintă diagrama de variație a durității în zonele caracteristice îmbinărilor sudate.

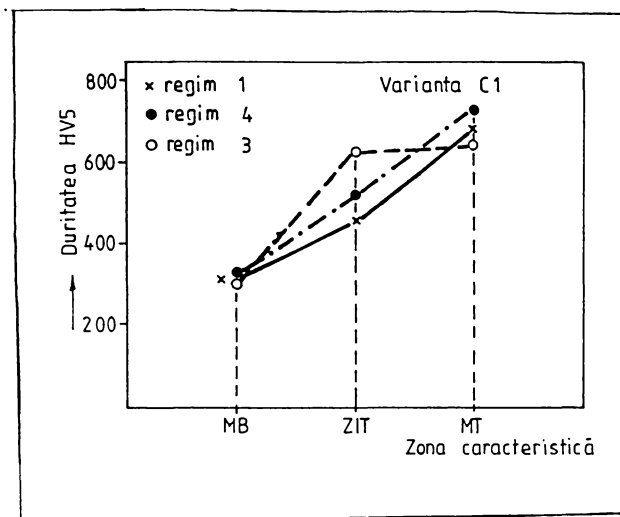


Figura 4.4.5 - Diagrama de variație a durtății HV5

În urma analizării rezultatelor obținute, se recomandă alegerea regimului R1, având în vedere absența defectelor la sudare, respectiv valorile mai scăzute de duritate.

#### 4.4.5 Încercarea la tracțiune și analize microfractografice

a) Încercarea la tracțiune efectuată pe epruvete sudate cu regimul 1, având dimensiunile 100x10x0,7 mm a evidențiat valorile de rezistență la rupere inserate în tabelul 4.4.3.

Tabelul 4.4.3

Marcajul epruvetelor	$F_{max}$ (N)	$R_m$ ( $N/mm^2$ )	Locul ruperii	Tipul ruperii
0	1	2	3	4
R1T1	7450	1060	MB	intergranulară
R1T2	7100	1010	MB	intergranulară
R1T3	7000	999	MB	intergranulară

b) Analizele microfractografice au evidențiat pe suprafața de rupere a epruvetelor tipuri de rupere intergranulară (fig. 4.4.6).

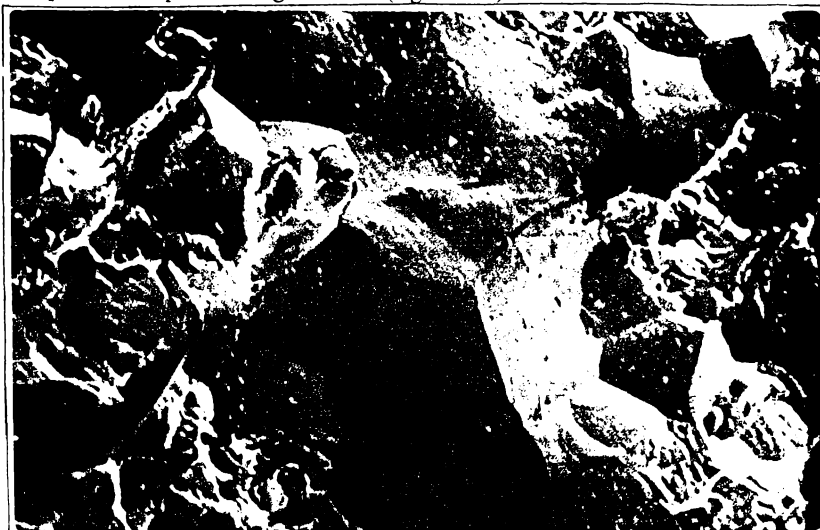


Figura 4.4.6 - Epruveta R1T1 - Rupere intergranulară [5000x]

Oțelul VSiCrW20 se utilizează la realizarea benzilor bimetalice pentru fierăstraie [86], [87], [88].

#### 4.4.6 Concluzii

- a) Experimentările de sudare preliminară au permis selectarea a trei regimuri pentru sudarea cu fascicul de electroni a oțelului VSiCrW20.
- b) Analizele metalografice ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate (ZIT, MT) au pus în evidență structuri dure martensito-bainitice cu carburi specifice elementelor de aliere prezente la toate regimurile de sudare. În plus, la regimul R4 s-au observat fisuri în zona metalului topit.
- c) Duritățile ridicate în zonele MT și ZIT, cuprinse între 460 și 713 HV5, confirmă rezultatele analizei metalografice prin prezența constituenților structurali și a fazelor dure (carburi) în aceste zone.



d) Încercarea la tracțiune aplicată epruvetelor prelevate din îmbinările sudate pun în evidență valori ridicate ale rezistenței la rupere, cuprinse între 999 și 1060 N/mm<sup>2</sup>, ruperea producându-se în metalul de bază, ea având un caracter intergranular.

e) Pe baza analizelor structurale și a încercărilor mecanice se apreciază că regimul R1 satisface cerințele realizării unor îmbinări sudate cu caracteristici similare metalului de bază.

#### 4.5 Varianta C2 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel CrV06

##### 4.5.1 Caracterizarea oțelului CrV06

Compoziția chimică a oțelului CrV06 este următoarea: C=1,18%; Mn=0,34%; Si=0,45%; Cr=0,48%; P=0,028%; S=0,029%; V=0,11%, ce se încadrează în prevederile STAS 3611-90. Materialul de bază prezintă o structură perlitică fină cu cementită secundară și carburi de Cr și V, având duritatea maximă de 180 HV5 [89].

##### 4.5.2 Sudarea oțelului aliat CrV06

Experimentările de sudare preliminară s-au făcut pe benzi cu grosimea de 0,9 mm. Regimurile de sudare selectate sunt prezentate în tabelul 4.5.1.

Tabelul 4.5.1

Regim de sudare	U <sub>acc</sub> (kV)	I <sub>fasc</sub> (mA)	I <sub>foc</sub> (A)	v <sub>s</sub> (m/min)
0	1	2	3	4
R9	60	11	0,716	1,6
R14	60	10	0,718	1,6

În urma controlului vizual și al analizei macroscopice nu s-au observat defecte de sudare.

### 4.5.3 Analiza metalografică a îmbinărilor sudate

Analiza microscopică efectuată conform STAS 10952/1-90 a pus în evidență următoarele structuri:

- a) în metalul de bază: structură perlitică fină cu cementită secundară și carburi de Cr și V.
- b) în zona influențată termic: structură martensitică fină cu austenită reziduală și carburi fine de Cr și V (fig. 4.5.1).



Figura 4.5.1 - Microstructura ZIT [Atac Nital 2%, 500x]

- c) în zona metalului topit: structură martensitică fină cu austenită reziduală și carburi fine de Cr și V.

La proba realizată cu regimul R9 se observă fisuri în zona metalului topit (fig. 4.5.2).

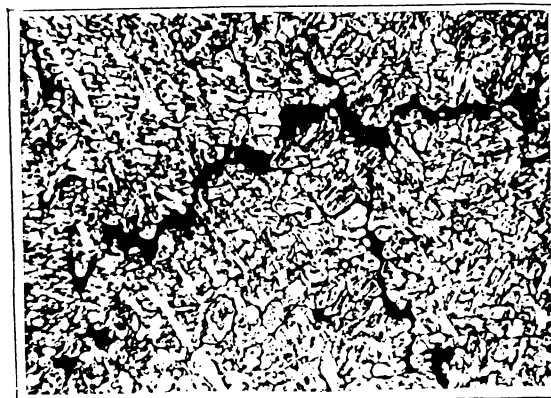


Figura 4.5.2 - Microstructura MT - regimul R9  
[Atac Nital 2%, 100x]

Fisurarea se datorează durificării excesive în zona respectivă.

#### 4.5.4 Încercarea de duritate HV5

Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a făcut conform STAS 492-85 după schema de amplasare a urmelor din fig. 4.4.4.

În tabelul 4.5.2 sunt prezentate rezultatele încercării de duritate.

Tabelul 4.5.2

Marcaj probă (regim)	Zona cercetată	Duritatea HV5
0	1	2
R9	MB	180
	ZIT	810
	MT	752
R14	MB	160
	ZIT	752
	MT	739

În figura 4.5.3 se prezintă diagrama de variație a durității probelor analizate.

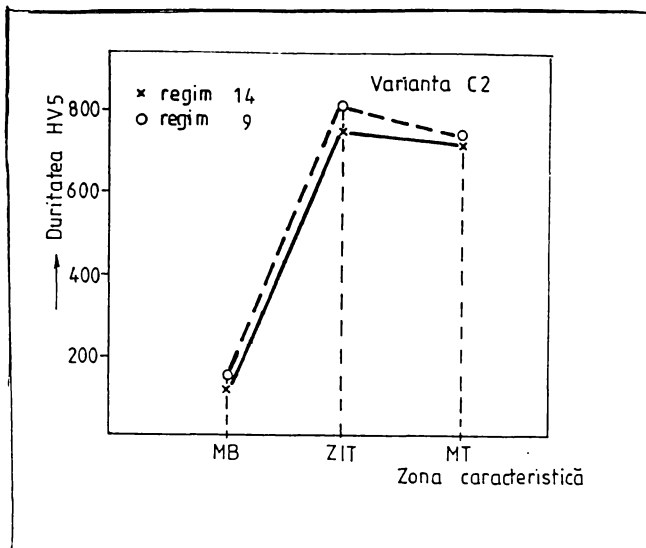


Figura 4.5.3 - Diagrama de variație a durtății HV5

Dintre regimurile testate se alege ca fiind corespunzător regimul R14, având în vedere lipsa de defecte.

#### 4.5.5 Încercarea la tracțiune

Încercarea la tracțiune efectuată pe epruvete sudate cu regimul R14 pune în evidență rezultatele inserate în tabelul 4.5.3.

Tabelul 4.5.3

Marcajul epruvetei	$F_{\max}$ (N)	$R_m$ ( $N/mm^2$ )	Locul ruperii	Tipul ruperii
0	1	2	3	4
C2.T14.1	5250	580	MB	mixt ductil-fragil
C2.T14.2	5300	590	MB	mixt ductil-fragil
C2.T14.3	5310	590	MB	mixt ductil-fragil

Toate epruvetele s-au rupt în metalul de bază, ruperea având un caracter mixt ductil-fragil (fig. 4.5.4).

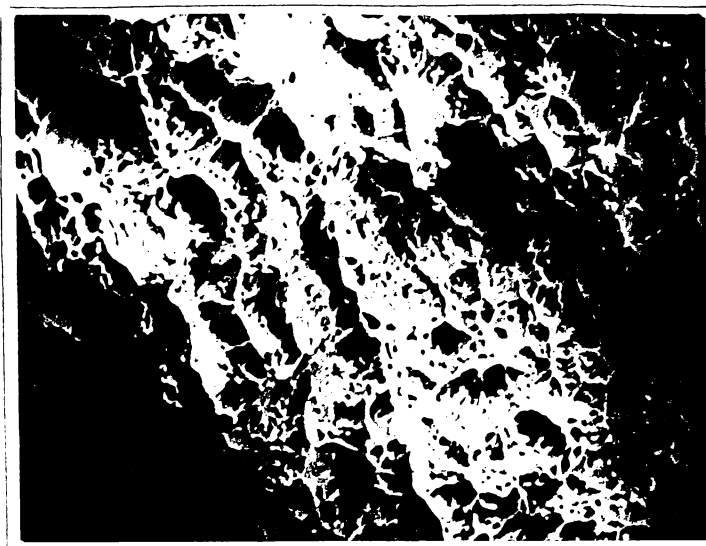


Figura 4.5.4 - Epruveta C2.T14.3 [Rupere ductil-fragil, 5000x]

Oțelul CrV06 se folosește la realizarea benzilor pentru fierăstraie [86], [87] necesare tăierii materialelor metalice.

#### 4.5.6 Concluzii

a) Experimentările preliminare de sudare s-au efectuat prin testarea a 16 regimuri de sudare cu fascicul de electroni. S-au reținut în final două regimuri R9 și R14, criteriul de selectare fiind fisurarea îmbinărilor imediat după sudare.

b) Analizele metalografice și încercările de duritate efectuate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate au relevat structuri dure martensitice, cu austenită reziduală și carburi, valorile de duritate fiind cuprinse între:

- 752 HV5 și 810 HV5, în ZIT
- 739 HV5 și 752 HV5, în MT

La regimul R9 în zona metalului topit au apărut microfisuri, ceea ce a dus la eliminarea regimului respectiv, pentru efectuarea în continuare a încercării la tracțiune.

c) Valorile rezistenței la rupere determinate prin încercarea la tracțiune sunt cuprinse între 580 și 590 N/mm<sup>2</sup>, ruperea având loc în metalul de bază, cu caracter mixt ductil-fragil.

#### **4.6 Varianta C3 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel 51VCr11A**

##### **4.6.1 Caracterizarea oțelului 51VCr11A**

Compoziția chimică a oțelului 51VCr11A este următoarea: C=0,51%; Mn=0,88%; Si=0,31%; Cr=1,15%; Ni=0,05%; P=0,025%; S=0,024%; V=0,10% și se încadrează în prevederile STAS 795-90. Materialul de bază are o structură perlito-feritică de granulație fină cu carburi de Cr și V, având duritatea 206 HV5 [84].

##### **4.6.2 Condiții de sudare**

Dintre regimurile experimentale s-a ales ca reprezentativ următorul:  $U_{acc}=60$  kV;  $I_{fasc}=25$  mA;  $I_{foc}=0,716$  A;  $v_s=1,8$  m/min. Experimentările de sudare s-au făcut pe benzi cu grosimea de 2 mm.

Prin control vizual și analiză macroscopică nu s-au pus în evidență defecte de sudare.

În figura 4.6.1 se prezintă macrostructura îmbinării sudate.

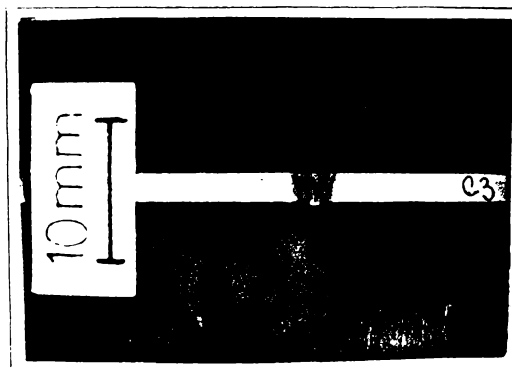


Figura 4.6.1 - Macrostructura îmbinării sudate  
[Atac Nital 10%]

#### 4.6.3 Analiza metalografică a îmbinărilor sudate

Analiza microscopică a pus în evidență următoarele structuri:

- a) în metalul de bază: structură perlito-feritică de granulație fină cu carburi de Cr și V (fig. 4.6.2).

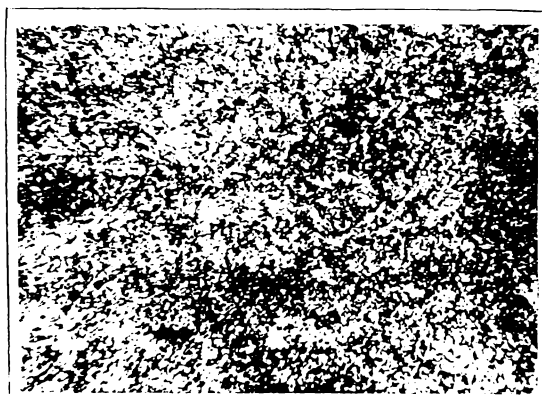


Figura 4.6.2 Microstructura MB [Atac Nital 2%, 100x]

- b) în zona influențată termic: structură martensitică cu bainită, austenită reziduală și carburi de Cr și V (fig. 4.6.3).

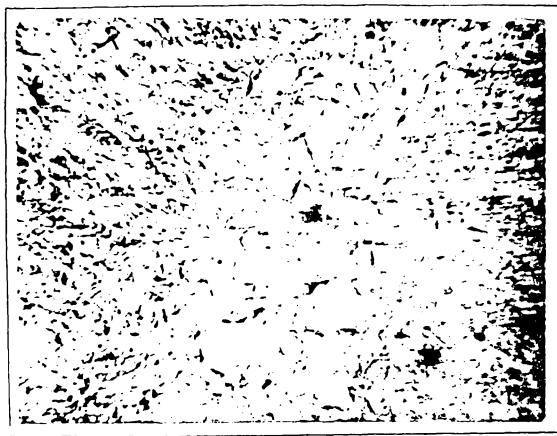


Figura 4.6.3 - Microstructura ZIT [Atac Nital 2%, 100x]

- c) în zona metalului topit: structură martensitică cu bainită, austenită reziduală și carburi de Cr și V (figura 4.6.4).



Figura 4.6.4 - Microstructura MT [Atac Nital 2%, 100x]

Nu s-au decelat defecte.

#### 4.6.4 Încercarea de duritate HV5

Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a efectuat conform STAS 492-85 după schema de amplasare a urmelor prezentată în fig. 4.4.4.

Rezultatele încercării de duritate sunt prezentate în tabelul 4.6.1.



Tabelul 4.6.1

Marcaj probă	Zona cercetată	Duritatea HV5
C3	MB	206, 200, 200
	ZIT	607, 677, 620
	MT	655, 655, 638

În figura 4.6.5 se prezintă diagrama de variație a durității în zonele caracteristice îmbinării sudate.

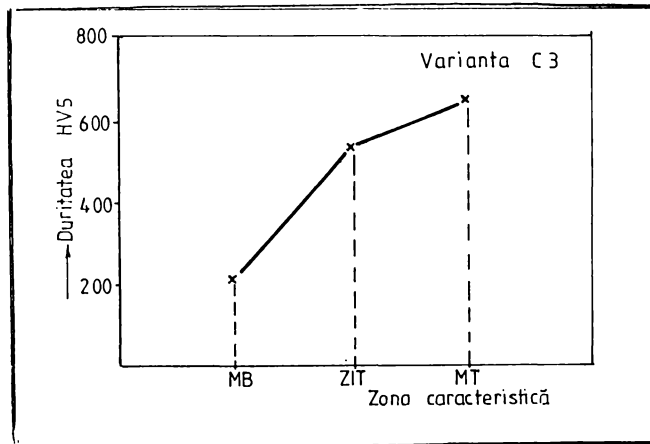


Figura 4.6.5 - Diagrama de variație a durității HV5

Din analiza variației de duritate, se observă că în ZIT și în MT valorile de duritate sunt foarte ridicate (peste 600 HV5), fiind în concordanță cu structurile dure decelate în aceste zone.

#### 4.6.5 Încercarea la tracțiune și analize microfractografice

Încercarea la tracțiune executată pe epruvete sudate în varianta C3, având dimensiunile 100x10x2 mm a relevat valori ale rezistenței la rupere prezentate în tabelul 4.6.2.

Tabelul 4.6.2

Marcajul epruvetei	$F_{max}$ (N)	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	Locul ruperii	Tipul ruperii
0	1	2	3	4
C3T1	11.900	600	MB	ductil
C3T2	12.100	610	MB	ductil
C3T3	12.400	620	MB	ductil

Tipul de rupere determinat pe epruvetele de tracțiune a fost ductil, ruperea având loc în metalul de bază, în toate cazurile. În figura 4.6.6 se prezintă microfractografia epruvetei C3T3.

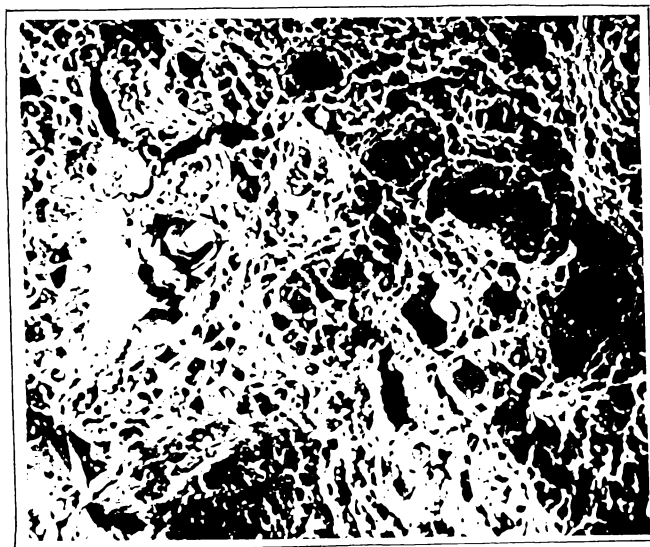


Figura 4.6.6 - Epruveta C3T3 [Rupere ductilă, 5000x]

Oțelul 51VCr11A se folosește la realizarea prin sudare a benzilor pentru fierăstraie, cu caracteristici de elasticitate la nivelul oțelurilor din clasa "arcuri metalice" [84], [86].

#### 4.6.6 Concluzii

- a) Analiza macroscopică a îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni nu a pus în evidență defecte de sudare
- b) Analiza microscopică efectuată în zonele caracteristice îmbinărilor sudate a evidențiat:
- în zona metalului topit - structuri dure, cu valori de duritate cuprinse între 638 și 655 HV
  - în zona influențată termic - structuri dure combinate (martensită, bainită) cu valori de duritate ridicate, cuprinse între 607 și 677 HV5.
- Durificarea excesivă a acestor zone se datorează atât ciclurilor termice specifice procedurii, cât și prezenței carburilor elementelor alfa-gene din oțel (Cr, V).
- c) Caracteristica de rezistență ( $R_m$ ) a îmbinărilor sudate determinate prin încercarea la tracțiune are valori uniforme, cuprinse între 600 și 620 N/mm<sup>2</sup>, ruperea producându-se în metalul de bază cu un caracter ductil.

#### 4.7. Variantele D1, D2 - îmbinări sudate eterogene din oțel CrV06 cu oțel rapid Rp5 [90], [91]

##### 4.7.1 Caracterizarea oțelurilor

Compoziția chimică a oțelului rapid Rp5 este următoarea: C=0,81%; Mn=0,33%; Si=0,25%; Mo=4,79%; Cr=3,86%; Ni=0,17%; P=0,020%; S=0,016%; W=6,72%; V=1,93% și se încadrează în prevederile STAS 7382-90. Structura oțelului Rp5 este o structură fină de revenire, de tip sorbitic cu carburi complexe [84].

Pentru oțelul CrV06 compoziția chimică și structura metalului de bază au fost prezentate în cap. 4.5.

#### 4.7.2 Varianta D1 - îmbinarea eterogenă fără tratament termic după sudare

Experimentările de sudare preliminare s-au efectuat pe benzi cu grosimea de 0,9 mm. Regimul de sudare ales a fost următorul:  $U_{acc}=60$  kV;  $I_{fasc}=9$  mA;  $I_{foc}=0,715$  A;  $v_s=0,9$  m/min.

Sudarea s-a realizat prin deflexia fasciculului cu frecvența 500 Hz [84], [92], [93].

Analiza macroscopică nu a pus în evidență defecte de sudare.

Prin analiza microscopică s-au relevat următoarele structuri:

- a) în metalul de bază CrV06: structură perlitică fină cu cementită secundară și carburi de Cr și V.
- b) în zona influențată termic dinspre oțelul CrV06: structură martensitică cu austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.7.1).

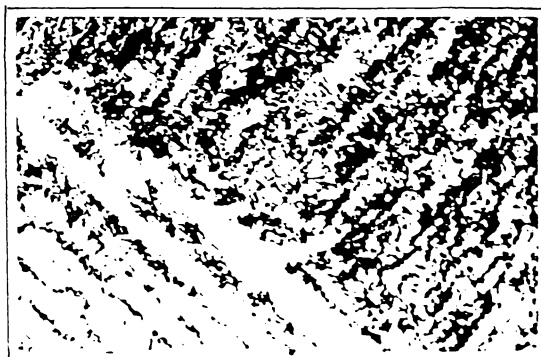


Figura 4.7.1 - Microstructură ZIT<sub>CrV06</sub> [Atac Nital 2%, 100x]

- c) în zona metalului topit: structură martensitică cu austenită reziduală și carburi complexe poliedrice și globulare.
- d) în zona influențată termic dinspre oțelul Rp5: structură martensitică fină cu carburi complexe (fig. 4.7.2).



Figura 4.7.2 - Microstructură ZIT<sub>Rp5</sub> [Atac Nital 2%, 100x]

- e) în metalul de bază Rp5: structură fină de revenire cu carburi complexe.  
Nu s-au observat defecte.

#### 4.7.3 Varianta D2 - îmbinare eterogenă cu tratament termic după sudare

La oțelul CrV06, cercetările efectuate au arătat că aplicarea unui tratament termic de detensionare (650°C/1oră/acr) după sudare nu conduce la îmbunătățirea caracteristicilor structurale ale zonei metalului topit, respectiv ale zonei influențate termic, motiv pentru care s-a ales un tratament termic de recoacere de normalizare (TT) [96].

După sudare, proba analizată a fost supusă unui tratament termic (recoacere de normalizare) indicat în figura 4.7.3 [94].

În urma tratamentului termic, analiza microscopică a pus în evidență următoarele structuri:

- a) în metalul de bază CrV06: structură perlito-feritică fină și carburi de Cr, V
- b) în zona influențată termic dinspre oțelul CrV06: structură sorbito-perlitică cu carburi fine (fig. 4.7.4).

- c) în zona metalului topit: structură sorbitică și carburi (fig. 4.7.5)
- d) în zona influențată termic dinspre oțelul Rp5: structură sorbitică cu carburi fine (fig. 4.7.6).
- e) în metalul de bază Rp5: structură sorbitică fină cu carburi fine.

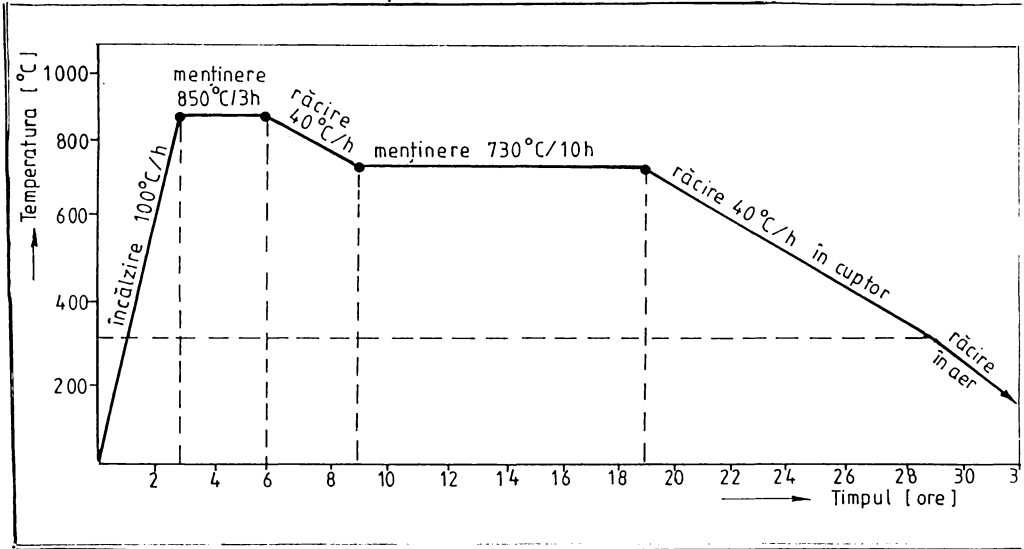


Figura 4.7.3 - Diagrama de tratament termic (recoacere de normalizare)



Figura 4.7.4 - Microstructura ZIT<sub>CrV06</sub> [Atac Nital 2%, 100x]



Figura 4.7.5 - Microstructura MT [Atac Nital 2%, 100x]



Figura 4.7.6 - Microstructura ZIT<sub>Rp5</sub> [Atac Nital 2%, 100x]

#### 4.7.4 Încercarea de duritate HVI

Încercarea de duritate HVI s-a făcut conform STAS 492-85, rezultatele încercării fiind prezentate în tabelul 4.7.1.

Tabelul 4.7.1

Marcaj probă	Zona cercetată	Duritatea HV1
0	1	2
D1 (fără TT)	MB <sub>CrV06</sub>	206
	ZIT <sub>CrV06</sub>	693
	MT	856
	ZIT <sub>Rp5</sub>	887
	MB <sub>Rp5</sub>	664
D2 (cu TT)	MB <sub>CrV06</sub>	201
	ZIT <sub>CrV06</sub>	420
	MT	710
	ZIT <sub>Rp5</sub>	572
	MB <sub>Rp5</sub>	550

În figura 4.7.7 se prezintă diagrama de variație a durității în zonele caracteristice îmbinărilor sudate pentru variantele D1, D2.

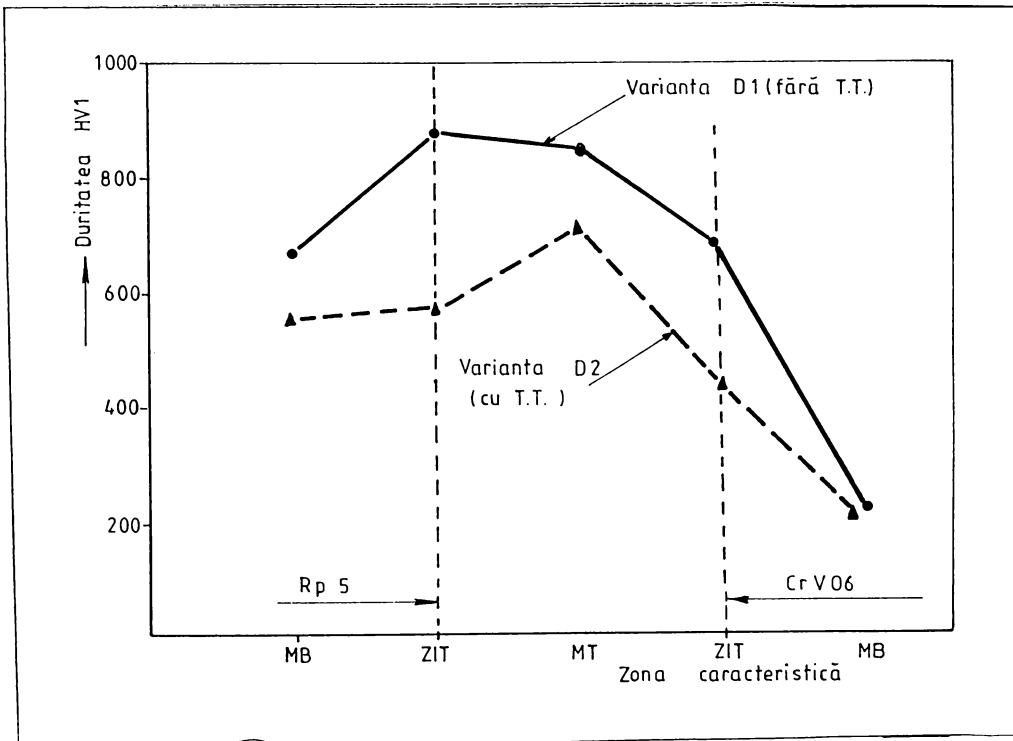


Figura 4.7.7 - Diagrama de variație a durității HV1



#### 4.7.5 Încercarea la tracțiune și analize microfractografice

Încercarea la tracțiune s-a făcut pe epruvete sudate cu dimensiunile 100x10x0,9 mm. În tabelul 4.7.2 se prezintă valorile determinate pentru rezistența la rupere a epruvetelor încercate.

Tabelul 4.7.2

Marcajul epruvetei <sup>1</sup>	$F_{\max}$ (N)	Rm (N/mm <sup>2</sup> )	Locul ruperii	Tipul ruperii
0	1	2	3	4
D1T1	5600	620	MB <sup>**</sup>	ductil
D1T2	5500	610	MB <sup>**</sup>	ductil
D1T3	5390	600	MB <sup>**</sup>	ductil
D2T1	5250	580	MB <sup>**</sup>	ductil
D2T2	5300	590	MB <sup>**</sup>	ductil
D2T3	5280	580	MB <sup>**</sup>	ductil

<sup>1</sup> D1 - fără tratament termic

<sup>2</sup> D2 - cu tratament termic

<sup>\*\*</sup> oțel CrV06

Din tabelul 4.7.2 se observă că valorile rezistenței la rupere nu variază semnificativ pe epruvetele tratate și netratate, toate rupându-se în metalul de bază oțel CrV06, ruperea având un caracter ductil. În figura 4.7.8 se prezintă microfractografia suprafeței de rupere a epruvetei D2T3.

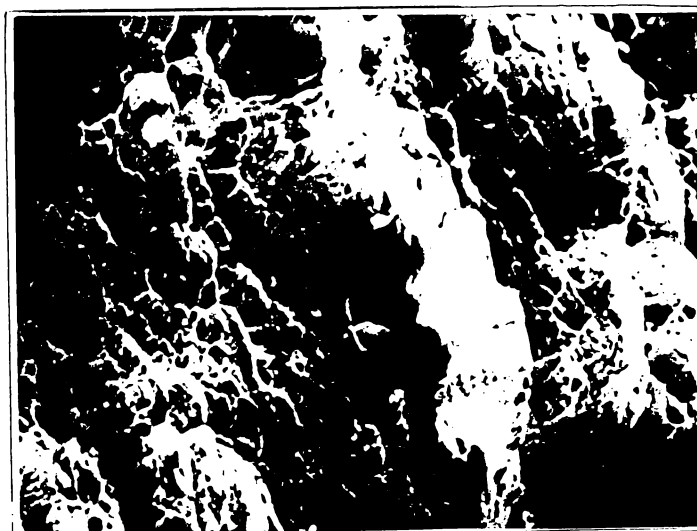


Figura 4.7.8 Epruveta D2T3 [Rupere ductilă, 5000x]

Combi-nația de oțeluri CrV06 și oțel rapid Rp5 se folosește la realizarea benzilor bimetalice [95].

#### 4.7.6 Concluzii

- a) Experimentările de sudare preliminare au condus la alegerea unui regim optim de sudare, în vederea realizării unor îmbinări eterogene din oțel CrV06 + oțel Rp5
- b) Îmbinările sudate au fost investigate în două variante:
  - varianta D1 - sudare fără tratament termic ulterior
  - varianta D2 - sudare urmată de tratament termic
- c) În zonele influențate termic ale îmbinărilor eterogene s-au decelat structurile:
  - în varianta D1 - structuri dure martensitice cu austenită reziduală și carburi complexe cu valori de duritate cuprinse între 693 și 887 HV1
  - în varianta D2 - în vecinătatea oțelului CrV06 - structuri sorbito-perlitice cu carburi fine, având duritatea maximă de 420 HV1
  - în varianta D2 - în vecinătatea oțelului Rp5 - structuri sorbitice fine cu carburi poliedrice și globulare a căror duritate maximă a fost 572 HV1
- d) În zona metalului topit - în ambele variante - structuri dure datorate fenomenelor de dizolvare în matricea de bază a carburilor poliedrice și globulare, structuri a căror duritate este cuprinsă între 710 și 850 HV
- e) Valorile rezistenței la rupere determinate prin încercarea la tracțiune sunt cuprinse între 600 și 620 N/mm<sup>2</sup>, în varianta D1, respectiv între 580 și 590 N/mm<sup>2</sup> în varianta D2. Se observă că nu există diferențe semnificative între cele două variante.
- f) Aplicarea tratamentului termic după sudare (recoacere de normalizare la 850°C/3ore, răcire lentă până la 730°C cu menținere 10 ore și răcire lentă în cuptor) a dus la modificări structurale importante în zonele influențate termic, în sensul transformării structurilor dure în structuri sorbitice.

În zona metalului topit, influența acestui tratament termic asupra structurii este nesemnificativă, datorită fenomenelor de dizolvare masivă a carburilor în matricea de bază. După tratamentul termic, duritatea scade de la 850 HV1 la 710 HV1.

În metalele de bază (CrV06, Rp5), tratamentul termic aplicat produce modificări structurale specifice tratamentului de normalizare (finisarea granulației). Efectul acestui tratament îl constituie faptul că în toate cazurile ruperea epruvetelor de tracțiune s-a făcut în metalul de bază CrV06, la valori apropiate în cele două variante analizate. Se menționează caracterul ductil al rupei, specific structurilor normalizate.

#### **4.8 Varianta D3 - îmbinări sudate eterogene din oțel 51VCr11A cu oțel rapid Rp5**

##### **4.8.1 Sudarea îmbinărilor eterogene**

Experimentările de sudare s-au efectuat pe benzi cu grosimea 2 mm [84].

Regimul de sudare ales a fost următorul:  $U_{acc}=60kV$ ;  $I_{fasc}=30mA$ ;  $I_{foc}=0,716A$ ;  $v_s=1,3m/min$ .

Sudarea s-a realizat cu un fascicul deflecat cu frecvența 250 Hz.

După sudare, proba a fost supusă unui tratament termic prezentat în fig. 4.7.3 din cap. 4.7 [96].

##### **4.8.2 Analiza metalografică**

Analiza macroscopică nu a relevat defecte de sudare.

Analiza microscopică a pus în evidență următoarele structuri:

- a) în metalul de bază 51VCr11A: structură ferito-perlitică cu carburi fine de Cr și V (fig. 4.8.1)
- b) în zona influențată termic dinspre oțelul 51VCr11A: structură sorbitică, cu perlită și carburi fine (fig. 4.8.2).

- c) în zona metalului topit: structură sorbitică și carburi (fig. 4.8.3)
  - d) în zona influențată termic dinspre oțelul Rp5: structură sorbitică fină cu carburi fine.
  - e) în metalul de bază Rp5: structură sorbitică fină cu carburi fine (fig. 4.8.4).
- Nu s-au observat defecte de sudare.

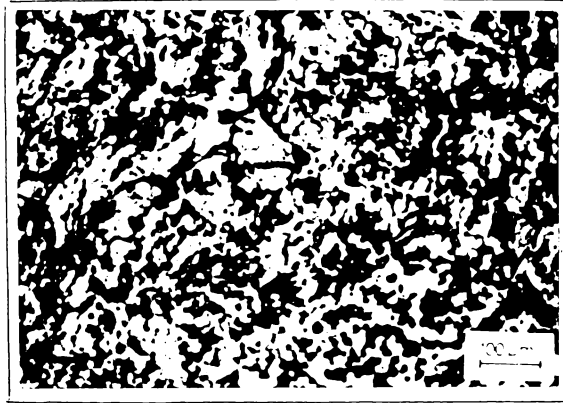


Figura 4.8.1 - Microstructura MB 51VCr11A  
[Atac Nital 2%, 100x]



Figura 4.8.2 - Microstructura ZIT 51VCr11A  
[Atac Nital 2%, 100x]



Figura 4.8.3 - Microstructura MT [Atac Nital 2%,J]

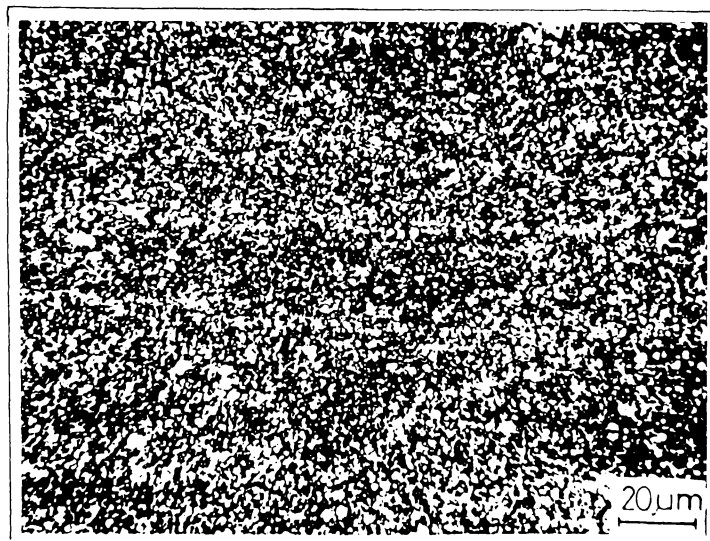


Figura 4.8.4 - Microstructura MB Rp5 [Atac Nital 2%, 500x]

În zona metalului topit, prin microscopie electronică s-a pus în evidență structura fină, sorbitică, în care s-au dizolvat carburile formate de elementele de aliere.

### 4.8.3 Încercarea de duritate HV1

Rezultatele încercării de duritate Vickers HV1 sunt prezentate în tabelul 4.8.1.

Tabelul 4.8.1

Marcaj probă	Zona cercetată	Duritatea HV1
0	1	2
D3	MB <sub>51VCr11A</sub>	214
	ZIT <sub>51VCr11A</sub>	503
	MT	498
	ZIT <sub>Rp5</sub>	501
	MB <sub>Rp5</sub>	519

În figura 4.8.5 se prezintă diagrama de variație a durității.

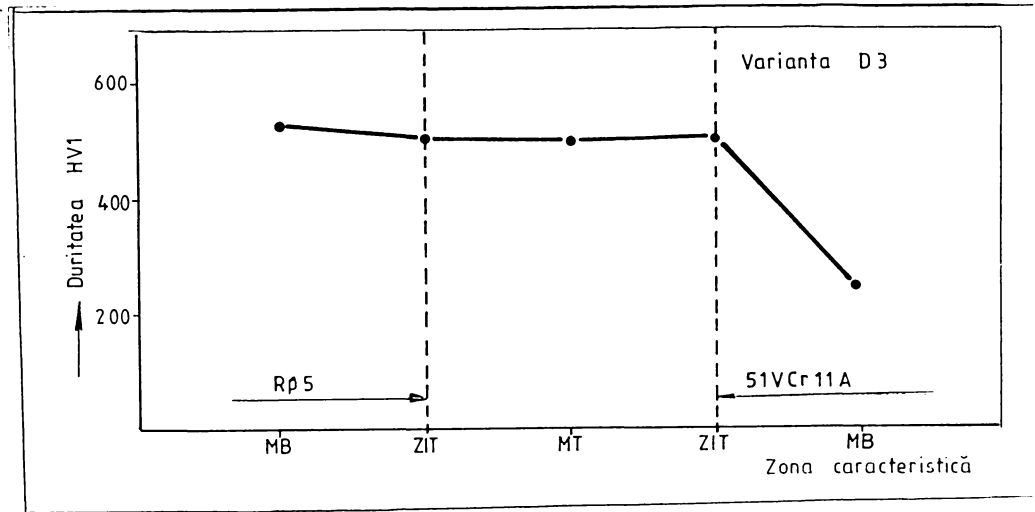


Figura 4.8.5 - Diagrama de variație a durității HV1

Din figura 4.8.5 se observă că în zona metalului topit și în zonele influențate termic duritățile sunt foarte apropiate între ele, la nivelul oțelului rapid.

Cu toate că aceste valori ating 500 HV1 în zonele caracteristice îmbinărilor eterogene, confirmând existența unor structuri dure, nu s-au observat microfisuri.

#### 4.8.4 Încercarea la tracțiune și analize microfractografice

- a) Încercarea la tracțiune efectuată pe epruvete sudate a evidențiat valori ale rezistenței la rupere prezentate în tabelul 4.8.2.

Tabelul 4.8.2

Marcajul epruvetei	$F_{max}$ (N)	Rm (N/mm <sup>2</sup> )	Locul ruperii	Tipul ruperii
0	1	2	3	4
D3T1	13.100	650	MB*	ductil
D3T2	13.500	670	MB*	ductil
D3T3	13.600	675	MB*	ductil

\* - oțel 51VCr11A

- b) Toate epruvetele încercate au prezentat tipuri de rupere ductile cu cupe fine (fig. 4.8.6).

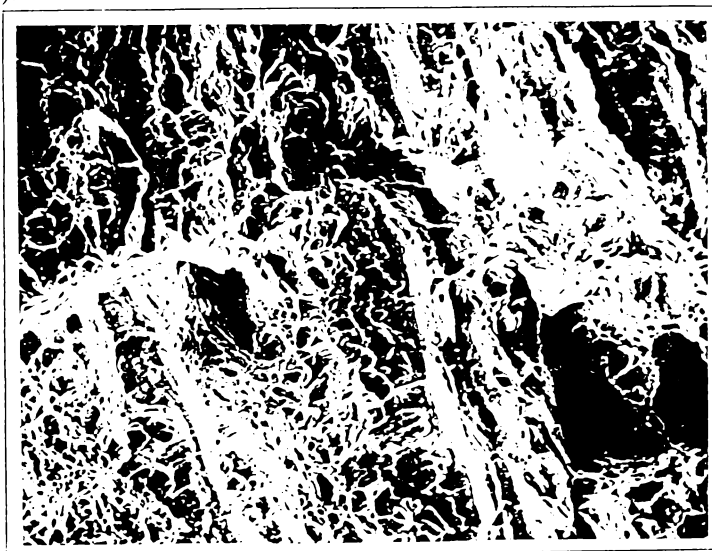


Figura 4.8.6 - Epruveta D3T3 [Rupere ductilă, 5000x]

Combinăția oțel 51VCr11A cu oțel rapid Rp5 se folosește la realizarea benzilor bimetalice pentru fierăstraie [86], [95].

#### 4.8.5 Concluzii

- a) Experimentările de sudare cu fascicul de electroni pentru realizarea unor îmbinări eterogene (oțel 51VCr11A și oțel Rp5) au permis alegerea unui regim de sudare optim la care îmbinările sudate nu prezintă defecte de tip fisuri.
- b) Analizarea îmbinărilor sudate eterogene s-a făcut în varianta cu tratament termic post-sudare (tratament termic preluat de la varianta D2), avându-se în vedere faptul că imediat după sudare în zonele caracteristice îmbinărilor apar structuri dure și precipitări masive de carburi, fenomene ce predispun aceste zone spre fragilizare-fisurare.
- c) Structurile obținute în zonele influențate termic după aplicarea tratamentului termic post-sudare sunt sorbitice cu carburi fine a căror duritate este cuprinsă între 501 și 503 HV1, iar în metalul topit se dezvoltă o structură sorbitică cu carburi globulare și poliedrice (combinații de carburi ale metalelor de bază ce participă la realizarea metalului topit) la care duritatea nu depășește 498 HV1.
- d) La încercarea la tracțiune a îmbinărilor sudate eterogene, rezistența la rupere  $R_m$  are valori cuprinse între 650 și 675 N/mm<sup>2</sup>, ruperile epruvetelor făcându-se numai în zona metalelor de bază (oțel 51VCr11A), atestând rezistența mecanică ridicată a îmbinărilor sudate. Aceste ruperi prezintă un caracter ductil cu prezența cupelor alungite.
- e) Aplicarea tratamentului termic post-sudare îmbinărilor eterogene a condus la declanșarea unor modificări structurale benefice în sensul apariției structurilor sorbitice în zonele afectate de procesele termice specifice sudării cu fascicul de electroni (ZIT, MT) și uniformizarea granulației reale a structurilor metalelor de bază.



## 4.9 Variantele ER1, ER2, ER3 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel RUL2

### 4.9.1 Caracterizarea oțelului RUL2

Oțelul RUL2 se utilizează la realizarea inelelor exterioare de rulmenți. Compoziția chimică determinată este următoarea: C=1,05%; Mn=1,06%; Si=0,52%; Cr=1,44%; P=0,007%; S=0,0013%; compoziție ce se încadrează în prevederile STAS 1456/1-89. Materialul de bază prezintă o structură perlitică fină cu carburi de crom, având duritatea maximă 246 HV5 [97].

### 4.9.2 Sudarea oțelului RUL 2

Experimentările de sudare preliminară au condus la regimurile de sudare prezentate în tabelul 4.9.1, regimuri aplicabile la sudarea inelelor exterioare de rulmenți [98].

Tabelul 4.9.1

Regimul de sudare	$U_{acc}$ (kV)	$I_{fasc}$ (mA)	$I_{foc}$ (A)	$V_s$ (rot/min)
ER1	60	110	0,740	9,2
ER2	60	130	0,741	18,4
ER3	60	143	0,743	18,4

### 4.9.3 Analiza metalografică

În figura 4.9.1 se prezintă un inel exterior de rulmenți sudat cu fascicul de electroni.

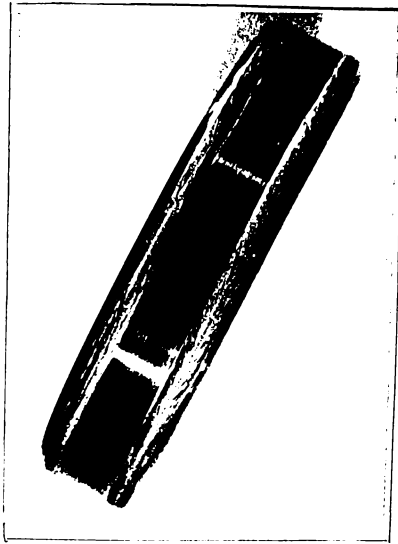


Figura 4.9.1 - Inel exterior sudat

Îmbinările sudate au fost verificate prin control vizual, analiză macro și microscopică, respectiv încercări de duritate Vickers HV5. [ 99]

Controlul vizual și analiza macroscopică nu au pus în evidență defecte de sudare.

Analiza microscopică efectuată conform STAS 10952/1-90 a pus în evidență următoarele structuri:

- a) în metalul de bază: structură perlitică fină cu carburi de crom (fig. 4.9.2)

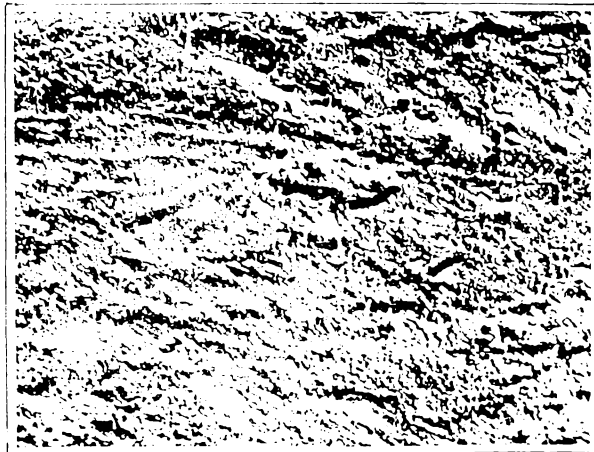


Figura 4.9.2 - Microstructura MB [Atac Nital 2%, 5000x]

b) în zona influențată termic:

- la regimul 1 - structură martensitică fină cu austenită reziduală și carburi complexe fine (fig. 4.9.3).

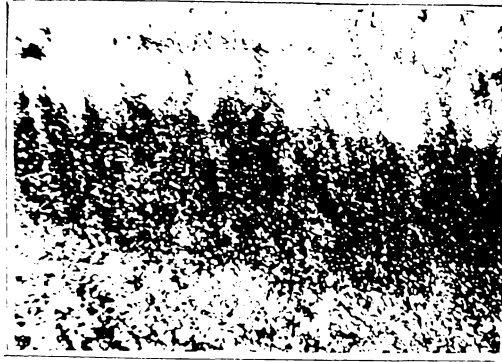


Figura 4.9.3 - Microstructura ZIT - regim 1  
[Atac Nital 2%, 100x]

- la regimul 2 - structură martensitică cu plaje de bainită, austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.4)

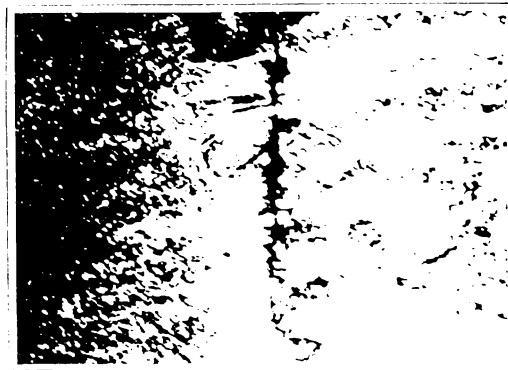


Figura 4.9.4 - Microstructura ZIT - regim 2  
[Atac Nital 2%, 100x]

- la regimul 3 - structură bainitică cu zone restrânse martensitice, austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.5).



Figura 4.9.5 - Microstructura ZIT - regim 3 [Atac Nital 2%, 5000x]

În zona influențată termic, în cazul regimurilor 1 și 3 nu s-au observat defecte de sudare, pe când la regimul 2 s-au decelat fisuri fine.

c) în zona metalului topit

- la regimul 1 - structură martensitică puternic aciculară cu austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.6)



Figura 4.9.6 - Microstructura MT - regim 1 [Atac Nital 2%, 5000x]

- la regimul 2 - structură martensitică cu austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.4). S-au observat microfisuri.
- la regimul 3 - structură bainitică cu austenită reziduală și carburi fine. (fig. 4.9.5). S-au observat insule restrânse de martensită.

Având în vedere structurile dure decelate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate, s-a impus necesitatea aplicării unor tratamente termice după sudare [100], [101]. Aceste variante de tratamente simbolizate cu Rev (revenire) au următorii parametri:

- Rev 1 - încălzire la 190°C, menținere 3 ore, răcire în aer liniștit.
- Rev 2 - încălzire la 190°C, menținere 6 ore, răcire în aer liniștit.
- Rev 3 - încălzire la 190°C, menținere 9 ore, răcire în aer liniștit.
- Rev 4 - încălzire la 190°C, menținere 18 ore, răcire în aer liniștit.
- Rev 5 - încălzire la 450°C, menținere 12 ore, răcire în aer liniștit.
- Rev 6 - încălzire la 450°C, menținere 24 ore, răcire în aer liniștit.

Viteza de încălzire a cuptorului electric de tratament termic a fost de aproximativ 250 °C/oră. Menționăm că inelele sudate au fost supuse tratamentelor termice după sudare, numai după răcirea completă în urma procesului de sudare, cu regimul de sudare R1.

Structurile constatate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate după aplicarea tratamentelor termice sunt următoarele:

- a) în metalul de bază - structură perlitică fină cu carburi de crom fin dispersate (fig. 4.9.7)

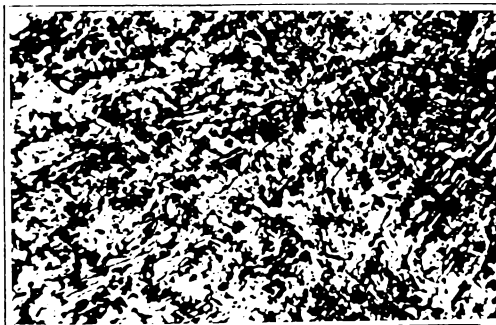


Figura 4.9.7 - Microstructura MB-Rev1 [Atac Nital 2%, 100x]

b) în zona influențată termic

- la varianta Rev1 - structură formată din martensită grobă de revenire, austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.8).



Figura 4.9.8 - Microstructura ZIT-Rev1

[Atac Nital 2%, 100x]

- la varianta Rev2 - structură alcătuită din martensită de revenire cu plaje puternic reliefate de austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.9)

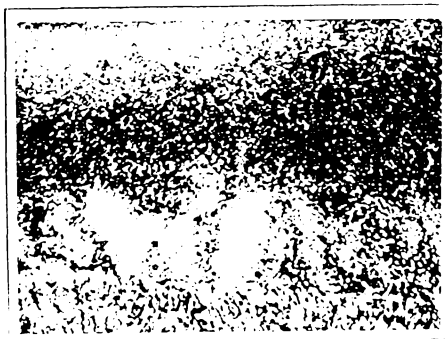


Figura 4.9.9 - Microstructura ZIT-Rev2

[Atac Nital 2%, 100x]

- la varianta Rev3 - structură martensitică cu austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.10).

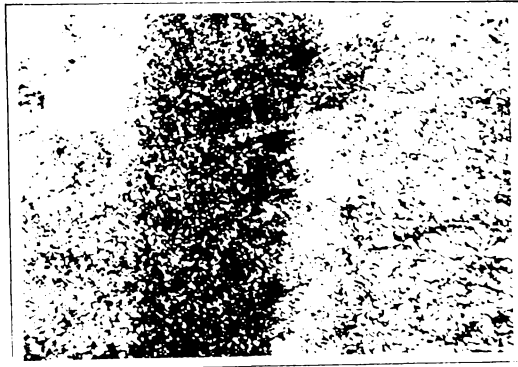


Figura 4.9.10 - Microstructura ZIT-Rev3  
[Atac Nital 2%, 100x]

- la varianta Rev4 - structură martensitică fină de revenire cu austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.11).

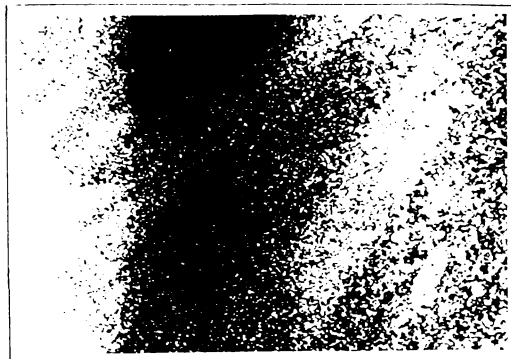


Figura 4.9.11 - Microstructura ZIT-Rev4  
[Atac Nital 2%, 100x]

- la variantele Rev5 și Rev6 - structuri formate din troostită de revenire, carburi complexe fin dispersate (fig. 4.9.12).



Figura 4.9.12 - Microstructura ZIT-Rev5  
[Atac Nital 2%, 100x]

c) în zona metalului topit

- la varianta Rev1 - structură formată din martensită grobă de revenire, austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.13).



Figura 4.9.13 - Microstructura MT-Rev1  
[Atac Nital 2%, 100x]



- la varianta Rev 2 - structură formată din martenistă de revenire, austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.14).



Figura 4.9.14 - Microstructura MT-Rev2

[Atac Nital 2%, 100x]

- la varianta Rev3 - structură martensitică cu austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.9.15).

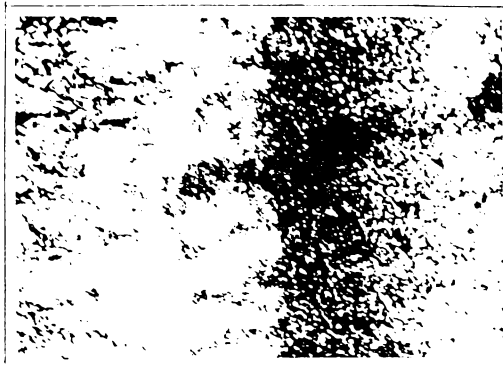


Figura 4.9.15 - Microstructura MT-Rev3 [Atac Nital 2%, 100x]

- la varianta Rev4 - structură martensitică de revenire fină cu austenită reziduală și carburi fine (fig. 4.9.16).

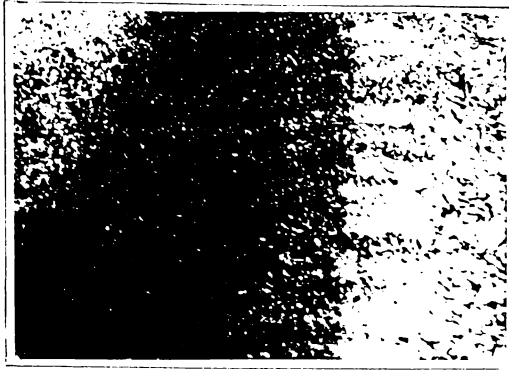


Figura 4.9.16 - Microstructura MT-Rev4

[Atac Nital 2%, 100x]

- la variantele Rev5 și Rev6 - structuri formate din troostită de revenire, carburi complexe fin dispersate (fig. 4.9.17, 4.9.18, 4.9.19).



Fig. 4.9.17 Microstructura MT-Rev5

[Atac Nital 2%, 100x]



Fig. 4.9.18 Microstructura MT-Rev5

[Atac Nital 2%, 500x]

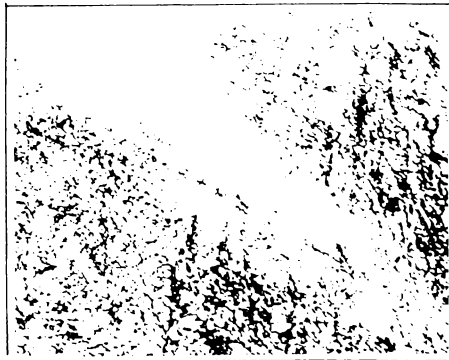


Figura 4.9.19 - Microstructura MT-Rev6 [Atac Nital 2%, 500x]

În zonele analizate ale probelor revenite nu s-au decelat defecte.

#### 4.9.4 Încercarea de duritate HV5

Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a efectuat conform STAS 492-85, atât pe îmbinările sudate netratate, cât și pe îmbinările sudate tratate termic după sudare. Schema de amplasare a urmelor de duritate este conform fig. 4.9.20. Rezultatele încercărilor de duritate sunt prezentate în tabelul 4.9.2. Imprecizia determinărilor este de  $\pm 3\%$ .

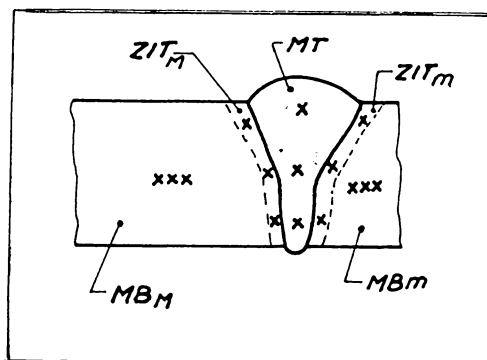


Fig. 4.9.20 - Amplasarea urmelor de duritate

Tabelul 4.9.2

Marcaj probă	Variantă	Zona cercetată	Duritatea HV5
0	1	2	3
ER1-NT	netratat termic	MT	658, 666, 649
		ZIT <sub>m</sub>	713, 713, 666
		ZIT <sub>M</sub>	675, 701, 687
		MB <sub>m</sub>	246, 243, 246
		MB <sub>M</sub>	239, 239, 244
ER1+Rev1	tratat termic	MT	558, 532, 575
		ZIT <sub>m</sub>	701, 713, 713
		ZIT <sub>M</sub>	666, 677, 673
		MB <sub>m</sub>	246, 246, 254
		MB <sub>M</sub>	243, 244, 246
ER1+Rev2	tratat termic	MT	549, 603, 593
		ZIT <sub>m</sub>	701, 699, 702
		ZIT <sub>M</sub>	666, 685, 685
		MB <sub>m</sub>	239, 241, 246
		MB <sub>M</sub>	241, 239, 239

continuarea tabelului 4.9.2

0	1	2	3
ER1+Rev3	tratat termic	MT	540, 513, 566
		ZIT <sub>m</sub>	666, 644, 655
		ZIT <sub>M</sub>	584, 586, 566
		MB <sub>m</sub>	232, 234, 234
		MB <sub>M</sub>	237, 239, 232
ER1+Rev4	tratat termic	MT	490, 475, 489
		ZIT <sub>m</sub>	494, 503, 457
		ZIT <sub>M</sub>	441, 480, 473
		MB <sub>m</sub>	208, 216, 214
		MB <sub>M</sub>	210, 227, 210
ER1+Rev5	tratat termic	MT	429, 423, 411
		ZIT <sub>m</sub>	454, 423, 417
		ZIT <sub>M</sub>	441, 454, 446
		MB <sub>m</sub>	226, 224, 232
		MB <sub>M</sub>	231, 240, 244
ER1+Rev6	tratat termic	MT	381, 390, 401
		ZIT <sub>m</sub>	386, 376, 386
		ZIT <sub>M</sub>	376, 341, 336
		MB <sub>m</sub>	236, 234, 232
		MB <sub>M</sub>	234, 229, 232
ER2-NT	netratat termic	MT	541, 560, 547
		ZIT <sub>m</sub>	483, 506, 480
		ZIT <sub>M</sub>	501, 506, 491
		MB <sub>m</sub>	236, 232, 241
		MB <sub>M</sub>	221, 223, 244
ER3-NT	netratat termic	MT	402, 409, 412
		ZIT <sub>m</sub>	283, 295, 286
		ZIT <sub>M</sub>	303, 300, 308
		MB <sub>m</sub>	216, 221, 223
		MB <sub>M</sub>	208, 214, 208

În figurile 4.9.21...4.9.24 sunt prezentate diagramele de variație a durității în zonele caracteristice ale îmbinărilor sudate obținute.

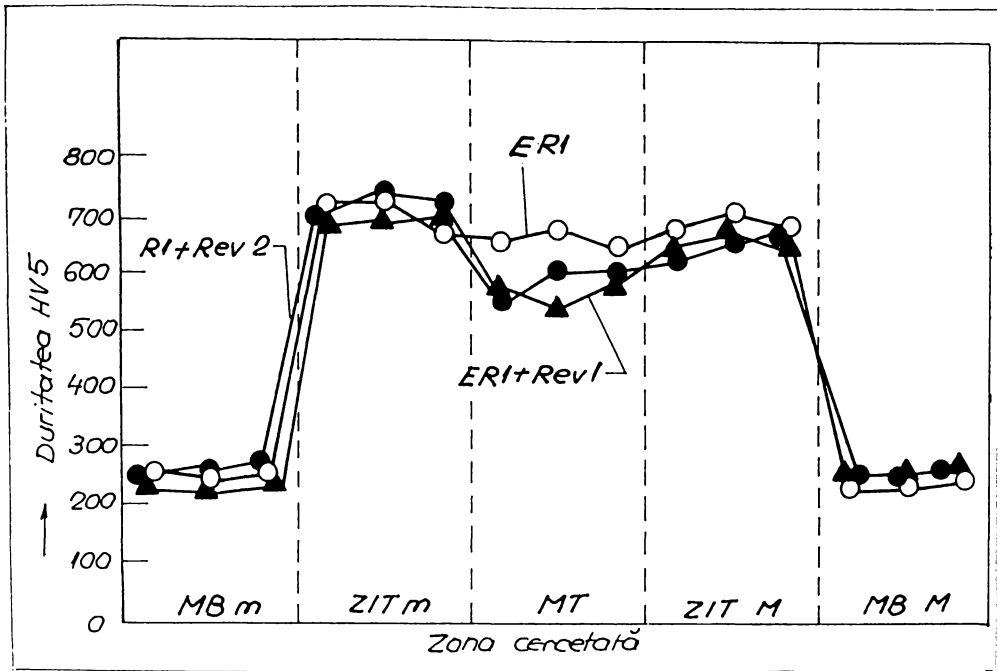


Figura 4.9.21 - Variația durtății în zonele caracteristice

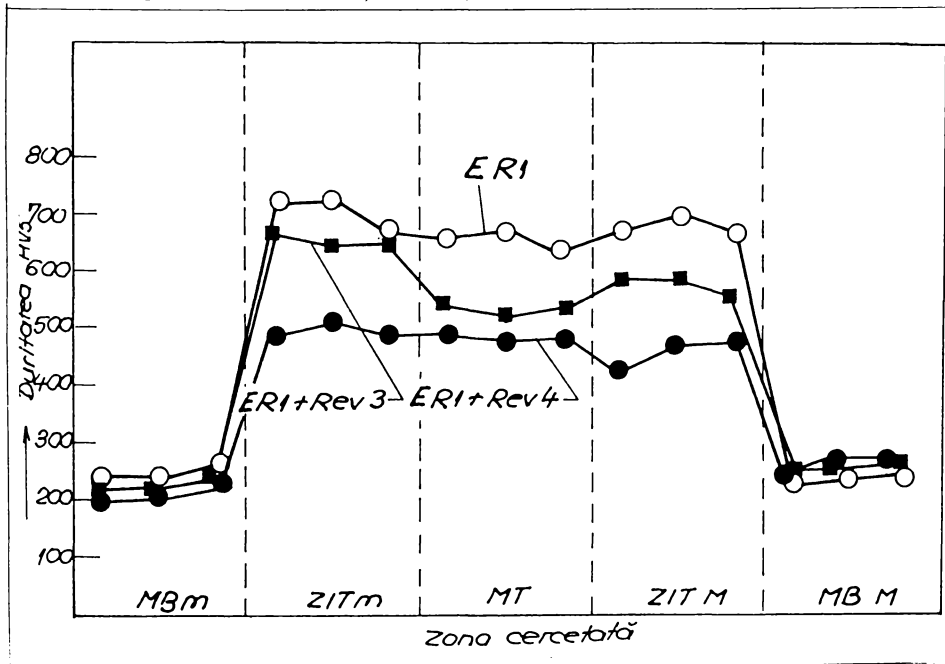


Figura 4.9.22 - Variația durtății în zonele caracteristice

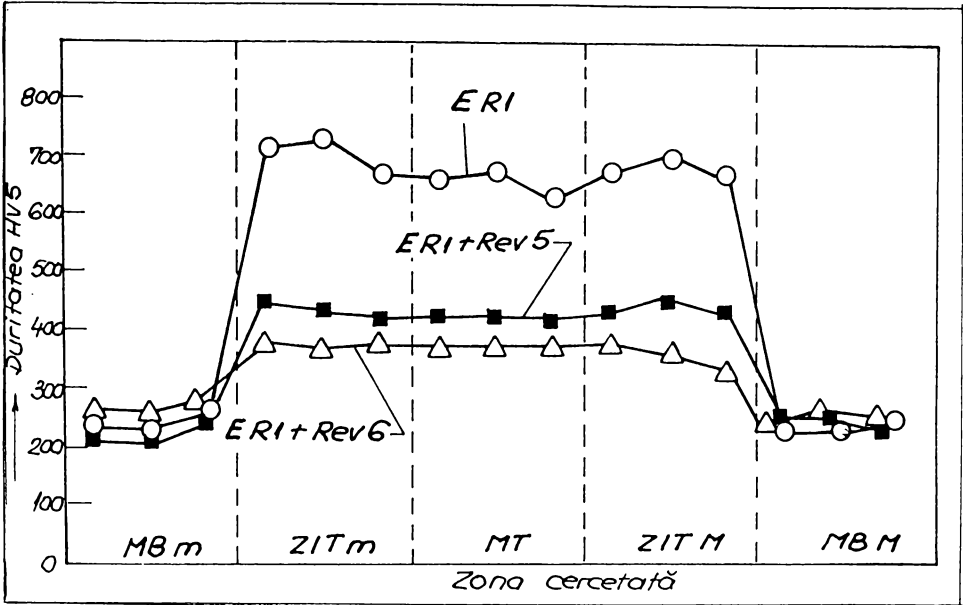


Figura 4.9.23 - Variația durtății în zonele caracteristice

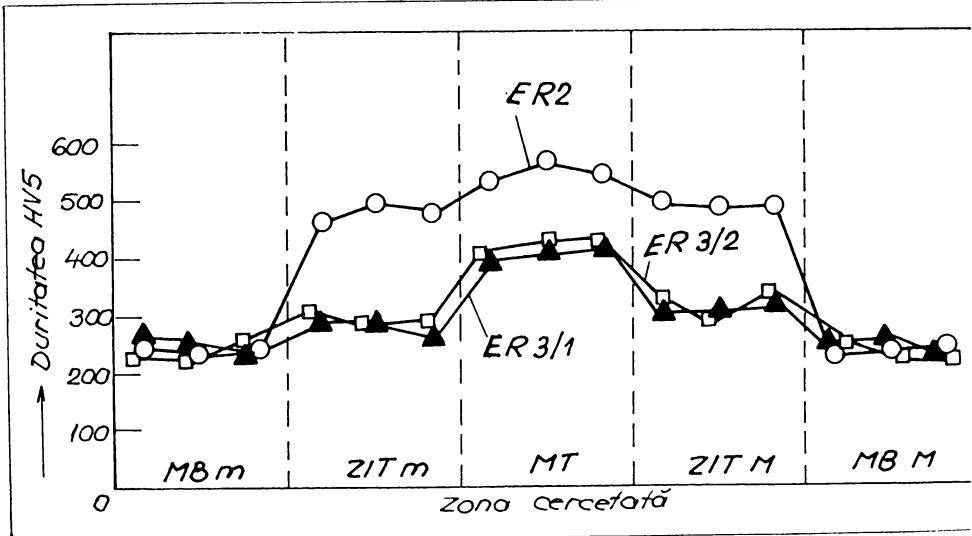


Figura 4.9.24 - Variația durtății în zonele caracteristice

Valorile de duritate determinate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate în variantă tratată și netratată sunt în concordanță cu structurile metalografice observate în aceste zone.

#### 4.9.5 Concluzii

- a) Din experimentările de sudare preliminară s-au reținut regimurile ER1, ER2 și ER3, având parametrii prezentați în tabelul 4.9.1. Se menționează variația la cele 3 regimuri a curentului fasciculului și a vitezei de sudare.
- b) Procesele termice la sudarea oțelului RUL 2 produc transformări structurale în zona influențată termic și în zona metalului topit, în sensul dezvoltării unor structuri dure martensito-bainitice, cu valorile de duritate prezentate în tabelul 4.9.3.

Tabelul 4.9.3

Zona cercetată	Duritatea HV5		
	ER1-NT	ER2-NT	ER3-NT
0	1	2	3
ZIT	666...713	480...506	283...308
MB	649...666	541...560	402...419

- c) Regimul de sudare ER2 a fost eliminat, deoarece în zonele caracteristice îmbinării sudate au apărut fisuri și microfisuri.
- d) Tratamentele termice de revenire (Rev1...Rev6) s-au aplicat numai îmbinărilor sudate cu regimul ER1, în vederea stabilirii modificărilor structurale și a variației durității în zonele caracteristice. Intensitatea transformărilor structurale specifice tratamentului termic de revenire crește odată cu creșterea timpului de menținere la temperatura de 190°C de la 3 ore la 24 ore.
- e) Aplicarea tratamentului termic de revenire după sudare are o influență semnificativă în zonele MT și ZIT, în sensul scăderii accentuate a durității prin transformarea constituenților foarte duri (martensită, bainită) în structuri de revenire (tabelul 4.9.4) cu duritate mai mică.

Tabelul 4.9.4

Varianta de revenire	Reducerea de duritate (%)	
	ZIT	MT
0	1	2
Rev1	0	10
Rev2	2	14
Rev3	7	16
Rev4	21	27
Rev5	26	36
Rev6	46	40

Se observă că, pe măsura creșterii temperaturii și duratei tratamentului termic (Rev1→Rev6), reducerea durității se accentuează, atât în ZIT, cât și în MT ajungând până la 46% în ZIT, respectiv 40% în MT.

#### 4.10 Variantele ER4, ER5 - îmbinări sudate cu fascicul de electroni din oțel RUL1

##### 4.10.1 Caracterizarea oțelului RUL1

Oțelul RUL1 se utilizează la realizarea inelelor semifabricate pentru rulmenți. Compoziția chimică determinată este următoarea: C=1%; Mn=0,31%; Si=0,26%; Cr=1,45%; P=0,025%; S=0,012%, încadrându-se în prevederile STAS 1456/1-89. Materialul de bază prezintă o structură perlitică fină cu carburi de crom, având duritatea maximă 228 HV5 [97].

##### 4.10.2 Sudarea oțelului RUL1

Experimentările de sudare preliminară au condus la selectarea regimurilor de sudare prezentate în tabelul 4.10.1.



Tabelul 4.10.1

Regim de sudare	$U_{acc}$ (kV)	$I_{fasc}$ (mA)	$I_{foc}$ (div.)	$v_s$ (m/min)
0	1	2	3	4
ER4	50	75	860	0,67
ER5	50	80	870	0,67

În fig. 4.10.1 se prezintă un inel semifabricat sudat cu fascicul de electroni, respectiv macrostructura unei îmbinări sudate.

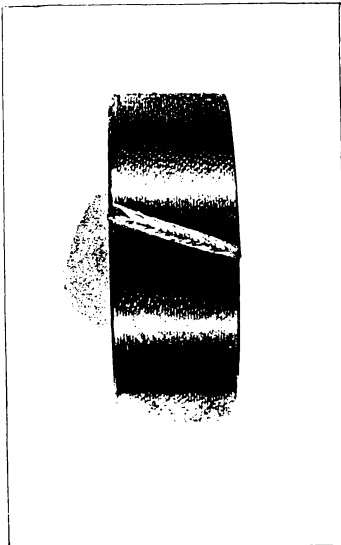


Fig. 4.10.1a Inel semifabricat sudat

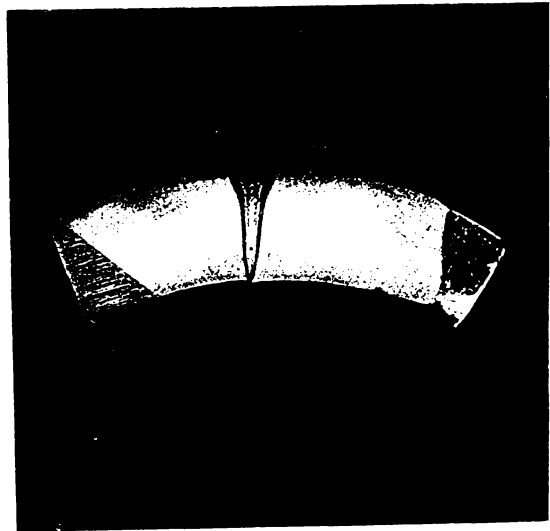


Fig. 4.10.1.b Macrostructura îmbinării sudate [Atac Nital 10%]

### 4.10.3 Analiza metalografică

Îmbinările sudate au fost examinate prin control vizual, analiză micro și macroscopică, respectiv încercări de duritate Vickers HV5.

Controlul vizual și analiza macroscopică nu au pus în evidență defecte de sudare.

Analiza microscopică efectuată conform STAS 10952/1-90 a pus în evidență următoarele structuri:

a) în metalul de bază - structură perlitică fină cu carburi de crom

b) în zona influențată termic

- la regimul ER4 - structură martensitică fină cu austenită reziduală și carburi complexe fine (fig. 4.10.2).



Figura 4.10.2 - Microstructura ZIT - regim ER4

[Atac Nital 2%, 100x]

- la regimul ER5 - structură martensitică grobă cu austenită reziduală și carburi complexe (fig. 4.10.3).

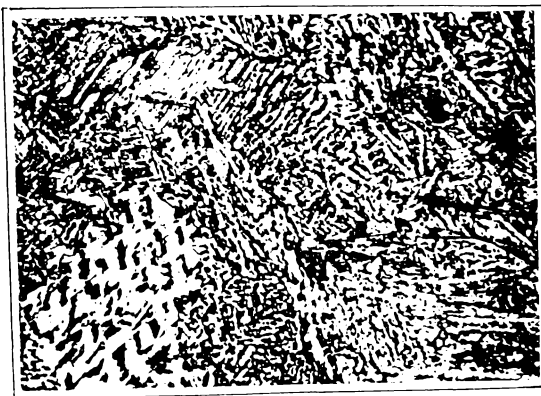


Figura 4.10.3 - Microstructura ZIT - regim ER5

[Atac Nital 2%, 500x]

Nu s-au observat defecte de sudare.

c) în zona metalului topit

- atât la regimul ER4, cât și la regimul ER5 s-au observat structuri martensitice cu austenită reziduală și carburi complexe.

Se menționează prezența unei structuri martensitice grobe la regimul ER5 (fig. 4.10.4).



Figura 4.10.4 - Microstructura MT - regim ER5

[Atac Nital 2%, 5000x]

Având în vedere structurile dure decelate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate realizate cu regimul ER5 s-a impus necesitatea aplicării unui tratament termic după sudare. Pe baza rezultatelor experimentale obținute în cap. 4.9 s-au ales ca tratamente termice după sudare variantele Rev5 și Rev6, după cum urmează: [100], [101].

- Rev5 - încălzire la 450°C, menținere 12 ore, răcire în aer liniștit
- Rev6 - încălzire la 450°C, menținere 24 ore, răcire în aer liniștit

Structurile constatate în zonele caracteristice îmbinărilor sudate în urma aplicării tratamentelor termice sunt:

- a) în metalul de bază - structuri perlitice fine cu carburi de crom
- b) în zona influențată termic - structuri formate din troostită de revenire și carburi complexe fin dispersate

c) în zona metalului topit - structuri troostitice de revenire cu carburi complexe fine (fig. 4.10.5).

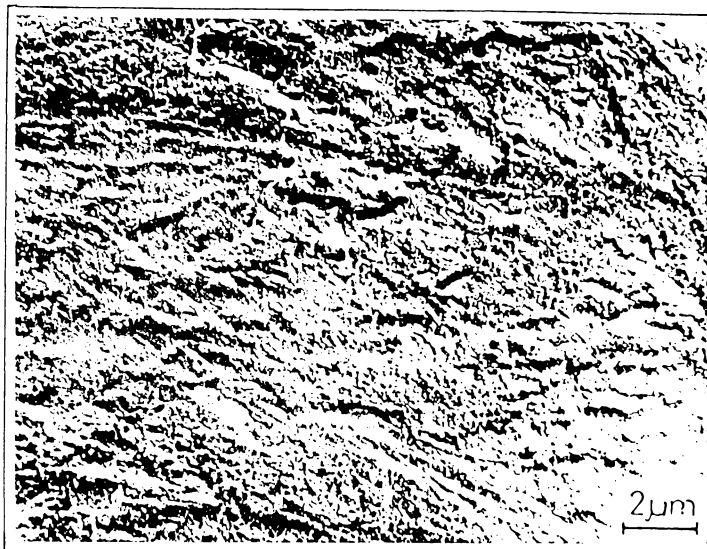


Figura 4.10.5 - Microstructura MT regim ER5+Rev6 [5000x]

În nici una din zone nu s-au decelat fisuri.

#### 4.10.4 Încercarea de duritate HV5

Încercarea de duritate Vickers HV5 s-a efectuat conform STAS 492-85, atât pe îmbinările sudate netratate, cât și pe cele tratate termic după sudare. Schema de amplasare a urmelor de duritate este conform fig. 4.9.20 cap. 4.9.

Rezultatele încercării de duritate sunt prezentate în tabelul 4.10.2.

Tabelul 4.10.2

Marcaj probă	Variantă	Zona cercetată	Duritatea HV5
0	1	2	3
ER4-NT	netratat	MB <sub>1</sub>	203, 220, 208
		ZIT <sub>1</sub>	633, 666, 635
		MT	580, 593, 566
		ZIT <sub>2</sub>	685, 666, 673
		MB <sub>2</sub>	227, 210, 208

0	1	2	3
ER5-NT	netratat	MB <sub>1</sub>	224, 227, 218
		ZIT <sub>1</sub>	781, 781, 739
		MT	701, 713, 711
		ZIT <sub>2</sub>	776, 758, 739
		MB <sub>2</sub>	218, 218, 227
ER5+Rev5	tratat termic	MB <sub>1</sub>	220, 226, 208
		ZIT <sub>1</sub>	458, 446, 441
		MT	423, 441, 417
		ZIT <sub>2</sub>	473, 441, 480
		MB <sub>2</sub>	211, 208, 220
ER6+Rev6	tratat termic	MB <sub>1</sub>	211, 228, 210
		ZIT <sub>1</sub>	380, 380, 376
		MT	401, 401, 386
		ZIT <sub>2</sub>	376, 381, 390
		MB <sub>2</sub>	210, 208, 210

În figura 4.10.6 se prezintă diagrama variației de duritate pe zonele caracteristice îmbinărilor sudate.

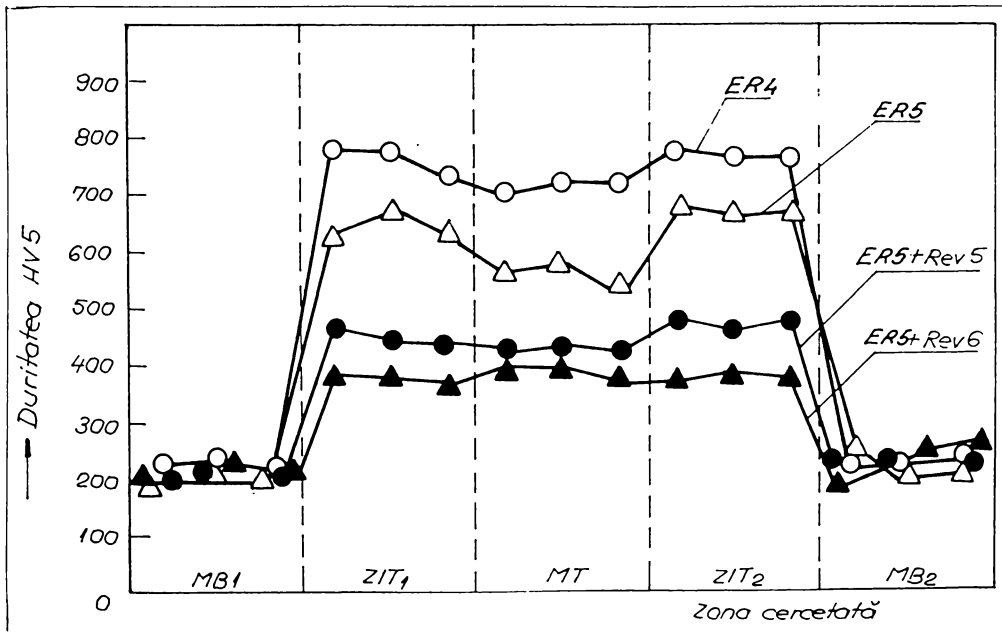


Figura 4.10.6 - Diagrama variației de duritate HV5

#### 4.10.5 Concluzii

- a) Experimentările de sudare preliminară pe oțelul RUL1 au permis alegerea a două regimuri de sudare (ER4, ER5) cu care s-au realizat îmbinări sudate fără defecte macroscopice.
- b) Aplicarea proceselor termice specifice sudării cu fascicul de electroni la oțelul RUL 1 produce modificări structurale în zonele afectate termic (MT, ZIT) în sensul formării unor structuri dure martensito-bainitice cu duritățile următoare:
- b1) în metalul topit (MT)
- la regimul ER4, între 566 și 593 HV5;
  - la regimul ER5, între 701 și 739 HV5;
- b2) în zona influențată termic (ZIT)
- la regimul ER4, între 633 și 685 HV5
  - la regimul ER5, între 739 și 781 HV5
- c) În vederea scăderii durificării zonelor afectate de procesele termice de la sudare s-au aplicat tratamente termice de revenire optime (Rev5 și Rev6) ce au aceeași parametrii tehnologici ca și în cazul tratamentelor de revenire (Rev5, Rev6) de la oțelul RUL2.
- d) Aplicarea tratamentului termic de revenire după sudare (ER5+Rev5 și ER5+Rev6) conduce la transformarea structurilor dure în structuri de revenire de tip sorbitic cu granulații uniforme, fapt atestat și de reducerea durității (tabelul 4.10.3).

Tabelul 4.10.3

Varianta de revenire	Reducerea de duritate (%)	
	ZIT	MT
0	1	2
Rev5	38	39
Rev6	47	49

Se observă că ambele variante de revenire conduc la scăderea durității cu 38...47% în ZIT, respectiv cu 39...49% în MT.

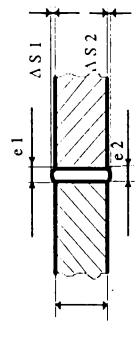
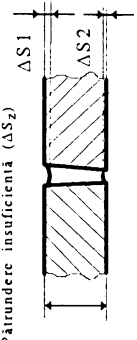
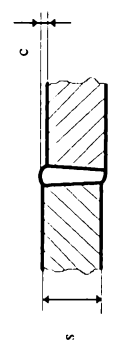
## **Cap. 5 Investigarea calității îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni**

### **5.1. Prescripții de calitate impuse îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni**

Datorită particularităților specifice procedurii de sudare cu fascicul de electroni, încadrarea sudurilor în prescripțiile de calitate valabile pentru procedeele convenționale de sudare prin topire nu se poate face decât parțial. Din acest motiv este necesară definirea unor condiții de calitate specifice. Astfel, standardul german DIN 8563, partea 11 (ediția 1987) stabilește prescripțiile de calitate pentru sudurile cu fascicul de electroni realizate din oțeluri cu grosimea până la 50 mm. În funcție de condițiile de calitate impuse, sudurile se încadrează conform standardului menționat în trei grupe de apreciere (clase de calitate), care diferă prin felul și mărimea defectelor admise. Aceste clase de calitate sunt prezentate în tabelul 5.1.1 [2].

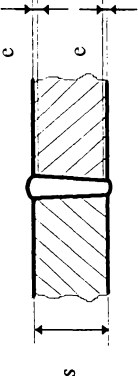
În prezent, în România nu există standarde specifice procedurilor de sudare cu fascicule de energie concentrată (fascicul de electroni, laser).

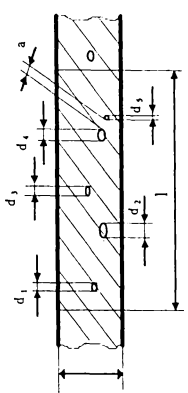
Tabelul 5.1.1.1

Nr. crt.	Schema îmbinării și tipul defectului	Grupa de apreciere (clase de calitate)			
		AS-EB 2	BS-EB 3	CS-EB 4	
0					
1	<p>Îngroșare excesivă (<math>\Delta S_1</math>) Exces de pătrundere (<math>\Delta S_3</math>)</p> 	$\Delta S_1 = \Delta S_3 \leq 0,5 + 0,15s$ , dar max 5 mm			
2	<p>Umplere insuficientă (<math>\Delta S_1</math>) Pătrundere insuficientă (<math>\Delta S_2</math>)</p> 	nu se admit	aplatisate, singulare, însă $\Delta S_2 = \Delta S_7 \leq 0,2 + 0,02s$ , dar max. 0,5 mm	aplatisate, singulare, însă $\Delta S_2 = \Delta S_7 \leq 0,2 + 0,05s$ , dar max. 1mm	
3	<p>Defecte de aliniere (c)</p> 	$c \leq 0,1s$ , dar max. 1mm	$c \leq 0,1s$ , dar max. 2 mm	$c \leq 0,2s$ , dar max. 3 mm	



continuarea tabelului 5.1.1

0	1	2	3
4	<p>Crestătură continuă (c)</p> 	<p><math>e \leq 0,05s</math>, dar max. 0,5 mm</p>	<p><math>e \leq 0,15s</math>, dar max. 1 mm</p>
5	Stropi	admise, însă numai cele similare cu metalul de bază	
6	Lipsă de pătrundere	nu se admite	se admite delimitată local
7	Fisură, microfisură	nu se admite	
8	Defecte de legătură	nu se admite	
9	Depunere de vapori metalici	nu se admite	
		admise, însă numai depuneri similare cu metalul de bază	

0	1	2	3	4
10	<p>Goluri</p>  $f = \frac{\pi}{4} (d_1^2 + d_2^2 + \dots + d_n^2)$ <p>f - suma suprafețelor golurilor pentru <math>l \leq 150</math> mm d - dimensiunea maximă a unui gol</p>	<p><math>f \leq 0,007</math> sxl; <math>d \leq 0,1s</math>, dar max. 3 mm</p>	<p><math>f \leq 0,01</math> sxl; <math>d \leq 0,1s</math>; dar max. 3 mm la goluri singulare (<math>a \geq 25</math>) se admite <math>d \leq 0,2s</math>, dar max. 5 mm</p>	<p><math>f \leq 0,02</math> sxl; <math>d \leq 0,25s</math>, dar max. 5 mm</p>
11	<p>Sufluri aliniate</p>	<p>admisc, dacă suma diametrelor <math>d_1 + d_2 + d_3 + \dots</math> pentru <math>l = 6s</math> (max. 150 mm) nu este mai mare ca <math>s</math>, dacă <math>s \geq 6d</math> și dacă suprafața max. <math>f</math> de la nr. crt. 10 nu este depășită. Dacă acestor condiții nu sunt satisfăcute se consideră ca un singur gol, lungimea maximă admisă fiind <math>2/3s</math>.</p>		
12	<p>Sufluri grupate</p>	<p>admisc, dacă extinderea lor <math>\leq 4d</math> pe o lungime a sudurii <math>l = 25</math> mm și suprafața max. <math>f</math> de la crt. 10 pe o lungime <math>l = 150</math> mm nu este depășită.</p>		

Dimensiunile sunt date în mm, iar suprafețele în  $mm^2$ .

Metodele de control nedistructiv și distructiv utilizate în cazul procedeeleor de sudare convenționale sunt aplicabile și sudurilor realizate cu fascicul de electroni. Astfel, se pot folosi: controlul vizual, controlul cu lichide penetrante, controlul cu pulberi magnetice, controlul cu ultrasunete, controlul cu radiații penetrante, analizele structurale, încercările mecanice, analizele microfractografice.

## 5.2 Analiza comparativă a criteriilor de duritate impuse zonelor caracteristice îmbinărilor sudate

La oțelurile aliate supuse ciclurilor termice de la sudarea cu fascicul de electroni au loc durificări locale în zona influențată termic și în zona metalului topit, datorate în special vitezelor de răcire ridicate și precipitării carburilor complexe [102]. Apariția structurilor dure face ca în aceste zone să se determine valori de duritate mult peste valorile impuse de unele norme. Astfel, pentru îmbinările sudate cap la cap, norma ISCIR C4-90 stipulează: "Valoarea maximă a durității va fi de 350 unități HV5, cu condiția ca diferența între valorile durităților obținute în materialul de bază, zona influențată termic și materialul de adaos să fie de cel mult 100 unități HV5, în cazul oțelurilor slab aliate și 150 unități HV5 în cazul oțelurilor aliate".

În norma NID 4543, pentru același tip de îmbinare (cap la cap), se menționează: "Duritatea maximă să nu depășească 350 HV5. Diferența de duritate între zona influențată termic și metalul de adaos sau metalul de bază să fie mai mică de 80 HV5. Dacă este mai mare se examinează cu sarcini mici sau microsarcini. Nu se admit durități mai mari de 400 HV0,2 (400HV0,5)".

Cele două norme enunțate prezintă două criterii importante:

- duritatea maximă admisă de 350 HV5
- diferența de duritate admisă - variabilă

Cele două norme menționate nu specifică modul de realizare a îmbinărilor sudate (procedee convenționale sau neconvenționale), fapt ce lasă să se interpreteze diferit aceste specificații, interpretări ce stau la latitudinea celui ce trebuie să ateste calitatea îmbinărilor sudate.

În plus când există pericolul de apariție a susceptibilității îmbinării sudate la fenomenul de coroziune (intercristalină, fisurantă sub tensiune) condiția de acceptare a durității zonelor caracteristice se limitează la valori cuprinse între

200 și 240 HV5 [103]. Această limitare nu se specifică pentru ce procedee de sudare este valabilă, dar la acest nivel de duritate avem garanția existenței unor structuri ductile capabile să estompeze efectele provocate de fenomenele de coroziune.

Duritatea maximă a zonelor influențate termic se tolerează în funcție de conținutul de carbon echivalent al materialului de bază, de conținutul de hidrogen din metalul de adaos (și depunere), de condițiile de eliminare a hidrogenului (grosime, viteză de răcire, preîncălzire, dehidrogenare, detensionare termică, etc) precum și de condițiile de contracție a băii de sudură (metal topit, gradul de bridare la execuția îmbinărilor sudate) [104]. În tabelul 5.2.1 pentru oțelul aliat cu mangan se prevăd valori maxime ale durității din zonele influențate termic.

Tabelul 5.2.1

Nr. crt.	Hidrogenul în sudură		Duritatea maximă HV5 din ZIT					
	Calitate	Cantitate ml/100g	Îmbinare cap la cap			Îmbinare de colț		
			normală	pătrundere completă	pătrundere incompletă	normală	pătrundere completă	pătrundere incompletă
0	1	2	3	4	5	6	7	8
1	mare	$H \geq 20$	350	300	220	350	350	300
2	medie	$10 < H \leq 20$	375	350	250	375	400	350
3	mică	$5 < H < 10$	400	375	300	400	450	375
4	foarte mică	$H < 5$	450	400	350	450	500	400

În timpul sudării oțelurilor aliate cu fascicul de electroni nu se produc fenomene de contaminare a băii metalice (metal topit) cu hidrogen, din cauză că procesul de sudare are loc într-o incintă vidată ( $10^{-4} \dots 10^{-5}$  torr). În plus, acest procedeu înlătură orice contaminare cu alte impurități din atmosferă.

Prevederile din tabelul 5.2.1 nu se pot aplica la îmbinările sudate cu fascicul de electroni, dar pot fi preluate informativ în cazul când îmbinările din oțeluri aliate sudate cu fascicule concentrate intră în alcătuirea unor componente mecanice ce funcționează în medii corozive (de hidrogen, hidrogen sulfurat, acizi, etc).

**5.2.1** Criteriul de duritate maximă de 350 HV5 în zonele caracteristice îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni, în cele mai multe cazuri nu poate fi respectat [103]. Din start duritatea metalelor de bază (oțeluri aliate) este mai mare de 200 HV5, iar în urma fenomenului de topire instantanee și răcire rapidă, crește în zona influențată termic la valori ce depășesc mult această limită.

În tabelul 5.2.2 se prezintă rezultatele experimentale obținute, din punct de vedere al durității la variantele analizate.

Tabelul 5.2.2

Varianta		Duritatea maximă HV5			Defecte de sudare
		MB	ZIT	MT	
0		1	2	3	4
A		(220)	(240)	(248)	nu se observă fisuri și microfisuri
B1		250	603	590	se observă microfisuri în metalul topit
B2		240	343	330	nu se observă microfisuri și fisuri
B3		270	330	370	nu se observă microfisuri și fisuri
C1		306	532	713	se observă microfisuri în MT, regim 4
C2		180	810	752	se observă microfisuri în MT, regim 9
C3		206	677	655	nu se observă fisuri și microfisuri
D1	CrV06	(206)	(693)	(856)	nu se observă fisuri și microfisuri
	Rp5	(664)	(887)		nu se observă fisuri și microfisuri
D2	CrV06	(201)	(420)	(710)	nu se observă fisuri și microfisuri
	Rp5	(550)	(572)		nu se observă fisuri și microfisuri
D3	51VCr11A	(214)	(563)	(498)	nu se observă fisuri și microfisuri
	Rp5	(519)	(501)		nu se observă fisuri și microfisuri
ER1-NT		246	713	666	nu se observă fisuri și microfisuri

continuare la tabelul 5.2.2

0	1	2	4	5
ER1+Rev1	243	713	575	nu se observă fisuri și microfisuri
ER1+Rev2	241	702	603	nu se observă fisuri și microfisuri
ER1+Rev3	239	666	566	nu se observă fisuri și microfisuri
ER1+Rev4	227	503	489	nu se observă fisuri și microfisuri
ER1+Rev5	240	454	429	nu se observă fisuri și microfisuri
ER1+Rev6	236	386	401	nu se observă fisuri și microfisuri
ER2-NT	244	506	560	se observă microfisuri în ZIT și MT
ER3-NT	223	303	412	nu se observă fisuri și microfisuri
ER4-NT	227	685	593	nu se observă fisuri și microfisuri
ER5-NT	227	781	713	nu se observă fisuri și microfisuri
ER5+Rev5	226	480	441	nu se observă fisuri și microfisuri
ER5+Rev6	228	390	401	nu se observă fisuri și microfisuri

Obs. Valorile din paranteze reprezintă duritatea maximă HV1.

Analiza valorilor de duritate din tabelul 5.2.2 permit următoarele constatări:

- în metalul de bază (MB) duritatea maximă este cuprinsă între 206 și 306 HV5.
- în zonele influențate termic (ZIT) majoritatea valorilor de duritate HV5 depășesc valoarea de 350 HV, cu excepția variantelor B2, B3 ER3-NT
- în zonele metalului topit (MT), aproape toate valorile maxime ale durității sunt mult peste 350 HV5 (între 370-752 HV5), cu excepția variantei B2 (330 HV5).

Se menționează că odată cu durificarea ZIT-ului și a MT-ului, în aceste zone apar microfisuri fine, neexistând posibilitatea stabilirii certe a unei limite critice a durezzații peste care în structurile dure se dezvoltă microfisuri.

5.2.2 Criteriul "diferența de duritate maximă dintre zonele caracteristice  $\Delta HV5_{max}$  determinat la variantele analizate prezintă valorile inserate în tabelul 5.2.3.

Tabelul 5.2.3

Varianta	Criteriul $\Delta HV5_{max}$			Constatări (ref. col. 2 și 3)
	MT-ZIT	MT-MB	ZIT-MB	
0	1	2	3	4
B1	-13	340	353	$\Delta HV5_{max} > 150$
B2	-13	90	103	$\Delta HV5_{max} < 150$
B3	+40	100	60	$\Delta HV5_{max} < 150$
C1	+181	407	226	$\Delta HV5_{max} > 150$
C2	-58	572	630	$\Delta HV5_{max} > 150$
C3	-22	449	471	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1-NT	-47	420	467	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev1	-138	332	470	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev2	-99	362	461	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev3	-100	327	427	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev4	-14	262	276	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev5	-25	189	214	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER1+Rev6	+15	165	150	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER2-NT	+54	316	262	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER3-NT	+104	189	85	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER4-NT	-92	366	458	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER5-NT	-68	486	554	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER5+Rev5	-39	215	254	$\Delta HV5_{max} > 150$
ER5+Rev6	+11	173	162	$\Delta HV5_{max} > 150$

Analizând valorile din tabelul 5.2.3 se poate concluziona:

- la variantele analizate, durezzațiile maxime din zona metalului topit și zona influențată termic sunt foarte apropiate valoric; semnul (-) din coloana 1 arată o durificare a ZIT-ului peste valoarea durezzații metalului topit.

- diferența de duritate maximă între zonele de metal topit și zonele influențate termic, respectiv metalele de bază sunt foarte ridicate (între 173 și 650 HV5), cu excepția variantelor B2, B3, atestând durificări locale ale acestor zone, ca urmare a ciclurilor termice de la sudare.

Dezavantajul aplicării acestui criteriu în aprecierea durității zonelor caracteristice este acela că exprimă un gradient de duritate între valorile maxime determinate experimental, fără a putea caracteriza adevărata durificare locală.

În vederea aprecierii durificării structurale din zonele caracteristice (ZIT, MT) se propune, în cadrul tezei, folosirea unui estimator  $(\Delta HV5)_{max}$  numit gradientul maxim de duritate (diferența maximă de duritate), ce se poate determina prin relațiile:

$$\bullet (\Delta HV5)_{max,1} = HV5_{max}(MT) - HV5_{min}(ZIT) \quad (5.2.1)$$

$$\bullet (\Delta HV5)_{max,2} = HV5_{max}(MT) - HV5_{min}(MB) \quad (5.2.2)$$

$$\bullet (\Delta HV5)_{max,3} = HV5_{max}(ZIT) - HV5_{min}(MB) \quad (5.2.3)$$

Aceste relații devin operante, când prin aplicarea încercării de duritate Vickers se pot determina pe fiecare zonă caracteristică cel puțin trei valori de duritate HV5, permițând astfel selecționarea corectă a valorilor de duritate maximă și minimă.

La variantele analizate care au permis determinarea estimatorului  $(\Delta HV5)_{max}$  s-au obținut valorile prezentate în tabelul 5.2.4.

Tabelul 5.2.4

Varianta	Estimatorul $(\Delta HV5)_{max}$			Constatări (ref. col. 2 și 3)
	$MT_{max} - ZIT_{min}$	$MT_{max} - MB_{min}$	$ZIT_{max} - MB_{min}$	
0	1	2	3	4
C3	+248	455	477	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1-NT	0	427	474	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1+Rev1	-91	332	470	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1+Rev2	-63	364	463	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1+Rev3	0	334	434	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1+Rev4	+49	282	295	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER1+Rev5	-25	205	230	$(\Delta HV5)_{max} > 150$



continuarea tabelului 5.2.4

ER1+Rev6	+65	172	197	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER2-NT	+80	339	285	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER3-NT	+129	203	100	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER4-NT	-70	390	482	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER5-NT	-26	495	563	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER5+Rev5	0	233	452	$(\Delta HV5)_{max} > 150$
ER5+Rev6	25	373	182	$(\Delta HV5)_{max} > 150$

Se observă că, toate valorile estimatorului  $(\Delta HV5)_{max}$  sunt mai mari decât ale estimatorului  $\Delta HV5_{max}$ , caracterizând mai bine diferențele locale de duritate între zonele caracteristice.

În concluzie, estimatorul de duritate maximă impusă de 350 HV5 pentru zonele caracteristice îmbinărilor sudate realizate cu fascicul de electroni nu poate fi respectat; el devine inoperant (neadecvat) pentru caracterizarea durificării îmbinărilor sudate, respectiv pentru acceptarea sa ca și criteriu de verificare a calității acestora.

### 5.3 Cercetarea stereometrică a fazelor dure din îmbinările sudate cu fascicul de electroni

#### 5.3.1 Generalități

Metoda stereometrică ce stă la baza determinărilor cantitative a fazelor și constituentilor structurali se sprijină pe analiza liniară prin balcierea mecanică a suprafeței, realizată prin deplasarea automată a măsuței microscopului aparatului Epiquant [105], pe două direcții.

În planul imaginii reflectate de probă se găsește o diafragmă prin care trece doar lumina provenită dintr-un mic domeniu, intensitatea acesteia fiind o măsură a gradului de reflectivitate a probei în zona respectivă.

Radiația luminoasă este transformată într-un semnal electric cu ajutorul unui fotomultiplicator. Semnalul analogic este digitalizat și prelucrat în cadrul componentei electrice a aparatului. Lumina provenită de la diverși constituenți

structurali și faze dure (carburi) va da semnale analogice de amplitudine diferită. Se obțin în felul acesta o succesiune caracteristică de impulsuri. Se observă că mărimea semnalului indică natura fazei intersectate, iar durata semnalului indică lungimea constituentului sau a fazei. Bazat pe acest fapt, aparatul deosebește trei faze distincte: A, B, C, (fig. 5.3.1), pe care le analizează separat într-o singură explorare, determinând numărul particulelor, lungimea totală a coardelor intersectate și clasarea lor în 13 clase de mărimi.

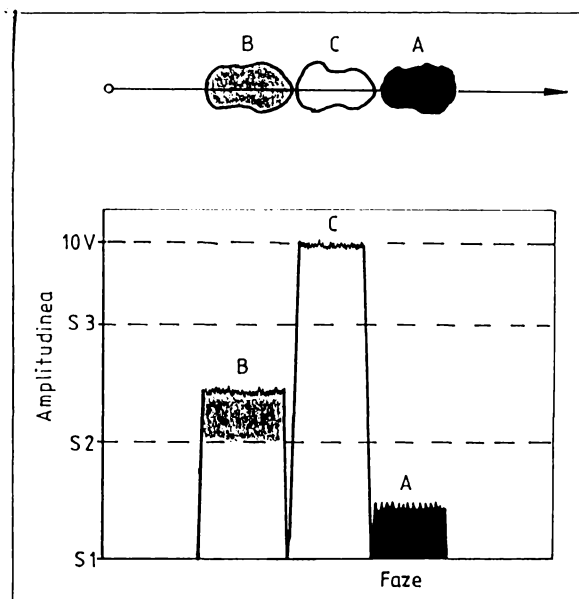


Figura 5.3.1 - Amplitudinea semnalului analogic pentru fiecare fază

### 5.3.2 Analiza stereometrică (metalografie cantitativă)

Analiza stereometrică efectuată pe analizorul automat de faze Epiquant a determinat o serie de parametrii stereometrici cantitativi [106], dar s-au reținut cei ce prezentau o importanță deosebită în caracterizarea zonelor caracteristice îmbinărilor sudate realizate cu fascicul de electroni și anume:

- conținutul global de constituenți structurali și de faze dure, prescurtat "Cg", în procente;

- dimensiunea medie a particulelor, prescurtat " $\bar{d}$ ", în  $\mu\text{m}$ .

Valorile experimentale obținute în zonele caracteristice îmbinărilor sudate, realizate în diferite variante sunt inserate în tabelul 5.3.1.

Tabelul 5.3.1

Varianta analizată (*)	Marcă oțel	Zona cercetată (**)	Constituenți structurali și / sau faze dure (***)	Parametrul "Cg" (%)				Parametrul $\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	
				Valoare maximă	Valoare minimă	Valoare medie	$\sigma^{(****)}$	Val. medie	$\sigma^{(****)}$
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
A	W 1. 43 O1	MB	A	98,75	97,20	97,50	3,20	27,50	1,71
			Fe $\delta$ +K	3,60	1,30	2,50	0,20	4,20	0,40
		ZIT	A	97,10	95,80	96,50	3,12	35,2	3,20
			Fe $\delta$ +K	4,10	2,70	3,50	0,30	3,95	0,42
		MT	A	93,10	90,90	91,10	3,02	39,8	3,51
		Fe $\delta$ +K	9,70	8,30	8,90	0,75	5,20	0,60	
B1	40 Cr 10	MB	So	90,52	86,50	88,50	3,20	16,20	0,98
			K	13,75	11,10	11,50	1,10	2,20	0,19
		ZIT	Ma+Ba+So	92,60	90,28	91,20	3,68	7,50	0,80
			K	9,28	7,30	8,78	0,73	1,20	0,11
		MT	Ma+Ba+So	94,62	92,80	93,50	3,60	8,50	0,81
		K	7,90	6,20	6,50	0,70	1,50	0,12	
B2	40 Cr 10 (cu PR)	MB	So	92,10	87,20	89,20	3,20	17,10	1,60
			K	11,20	10,10	10,80	1,10	2,60	0,20
		ZIT	Ba+So	94,50	92,10	93,20	3,60	6,20	0,70
			K	7,28	6,10	6,76	0,53	1,20	0,13
		MT	Ba+So +Fe	64,60	60,59	62,50	2,70	5,30	0,48
		Pe+K	38,25	37,10	37,42	1,20	9,80	0,70	
B3	40 Cr 10 (cu TT)	MB	So	89,60	86,60	87,10	4,10	22,10	0,15
			K	14,06	11,65	12,85	1,10	2,90	0,20
		ZIT	Fe+So	59,60	55,80	57,70	2,25	10,10	0,60
			Pe+K	44,60	41,20	42,28	1,90	11,20	0,77
		MT	Pe+K	36,20	31,10	33,50	1,12	9,10	0,42
		Fe+So	69,10	63,90	66,45	2,90	25,20	1,60	
C1	V Si Cr W 20	MB	So	87,30	82,10	84,90	3,20	20,10	1,10
			K	16,60	14,12	15,10	0,60	3,20	0,26
		ZIT	Ma+Ba+Ar	89,93	85,16	87,50	4,12	5,02	0,29
			K	15,20	11,60	12,48	0,61	0,15	0,01
		MT	Ma+Ar	82,60	79,10	80,45	2,80	11,80	0,90
		K	21,70	17,60	19,50	0,68	0,20	0,02	
C2	Cr V 06	MB	Ce <sub>II</sub>	10,30	7,20	9,60	0,53	0,20	0,015
			Pe+K	91,60	89,65	90,40	3,50	8,70	0,37
		ZIT	Ma	88,23	85,10	86,50	4,06	11,80	0,92
			K	14,96	12,10	13,48	1,02	0,50	0,06
		MT	Ma	90,12	86,60	88,12	3,10	13,50	0,82
		K	13,20	10,40	11,87	0,78	0,60	0,06	

Tabelul 5.3.1 - continuare

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
C3	51 V Cr II A	MB	Fe	49,65	45,80	47,23	1,60	18,50	1,03	
			Pe+K	55,10	49,80	52,75	2,10	26,30	1,20	
		ZIT	Ma+Ba	73,86	71,20	72,35	3,60	6,46	0,52	
			K	29,70	25,25	27,65	1,80	0,52	0,05	
			Ma+Ba	81,90	79,68	80,10	2,82	5,21	0,43	
D1	Cr V 06	MB	Ce <sub>II</sub>	12,60	8,20	10,20	0,45	0,25	0,02	
			Pe+K	90,89	87,40	89,78	3,20	12,5	1,10	
		ZIT	Ma	92,68	88,10	90,20	3,50	14,0	0,80	
			K	11,90	0,30	9,80	0,40	0,65	0,07	
	MT	Ma+Ba	76,10	80,12	78,20	2,60	6,80	0,38		
		K	19,80	23,80	21,80	0,76	0,65	0,07		
	Rp 5	MB	So	95,10	91,80	93,60	3,85	4,25	0,30	
			K	8,15	4,85	6,40	0,40	1,00	0,09	
		ZIT	Ma+Ar	95,50	91,20	93,50	3,70	13,20	0,72	
			K	8,80	4,50	6,45	0,50	0,70	0,08	
	D2 (cu TT)	Cr V 06	MB	Ce <sub>II</sub>	12,60	8,50	10,70	0,46	0,30	0,03
				Pe+K	91,48	97,36	89,28	3,15	13,25	0,72
			ZIT	So	75,70	71,20	73,80	2,50	20,12	1,11
				Pe+K	28,75	24,30	26,20	0,85	25,20	1,18
MT		So fină	95,10	91,25	93,60	3,80	2,60	0,25		
		K	8,70	5,80	6,40	0,50	0,80	0,09		
Rp 5		MB	So fină	98,10	95,15	96,20	4,25	1,90	0,20	
			K	4,85	1,90	3,80	0,25	0,98	0,10	
		ZIT	So	95,20	93,20	94,20	4,15	2,20	0,22	
			K	6,80	4,80	5,75	0,28	1,00	0,10	
D3	51 V Cr II A	MB	Fe	49,60	45,90	47,80	1,60	20,30	1,15	
			Pe+K	54,10	50,40	52,20	1,90	25,4	1,20	
		ZIT	So	44,60	41,30	42,20	1,55	24,50	1,18	
			Pe+K	59,70	55,40	57,80	2,02	29,30	1,26	
	MT	So	86,90	83,10	85,17	2,72	3,28	0,25		
		K	16,90	13,05	14,82	0,58	1,35	0,10		
	Rp 5	MB	So	92,60	88,12	90,20	3,60	2,60	0,14	
			K	11,80	8,40	9,80	0,39	0,80	0,08	
ZIT		So	92,60	90,08	91,10	3,80	2,85	0,15		
		K	9,90	7,35	8,90	0,35	1,05	0,09		
ER1-NT	R U L 2	MB	Pe	91,75	87,80	89,50	3,20	3,65	0,27	
			K	12,20	8,25	10,50	0,46	0,80	0,08	
		ZIT	Ma+Ar	94,10	91,36	92,41	3,96	15,10	0,80	
			K	8,60	5,90	7,58	0,30	0,75	0,08	
		MT	Ma+Ar	96,10	93,20	94,60	4,20	18,60	0,96	
K	6,80	3,90	5,40	0,25	1,20	0,13				

Tabelul 5.3.1 - continuare

ER1+Rev1	R U L 2	MB	Pe	92,70	90,10	91,60	3,80	2,50	0,19
			K	9,80	6,88	8,38	0,32	1,15	0,10
		ZIT	Mar+Ar	93,10	90,20	91,60	2,50	14,25	0,83
			K	9,70	6,80	8,40	0,25	0,78	0,08
		MT	Mar+Ar	93,28	90,60	92,60	4,42	16,50	0,99
K	9,36		6,70	7,40	0,26	0,90	0,09		
ER1+Rev2	R U L 2	MB	Pe	92,45	90,40	91,48	3,60	2,60	0,03
			K	9,60	7,50	8,50	0,34	1,02	0,01
		ZIT	Mar+Ar	91,70	90,0	90,70	2,35	13,60	0,75
			K	10,0	8,30	9,29	0,27	0,82	0,08
		MT	Mar+Ar	91,51	89,60	90,60	2,35	15,10	0,86
K	10,35		8,40	9,40	0,28	0,90	0,01		
ER1+Rev3	R U L 2	MB	Pe	93,10	89,65	91,30	3,75	2,70	0,14
			K	10,30	6,85	8,70	0,33	1,12	0,10
		ZIT	Mar+Ar	91,20	88,10	89,90	4,12	13,20	0,70
			K	11,80	8,80	10,05	0,36	0,95	0,09
		MT	Mar+Ar	89,60	85,30	87,30	3,35	14,20	0,75
K	14,60		10,30	12,70	0,42	0,99	0,10		
ER1+Rev4	R U L 2	MB	Pe	92,65	88,68	90,80	4,02	2,75	0,14
			K	11,30	7,30	9,20	0,36	1,32	0,10
		ZIT	Mar+Ar	91,06	87,20	89,20	4,02	12,10	0,68
			K	12,75	8,60	10,80	0,35	1,02	0,72
		MT	Mar+Ar	88,15	84,37	86,50	3,30	12,20	0,68
K	15,60		11,80	13,50	0,45	1,03	0,10		
ER1+Rev5	R U L 2	MB	Pe	92,80	88,60	90,70	4,10	2,80	0,15
			K	11,35	7,20	9,25	0,30	1,45	0,11
		ZIT	Tro	92,12	88,10	90,60	4,05	6,25	0,20
			K	11,90	7,80	9,38	0,32	0,80	0,09
		MT	Tro	95,68	91,10	93,20	4,25	8,80	0,30
K	8,80		4,30	6,80	0,20	0,75	0,06		
ER1+Rev6	R U L 2	MB	Pe	92,55	87,13	90,50	4,00	2,92	0,16
			K	12,70	7,40	9,50	0,36	1,55	0,02
		ZIT	Tro	91,50	87,30	89,70	3,80	5,50	0,41
			K	12,70	8,50	10,30	0,40	0,82	0,08
		MT	Tro	94,20	90,10	92,20	4,12	7,30	0,22
K	9,90		5,80	7,80	0,26	0,85	0,09		
ER2-NT	R U L 2	MB	Pe	92,50	88,23	90,28	3,62	3,02	0,16
			K	11,70	7,50	9,70	0,35	0,85	0,08
		ZIT	Mar+Ar	94,30	90,20	92,10	4,05	22,3	1,02
			K	9,80	5,70	7,80	0,22	0,95	0,08
		MT	Mar+Ar	95,60	93,80	94,60	4,60	18,60	0,92
K	6,15		4,40	5,40	0,18	1,20	0,10		

Tabelul 5.3.1 - continuare

ER3-NT	R U L 2	MB	Pe	91,20	89,60	90,68	4,01	2,60	0,13
			K	10,40	8,75	9,31	0,32	1,05	0,10
		ZIT	Ma+Ba+Ar	95,65	93,40	94,10	4,50	20,50	1,01
			K	6,60	4,30	5,85	0,12	1,35	0,11
		MT	Ba+Ar	94,50	92,50	93,35	3,90	26,50	1,12
K	7,20		5,50	6,63	0,20	1,28	0,12		
ER4-NT	R U L 1	MB	Pe	91,70	89,80	90,20	4,02	5,70	0,51
			K	10,20	8,25	9,80	1,12	1,20	0,15
		ZIT	Ma+Ar	93,70	90,20	92,10	4,12	21,5	1,25
			K	9,75	6,30	7,85	0,30	1,25	0,16
		MT	Ma+Ar	95,20	91,40	93,65	5,10	22,8	1,90
K	8,55		4,70	6,35	0,90	1,26	0,13		
ER5-NT	R U L 1	MB	Pe	90,80	88,16	89,20	5,05	6,70	0,70
			K	11,80	9,16	10,78	1,26	1,30	0,14
		ZIT	Ma+Ar	95,80	92,20	94,12	4,80	25,6	2,20
			K	7,80	4,15	5,85	0,29	1,30	0,12
		MT	Ma+Ar	96,20	95,80	95,90	6,30	25,8	2,30
K	4,20		3,75	4,10	0,20	1,40	0,15		
ER5+Rev5	R U L 1	MB	Pe	89,10	85,50	87,30	3,75	4,60	0,38
			K	14,50	10,50	12,70	0,70	1,03	0,11
		ZIT	Tro	91,80	89,20	90,50	4,05	9,10	0,45
			K	10,80	8,20	9,50	0,47	1,02	0,11
		MT	Tro	90,60	88,50	89,60	3,90	10,50	0,48
K	11,50		9,35	10,35	0,50	1,20	0,12		
ER5+Rev6	R U L 1	MB	Pe	89,90	86,50	88,12	3,80	5,20	0,39
			K	13,50	10,20	12,90	0,60	1,10	0,11
		ZIT	Tro	91,50	87,70	89,30	3,95	10,50	0,52
			K	12,30	8,40	10,70	0,50	1,40	0,13
		MT	Tro	89,50	85,60	87,70	3,60	10,70	0,54
K	14,40		10,40	12,30	0,52	1,30	0,12		

S-au făcut următoarele notații:

- \* - variantele analizate corespund regimurilor de sudare
- \*\* - MB - metal de bază  
ZIT - zona influențată termic  
MT - metal topit

- NT - netratat
- TT - tratament termic
- PR - preîncălzire

\*\*\* Faze și constituenți:

- A - austenită
- Ba - bainită
- Fe $\delta$  - ferită delta
- K - carburi
- So - sorbită
- Fe - ferită
- Pe - perlită
- Mar - martensită revenită
- Ar - austenită reziduală
- Tro - troostită
- Ce<sub>II</sub> - cementită secundară

- \*\*\*\*  $\sigma$  - abaterea pătratică medie

### 5.3.3 Analiza rezultatelor experimentale

Parametrii stereometrici ai fazelor dure (carburi) s-au determinat pe imaginile obținute la microscopul electronic pe replicile de extracție a carburilor specifice. Spre exemplificare, în figurile 5.3.2 - 5.3.11 se prezintă câteva microfotografii cu tipurile de carburi analizate.

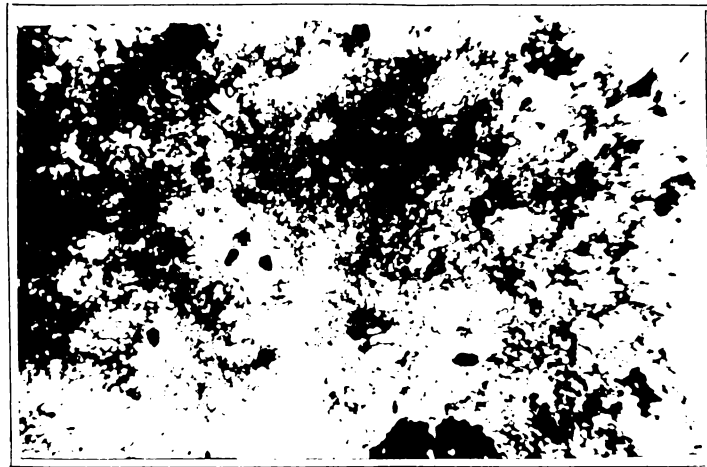


Figura 5.3.2 - Oțel inoxidabil W1.4301



Figura 5.3.3 - Oțel 40 Cr 10



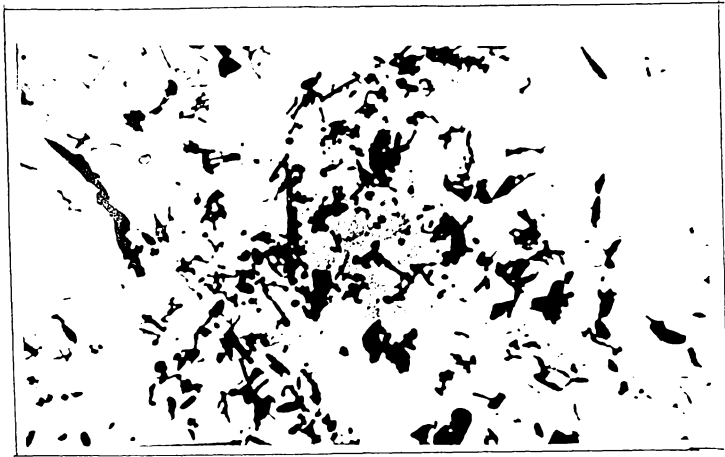


Figura 5.3.4 - Oțel VSICrW20



Figura 5.3.5 - Oțel CrV06

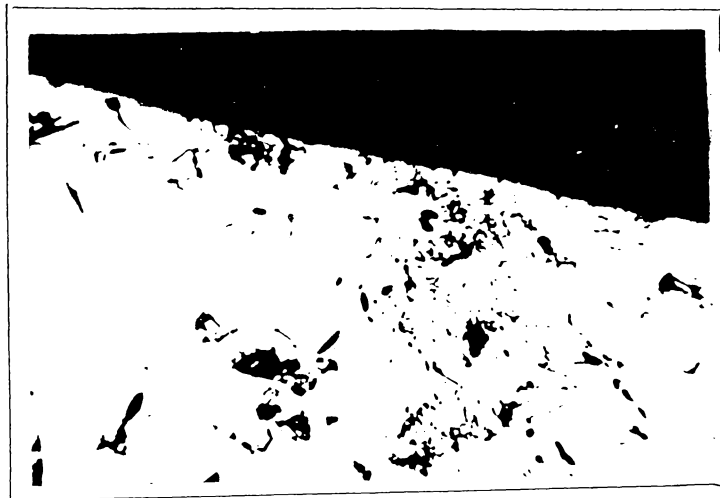


Figura 5.3.6 - Oțel 51VCr11A

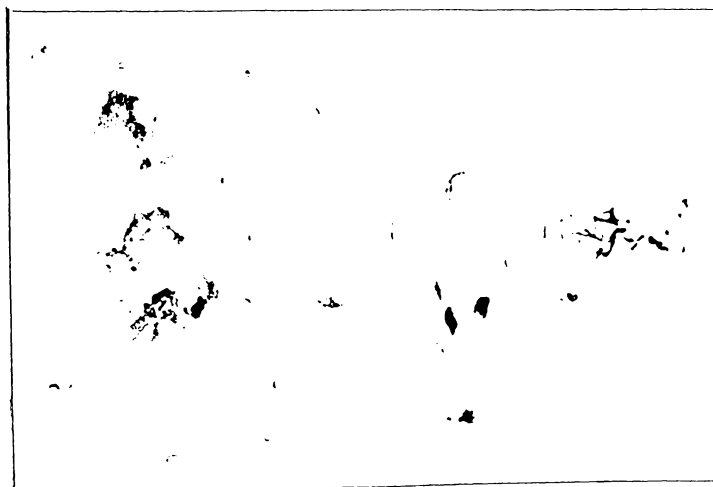


Figura 5.3.7 - Oțel Rp5

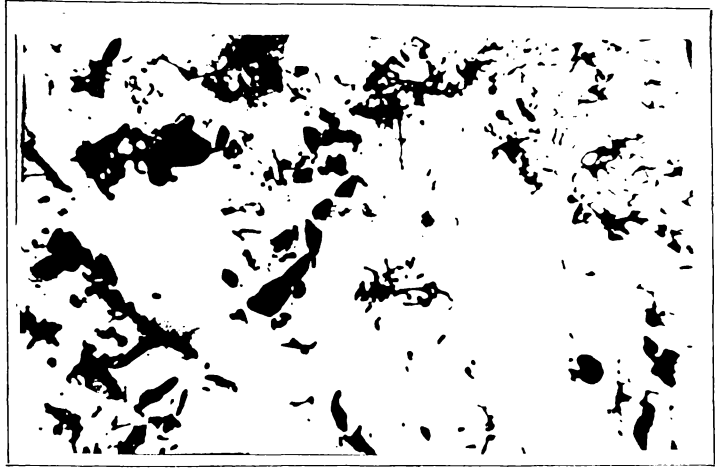


Figura 5.3.8 - Oțel RUL1

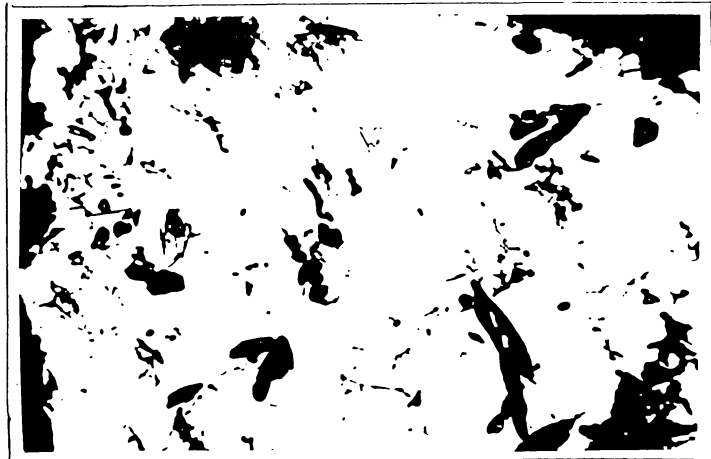


Figura 5.3.9 - Oțel RUL2

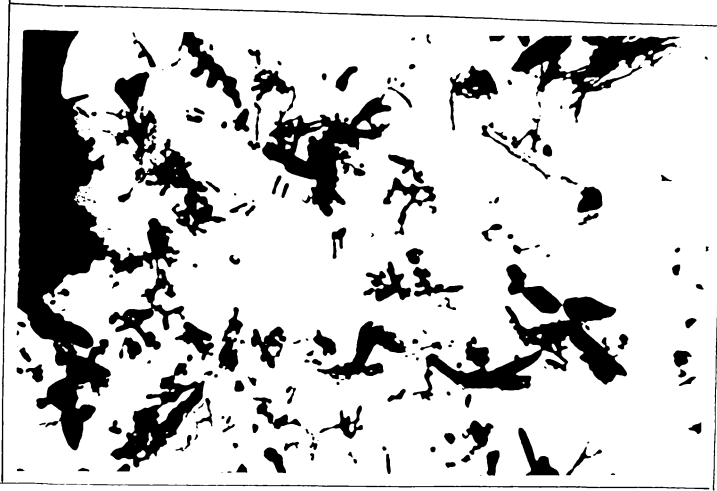


Figura 5.3.10 - Oțel RUL1 (ER5+Rev5)



Figura 5.3.11 - Oțel RUL2 (ER1+Rev2)

În figurile 5.3.12...5.3.18 se prezintă variația conținutului de faze dure (carburi) în funcție de zona caracteristică pentru variantele analizate.

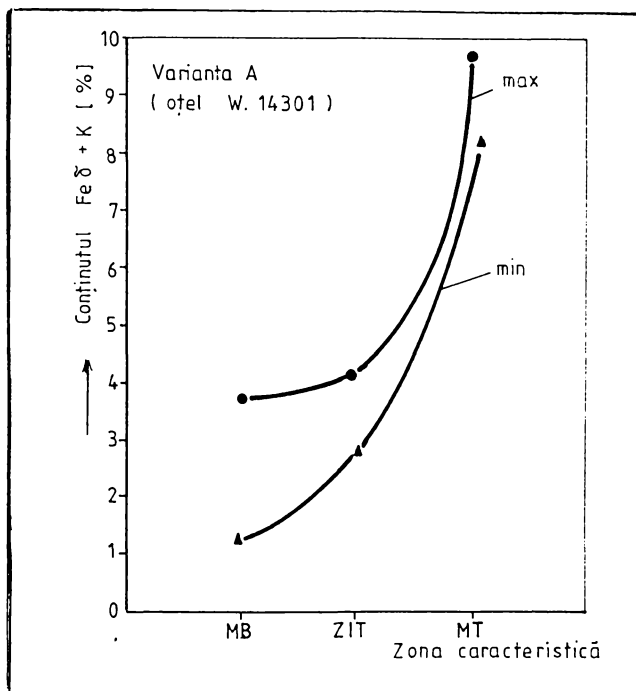


Figura 5.3.12  $C_g (K) = f(\text{zonă})$  - varianta A

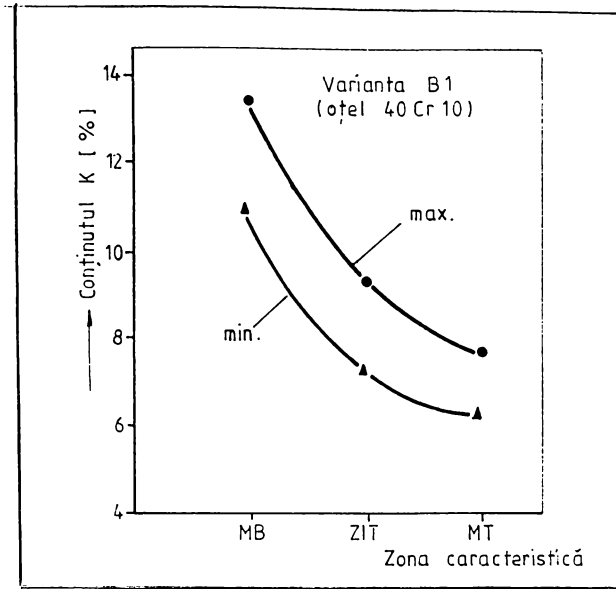


Figura 5.3.13  $C_g (K) = f(\text{zonă})$  - varianta B1

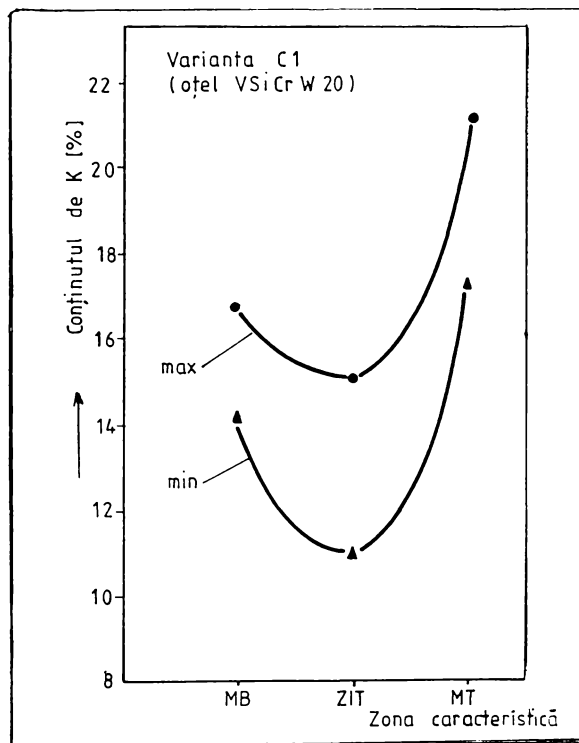


Figura 5.3.14  $C_g (K) = f(\text{zonă})$  - varianta C1

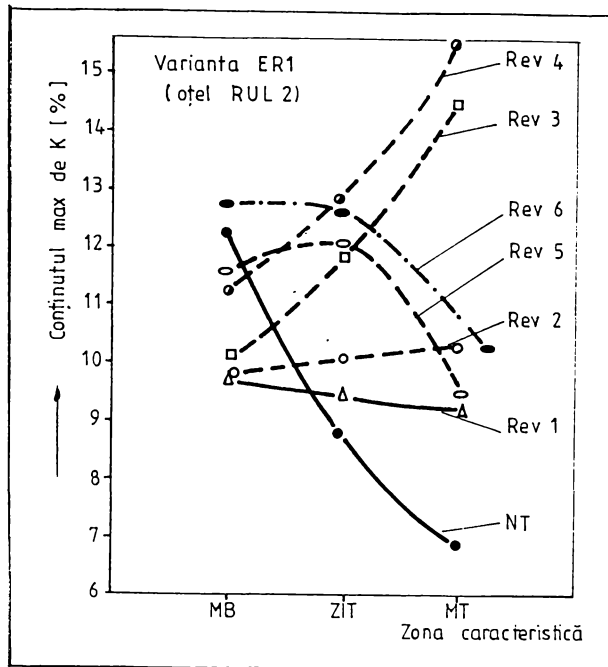


Figura 5.3.15  $C_g(K) = f(\text{zonă})$  - varianta ER1

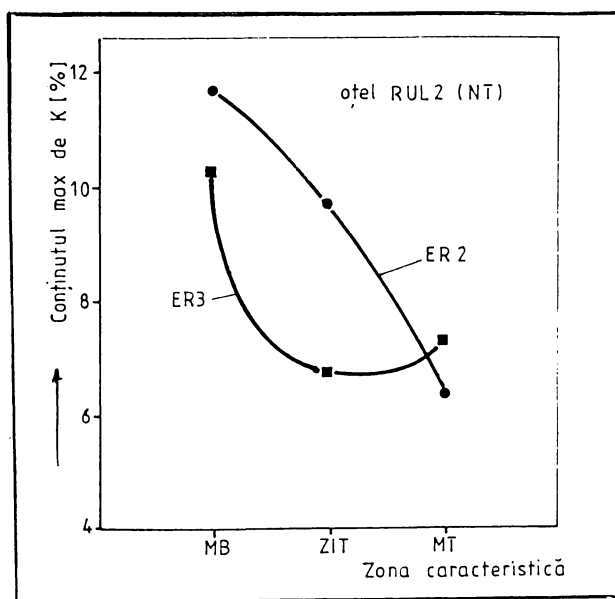


Figura 5.3.16  $C_g(K) = f(\text{zonă})$  - variantele ER2, ER3

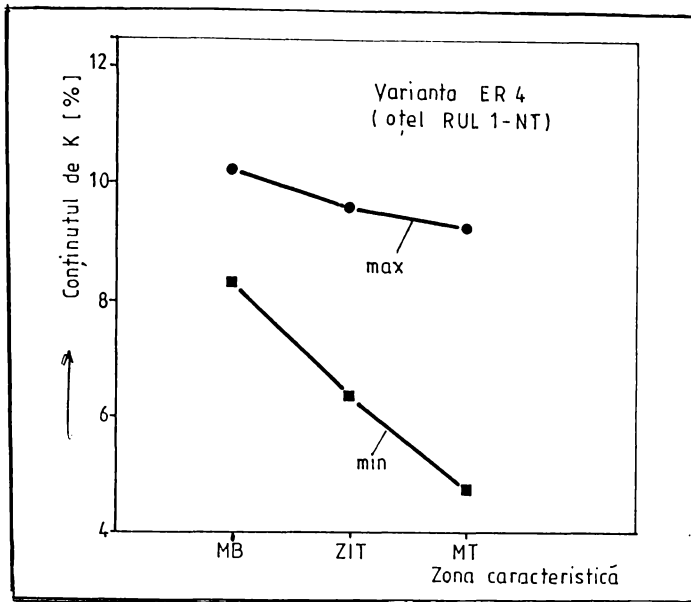


Figura 5.3.17  $C_g(K) = f(\text{zonă})$  - varianta ER4

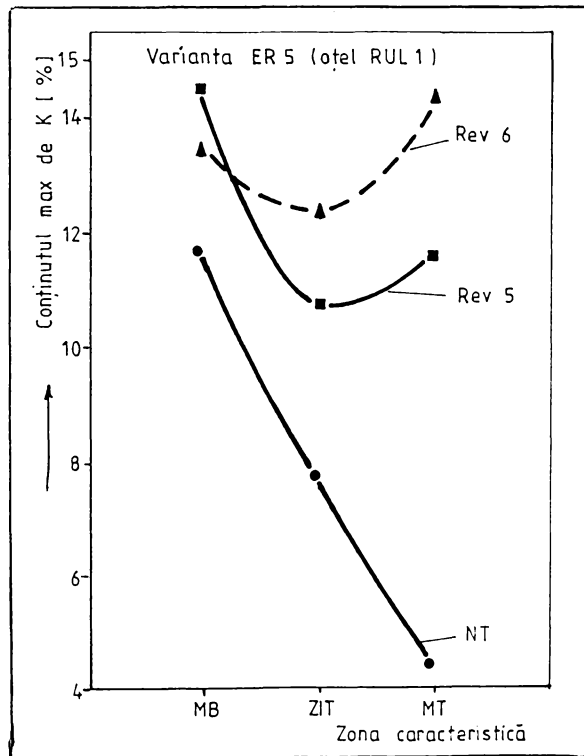


Figura 5.3.18  $C_g(K) = f(\text{zonă})$  - varianta ER5



### 5.3.4 Concluzii:

- a) La oțelul W1.4301 (varianta A), în zona influențată termic și în zona metalului topit s-a produs o aglomerare de carburi și porțiuni heterofazice de ferită delta cu dimensiunile  $\overline{d_k}$  cuprinse între 3,95  $\mu\text{m}$  și 5,20  $\mu\text{m}$ .
- b) La oțelul 40 Cr 10 (varianta B1), în zona influențată termic și în zona metalului topit apare o scădere accentuată a conținutului de carburi față de metalul de bază, fapt datorat procesului de sudare cu energie concentrată
- c) La oțelul VSiCrW20 (varianta C1), în zona influențată termic apare un minim accentuat al conținutului de carburi și o creștere a acestui conținut în zona metalului topit, ceea ce atestă o aglomerare de carburi, deci o durificare structurală locală
- d) La oțelul RUL 2 (variantele ER1, ER2, ER3) sudat și tratat termic, în diferite variante de revenire apare o variație a conținutului de carburi, observându-se faptul că pe măsura creșterii timpului de revenire se produce un fenomen de coagulare a carburilor de crom
- e) La oțelul RUL 1 (variantele ER4, ER5) efectul tratamentului de revenire se manifestă prin accelerarea procesului de coagulare a carburilor în zona metalului topit, respectiv prin apariția zonelor durificate local în zona influențată termic și în zona metalului topit.

Având în vedere volumul mai mare de date experimentale privind analiza stereometrică a fazelor dure, la oțelul RUL 2 s-a stabilit corelația între conținutul global de carburi și dimensiunea medie a lor, obținându-se curba de regresie, prezentată în figura 5.3.19.

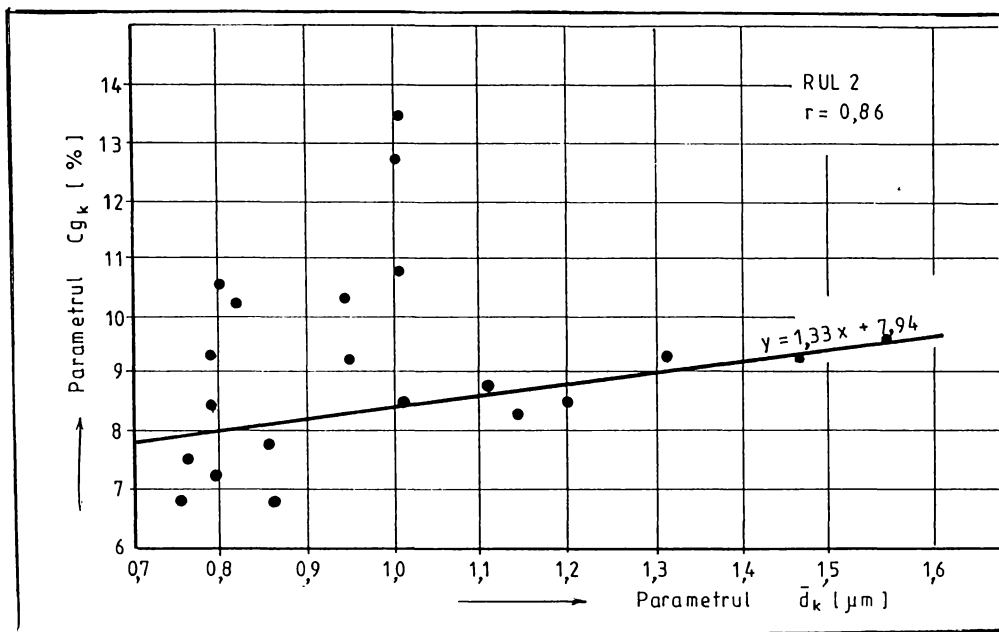


Figura 5.3.19 - Curba de regresie  $C_{gk} = f(\bar{d}_k)$

Din figură, se observă că între cei doi parametri există o corelație liniară, având indicele de corelație egal cu 0,86, ceea ce arată o bună concordanță a datelor experimentale obținute prin analiză stereometrică.

## **Cap. 6 Considerații finale și contribuții originale**

Necesitatea de a asigura economia națională cu materiale metalice produse în țară coroborată cu dezideratele economice legate de utilizarea rațională a oțelurilor scot în evidență importanța cunoașterii comportării metalurgice și mecanice la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate. În prezent, stabilirea proceselor termice optime de sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate se bazează pe determinarea prin metode specifice, atât a structurii metalografice, cât și a proprietăților mecanice ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate.

Pornind de la acest stadiu al cunoștințelor, în cadrul lucrării se fundamentează științific mecanismele fragilizării structurale, mecanismul durificării structurale în corelație cu parametrii principali ai procesului de sudare cu fascicul de electroni la oțelurile aliate.

Corelarea caracteristicilor structurale și mecanice cu procesele termice de la sudare conduce la stabilirea tehnologiilor optime de sudare a oțelurilor aliate, în vederea promovării lor la realizarea unor componente sudate utilizate în diferite domenii.

În baza lucrării elaborate se pot preciza o serie de considerații finale și concluzii privind contribuțiile originale.

### **6.1 Considerații finale**

**6.1.1** Determinarea sensibilității la fragilizare-fisurare a structurilor sudate cu fascicul de electroni din oțeluri aliate nu are la bază o metodă unitară unanim recunoscută.

**6.1.2** Mecanismele de durificare a soluției solide și particulele de faze secundare (carburi) au un rol important asupra sensibilității la fragilizare-fisurare a oțelurilor aliate supuse ciclurilor termice la sudarea cu fascicul de electroni.

**6.1.3** Parametrii principali ai fasciculului de electroni (tensiunea de accelerare, curentul fasciculului, curentul de focalizare) determină adâncimea de pătrundere a fasciculului în oțelurile aliate în corelație cu viteza de sudare.

**6.1.4** Sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate se poate realiza atât cu instalații universale de sudare, cât și cu instalații specializate, în funcție de configurația componentelor de sudat, respectiv de condițiile de calitate impuse îmbinărilor sudate.

**6.1.5** Programul experimental de cercetare a îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni din oțeluri aliate (variantele A, B, C, D, E) cuprinde o serie de metode de investigare a fenomenelor metalurgice și a proceselor termice, abordate simultan. Îmbinările sudate realizate au fost supuse analizelor metalografice prin microscopie optică și electronică, respectiv încercărilor mecanice.

**6.1.6** Aplicarea tehnologiilor moderne de sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate investigate a permis realizarea unor îmbinări sudate, la care nu s-au decelat defecte de sudare neadmise.

**6.1.7** La oțelurile aliate supuse ciclurilor termice de la sudarea cu fascicul de electroni, în zona influențată termic și în zona metalului topit au loc durificări locale prin apariția structurilor dure, la care criteriile de duritate, acceptate în prezent prin diferite norme, nu pot fi respectate. Analiza comparativă a unor criterii de duritate impuse împreună cu examinarea fenomenului de fisurare în zonele caracteristice îmbinărilor sudate atestă imposibilitatea acceptării criteriilor de duritate la valori impuse tehnologiilor de sudare convenționale.

**6.1.8** Cercetarea stereometrică a fazelor dure din îmbinările sudate cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate permite stabilirea unor corelații între conținutul

de faze dure (carburi) și intensitatea proceselor termice specifice zonei influențate termic și zonei metalului topit.

**6.1.9** Realizarea unui proces de sudare reproductibil impune necesitatea păstrării constante a caracteristicilor fascicului de electroni și a condițiilor de sudare.

## **6.2. Contribuții originale**

**6.2.1** Analiza distribuției și echilibrului forțelor ce acționează în capilarul format în urma acțiunii fascicului de electroni asupra materialului, considerând fasciculul ca sursă termică cilindrică. În acest caz, se consideră capilarul având formă circulară pe toată grosimea materialului și temperatura superficială egală cu temperatura de vaporizare a materialului.

La sudarea cu fascicul de electroni, se presupune că energia cinetică a fascicului este absorbită de pereții capilarului, neglijându-se atenuarea fascicului la trecerea prin vaporii de metal. Astfel, pe baza ipotezelor menționate se poate determina echilibrul energetic la nivelul capilarului. De asemenea, se poate stabili o relație de echilibru termic, cunoscând densitatea de putere a fascicului la o adâncime  $h$ , raza capilarului  $r$  și fluxul termic radial  $q_r$ , dependent de temperatura la suprafață, raza capilarului și unghiul față de axa capilarului.

**6.2.2** Analiza principalelor teorii privind mecanismele fragilizării structurale a îmbinărilor sudate din oțeluri aliate, în vederea stabilirii cauzelor care provoacă fenomene nedorite.

Prin teoria lanțetelor de austenită reziduală se explică fragilizarea zonei influențate termic a oțelurilor aliate sudate, supuse tratamentelor termice, fragilizare datorată transformării austenitei reziduale în timpul încălzirii, respectiv distribuirii carburilor precipitate la limitele de grăunți. Aceasta produce o scădere puternică a plasticității zonei influențate termic.

Conform teoriei carburilor, în general, în timpul sudării, carburile elementelor de aliere sunt puse în soluție la 1200°C. La sudarea cu fascicul de electroni, răcirea având loc rapid, cu viteze de răcire mai mari de 175°C/s, precipitarea carburilor este practic stagnată, obținându-se structuri dure, martensitice. La reîncălzire, o parte din carburile ce se găsesc în soluția suprasaturată precipită sub formă de combinații (carburi complexe), producând durificări locale. Acestea conduc la apariția fenomenelor de tensiuni și microdeformații, ce provoacă formarea microfisurilor.

**6.2.3** Cercetarea fenomenelor de fragilizare-fisurare la oțelurile aliate sudate cu fascicul de electroni și evidențierea factorilor structurali determinanți în aceste fenomene. Se menționează analiza formării fisurilor în zonele afectate de procesele termice specifice sudării, prin modelul aglomerării dislocațiilor, respectiv fragilizarea structurală, prin apariția unor structuri aciculare, de tip Widmannstätten.

**6.2.4** Elaborarea unui program experimental de cercetare a îmbinărilor sudate din oțeluri aliate. În afară de metodele clasice de testare a calității îmbinărilor sudate (analize metalografice, încercări mecanice) s-au folosit și metode speciale de determinare a parametrilor stereometrici prin procesele de analiză automată, respectiv analize microfractografice pe microsonda electronică.

Îmbinarea armonioasă a metodelor clasice de analiză și control cu metodele speciale în cadrul desfășurării programului experimental au condus, în final, la stabilirea corelațiilor între procesele termice la sudare și caracteristicile structurale și mecanice ale îmbinărilor sudate.

**6.2.5** Stabilirea corelațiilor între parametrii principali care definesc geometria îmbinării sudate și parametrii de sudare ( $p=f(v_s)$ ;  $p=f(P)$ ) la oțeluri aliate și prelucrarea statistică a datelor experimentale obținute. S-au determinat indici de corelație pentru:

- oțel C-Mn, având valori cuprinse între 0,88 și 0,99
- oțel tip 18/8, având valori cuprinse între 0,88 și 0,96

Valorile ridicate ale indicilor de corelație atestă o bună concordanță între datele experimentale obținute, conform curbelor de regresie.

**6.2.6** Stabilirea pe cale grafo-analitică a energiei liniare maxime folosite la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate cu grosimea sub 6 mm, la valoarea de 3,3 kJ/cm. Acest rezultat confirmă practic faptul că acest procedeu operează cu energii liniare mult mai mici față de procedeele de sudare convenționale.

**6.2.7** Stabilirea și aplicarea unor tehnologii de sudare, care au condus la realizarea unor îmbinări sudate fără defecte. S-au sudat oțeluri aliate cu grosimi cuprinse între 0,7 și 6 mm, obținându-se îmbinări sudate similare, respectiv disimilare fără fisuri.

**6.2.8** Stabilirea și aplicarea unor tratamente termice după sudare la variantele care au prezentat durificări excesive în ZIT și MT, în vederea îmbunătățirii caracteristicilor structurale și mecanice, după cum urmează:

- recoacere de normalizare, la varianta D2 (oțel CrV06+oțel Rp5), după care duritatea maximă scade cu 20%.
- revenire, la variantele ER1, ER2, ER3 (oțel RUL 2), după care duritatea scade cu până la 46% în ZIT, respectiv 40% în MT.
- revenire, la variantele ER4, ER5 (oțel RUL 1), după care duritatea scade cu max. 47%, în ZIT și 49% în MT.

**6.2.9** Analiza comparativă a criteriilor de duritate impuse zonelor caracteristice îmbinărilor sudate realizate prin procedee de sudare convenționale și neconvenționale, atestă faptul că la sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor

aliate cercetate, valoarea durtății maxime de 350 HV5 nu poate fi respectată. Acest criteriu devine inoperant pentru caracterizarea durificării zonelor caracteristice, respectiv pentru acceptarea sa ca și criteriu de verificare a calității îmbinărilor sudate cu fascicul de electroni.

**6.2.10** Stabilirea unui estimator al fragilizării structurale,  $(\Delta HV5)_{max}$ , numit diferența maximă de duritate sau gradientul maxim de duritate. Acesta permite o mai bună caracterizare a diferențelor locale de duritate între zonele caracteristice, respectiv selecționarea corectă a valorilor de duritate maxime și minime ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate.

**6.2.11** Analiza stereometrică a fazelor dure din zonele caracteristice îmbinărilor sudate din oțeluri aliate și prelucrarea statistică a valorilor parametrilor stereometrici principali ( $C_g(K)$  - conținutul global de carburi și  $\bar{d}$  - dimensiunea medie a particulelor) permit stabilirea unor corelații între acești parametri pentru variantele de sudare cercetate. De ex. la oțelul 40 Cr 10, s-a obținut un conținut de carburi cuprins între 7 și 9% în ZIT, respectiv între 6 și 8% în MT. La oțelul VSiCrW20, conținutul de carburi a variat între 11 și 15%, în ZIT, respectiv între 17 și 21% în MT. De asemenea, la oțelul RUL 2, conținutul de carburi a fost de 7-9% în ZIT, respectiv 7-8% în MT. În acest caz, având în vedere volumul mai mare de date experimentale, s-a stabilit corelația între conținutul global de carburi și dimensiunea medie, obținându-se o curbă de regresie liniară, având indicele de corelație egal cu 0,86. Aceasta atestă buna concordanță a datelor experimentale obținute prin analiza stereometrică.

**6.2.12** Participarea la elaborarea unor propuneri de invenții privind metodele de estimare a oportunității aplicării tratamentelor termice după sudare la îmbinările sudate din oțeluri aliate.



Cercetările teoretice și rezultatele experimentale obținute evidențiază buna comportare la sudare cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate investigate, promovarea lor în construcția componentelor sudate fiind pe deplin justificată.

## BIBLIOGRAFIE

- 1° Boarnă, C. ș.a. "Procedee neconvenționale de sudare", Ed. Facla, Timișoara, 1980
- 2° Dehelean, D. "Sudarea cu fascicul de electroni. Stadiul actual și perspective de dezvoltare", OID-ICM, SID 79, 1988
- 3° Sayegh, G. "Interaction du faisceau d'électrons et du bain de fusion dans le soudage d'acier de grande épaisseur", Doc. IIS IV-295-81
- 4° Sayegh, G. "Etat de la technique de soudage par faisceau a haute densite d'énergie" Soudage et techniques connexes, 1986 nr. 11-12, p. 369-371
- 5° Granjon, H. "Travaux sur le soudage par faisceau d'électrons. Bilan et perspectives", Soudage et techniques connexes, 1981 nr. 5-6, p. 175
- 6° Arata, Y., Tomie, M. "100 kW Class Electron Beam Welding Technology" (Report IV), Trans. of JWRI, 1980, nr. 2, p. 15-23
- 7° Rykalin, N. N. "Berechnung der Wärmevorgänge beim Schweißen" V.E.B. Verlag Technik, Berlin, 1957
- 8° Mesquita, J., s.a. "An Integrated Model for Key-Hole and Temperature Calculation in Electron Beam Welding", Second European Conference on Joining Technology, Florence (Italy) 16-18 May 1994
- 9° Lefebre, J. "Guidance on specifications of ferrite in stainless steel weld metal", Rivista Italiana della Saldatura, 1994, nr. 1, p. 61-69
- 10° Sabo, B., s.a. "The New and Correct Method of Application of Lever Rule in Schäffler's Diagram", Conferința

- "Zilele Academiei Timișene" 1995, 25-26 mai, Timișoara
- 11° De Long, W. T. "Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal" Welding Journal, 1974, nr. 7, p.273s-286s.
- 12° Siewert, T. A., s.a. "Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal", Welding Journal, 1988, nr. 12 p.290s-298s
- 13° Lippold, J. C., Savage, W. F. "Solidification of austenitic stainless steels weldments. Part. 3. The effect of solidification behaviour on hot cracking susceptibility" Welding Journal 1982, nr. 12, p. 388s-396s
- 14° Myers, J. "Stress relief cracking of Cr-Mo-V", C.E.G.B. Report R.D./R/166, London, 1973
- 15° \* \* \* "Testing technique to study the susceptibility to reheat cracking of low alloys steels", Welding in the world, 1978, nr. 11-12
- 16° Sharma, R.C., Purdy, G. R. "A model for ferrite nucleation", Metal Transactions, 1978, nr. 4
- 17° \* \* \* "Report of brittle fracture", Welding in the world, 1971, nr. 9-10
- 18° Glover, A. G., s.a. "Assesement of resistance of low alloy steels to reheat cracking using Vinckier Tcst" Metal Technique, 1977, nr. 6
- 19° Nicholson, R. B. "Strengthening of steels by second phase particles" Metal Transactions, 1979, vol. 10 A, nr. 8
- 20° Prnka, T. "Technicke actuality VUZ", Praga, 1970, nr. 11
- 21° Guiros, G. "Rezolvarea problemelor de tehnica sudării cu ajutorul simulării ciclurilor termice la sudare", TÛ, Band 67, 1976, nr. 3

- 22° Brown, L. H. "Strengthening methods in crystals" Ed. A. Kelly and R.B. Nicholson, London 1979
- 23° Glädman, T., s.a. "Effect of second phase particles on strength toughness and ductility" The Iron and Steel Institute, London, 1981
- 24° Wiesner, P. "Technologie des Elektronenstrahlschweissens" Ed. V.E.B. Verlag Technik, Berlin, 1989
- 25° Wiesner, P. "Eindrigtiefe beim Elektronenstrahlschweissen mit Hoch und Wiederspannungsanlagen", ZIS-Mitt, 1972, nr. 1, p. 36-42
- 26° Arata, Y., Tomie, M. "Untersuchung einer sehr leistungstarken Elektronenstrahl-Wärmequelle und ihre Anwendung zum Schweißen" Doc. IIS IV-309-81
- 27° Hashimodo, T. "Effect of Welding Variables and Materials upon Bead Shape in Electron Beam Welding", Trans. of N.R.I.M., 1975, nr. 3
- 28° Sayegh, G., Voisin, A. "Abaques reliant la puissance du faisceau d'électrons, la vitesse de soudage et la pénétration incomplete du faisceau dans l'acier, le titane et les alliages legers" Doc. IIS IV-275-79
- 29° Schulz, H. "Principles of electron beam welding", I.A.G.B. München, Germany
- 30° Sayegh, G. "Etat de la technique de soudage par faisceau a haute densite d'énergie" Soudage et techniques connexes, 1986 nr. 11-12, p. 369-386
- 31° \* \* \* "Electron Beam Welding", Documentație Languépin, Franța, 1990
- 32° \* \* \* "Machine a souder par faisceau d'électrons" Cahiers techniques Sciaky, Franța

- 33° Tomie, M., s.a. "Development of High Power Electron Beam Gun" (Report I), Trans. of J.W.R.I., 1991, nr. 2, p. 65-70
- 34° \* \* \* "Katodnîe elementî iz gekaborida "lantana", Prospect Academia de Ştiinţe a Ucrainei, Kiev
- 35° Nekrasov, A. J. s.a. "Kamera svarocinaia vacuumnaia T242", Informaţionnoe pismo, 1981, nr. 27
- 36° Shida, T. s.a. "Development of a piercing beam current controller for improvement of back bead formation in electron beam welding" Doc. IIW IV-363-84
- 37° Kokura, S., s.a. "Back bead formation of E.B. welds by control of the piercing beam current" Doc. E.B.W-272-81
- 38° Arata, Y. "High Technology for Material Processing Based on Welding", Trans. of J.W.R.I., 1986, nr. 1, p. 133-154
- 39° \* \* \* "Les cahiers du soudage par faisceau d'électrons", Sciaky, Franţa
- 40° Eccleston, D. "Electron beam welding comes of age", Welding Review, 1988, mai, p. 110
- 41° Tomie, M., s.a. "Characteristics of 500 kV Ultra High Voltage Electron Beam Heat Source" (Report II), Trans. of J.W.R.I., 1990, nr. 2, p. 15-19
- 42° Tomie, M. s.a. "Characteristics of 600 kV Ultra High Voltage Electron Beam Heat Source" Trans. of J.W.R.I., 1989, nr. 1, p. 31-35
- 43° Kihara, H. "Etude du soudage par faisceau d'électrons de grande puissance" Soudage et Techniques Connexes, 1985, nr. 3-4, p. 107-123

- 44° Dalmastri, B. s.a. "Saldatura a fascio elettronico di grossi spessori di acciai SA 508 C13 e Fe 56.2" Rivista Italiana della Saldatura, 1988, nr. 3, p. 237-251
- 45° Kita, H. s.a. "Application du soudage par faisceau d'électrons de forte épaisseur" Soudage et techniques connexes, 1982, nr. 3-4, p. 136-142
- 46° Zolotovskiy, S. "Soudage par faisceau d'électrons de l'acier EZICNDAT 12-09 en forte épaisseur", Soudage et techniques connexes, 1990, nr. 5-6, p. 41-45
- 47° Arata, Y., s.a. "Tandem Electron Beam Welding (Report VI), Trans. of J.W.R.I., 1986, nr. 1, p. 21-25
- 48° Arata, Y., s.a. "Tandem Electron Beam Welding (Report VII), Trans. of J.W.R.I., 1986, nr. 2, p. 35-39
- 49° Tomić, M., s.a. "Tandem Electron Beam Welding (Report VIII), Trans. of J.W.R.I., 1988, nr. 2, p. 19-23
- 50° Tomić, M., s.a. "Tandem Electron Beam Welding (Report IX), Trans. of J.W.R.I., 1989, nr. 2, p. 13
- 51° Ruge, J., s.a. "Le soudage multipasse avec faible écartement des bords par faisceau d'électrons avec métal d'apport" Soudage techniques connexes, 1986, nr. 1-2, p. 38-45
- 52° \* \* \* "Electron beam equipment ELA 60/60" Prospect ENERGOMACHEXPORT, Moscova (Rusia)
- 53° Tăroată, A., Pascu M. s.a. "Abordarea sistemică a procesului și echipamentului de sudare cu fascicul de electroni" A VII-a Conferință de Sudură și Încercări de Materiale, Timișoara, 15-17 oct. 1987

- 54° Tăroată, A. "Contribuții la conducerea procesului tehnologic de sudare cu fascicul de electroni", Teză de doctorat, Institutul Politehnic Timișoara, 1990
- 55° Tăroată, A., Pascu M. s.a. "Sistem informatic pentru procesul tehnologic de sudare cu fascicul de electroni", Sesiunea de comunicări științifice "Progrese în sudare, procedee conexe, control nedistructiv și încercări mecanice" ISIM-ASR, Timișoara, oct. 1990
- 56° \* \* \* "Study of the Efect of Composition and Microstructure on the Weldability and Mechanical Properties of HAZ", Commission of the European Communities, 1990 June, Paris (France)
- 57° Koçak, M., Junghans, E. "Fracture toughnes properties of similar and dissimilar electron beam welds" Second European Conference on Joining Technology-Eurojoin 2, Florence 16-18 May, 1994 (Italy)
- 58° Graham, S.M. s.a. "The Validity of Standard Test Methods for Characterizing Weld Fracture" Trans. of ASME, 1992, febr. p. 16-21
- 59° Tschegg, E., s.a. "Cracks at the Ferrite-Austenite Interface" Acta Metall. Mater., 1990, nr. 3, p. 469-478
- 60° Denys, R. "Provisional Definitive Statement on the Significance of Over and Undermatching Weld Metal Strength" Doc. IIW X-1222-91
- 61° Dehelean, D. "Comportarea la sudare a materialelor metalice" OID-ICM, SID 116, 1992
- 62° Dchelean, D., Pascu, M. "Tehnologii de sudare cu fascicul de electroni", Sesiunea de comunicări științifice, ICPE București, 4-6 nov. 1976

- 63° Boarnă, C., Dehelean, D., Pascu, M. "Perspectivele aplicării industriale ale sudării cu fascicul de electroni în RSR", Conferința "Dezvoltarea industrială a tehnologiilor neconvenționale, București, nov. 1977
- 64° Pascu, M. "Elaborarea condițiilor de pregătire a suprafețelor îmbinărilor înainte și după sudare cu fascicul de electroni", Consfătuire CAER, Bratislava, 1983
- 65° Dehelean, D. Pascu, M. s.a. "Elaborarea tehnologiei de sudare cu fascicul de electroni a tablelor placate prin explozie", Protocol ISIM Timișoara, 1978
- 66° Vennekens, Ir. R. "Qu' est-ce que l'acier inoxydable", Revue de la Soudure, 1994, nr. 2, p. 10
- 67° Schulze, K. R. "ELS-Schweissbarkeit von K-X8CrNiTi18.10", ZIS-Mitt., 1986, nr. 1, p. 33-40
- 68° Folkhard, E. "Welding Metallurgy of Stainless Steels", Springer Verlag, 1988
- 69° Agarkov, V. Ia., s.a. "Vlijanie rejima elektronolucevoi svarki na korroziionnaia stoikosti trubnih uzlov iz stali 08X18H10T", Avt. svarka, 1990, nr. 6, p. 67-69
- 70° Koseček, M., Bošansky, I. "Metallurgical aspects of high energy density welding" Doc. IIW IX-1660-91
- 71° Voronov, N.P., s.a. "Elektronolucevaia svarka tonkostenogo trubciatnogo soedinenia iz austenitnoi stali" Avt. svarka, 1991, nr. 2, p. 73-74
- 72° Blarasin, A. "Laser, EB and TIG welding of two austenitic steels high temperature tensile properties" Doc. IIW IV-420-86
- 73° Tosto, S., Nenci, F. "Homogeneous and heterogeneous electron beam and laser welding of steels" Second European



Conference on Joining Technology-Eurojoin 2,  
Florence, 16-18 May 1994, Italy

- 74° Komizo, Y., s.a. "Effects of process parameters on centerline solidification in EB welds", Metal constr. 1986, nr. 2, p. 104R- 111R
- 75° Abe, N., s.a. "High Speed Welding of Thin Stainless Steel Plates by Tandem Electron Beam", Trans. of J.W.R.I., 1994, nr. 1, p. 103-104
- 76° Pascu D. R., Pascu M. "Metoda pentru estimarea oportunității aplicării tratamentului termic de detensionare la oțelurile inoxidabile austenitice", Propunere de invenție la OSIM București, 1992
- 77° Matsui, S., s.a. "Electron beam of the precipitation hardening stainless steel" Revue de la Soudure, 1990, nr. 1, p. 52-63
- 78° Pascu, M. "Studiu privind sudarea cu fascicul de electroni a oțelurilor aliate", Protocol ISIM Timișoara, 1991
- 79° Shimoyama, T., s.a. "Study on Weldability of Electron Beam Welding for Thick Plate of Austenitic Stainless Steel", Trans. of J.W.S., 1983, nr. 2, p. 10-19
- 80° Terno, A., Dehelean, D., Pascu, M. "Stabilirea tehnologici de sudare cu fascicul de electroni a furcilor cu butuc" Protocol ISIM Timișoara, 1980
- 81° Pascu, M. "Tehnologii de sudare cu fascicul de electroni elaborate la ISIM Timișoara", Sesiunea de comunicări științifice "Creșterea eficienței proceselor de sudare prin utilizarea procedeelor neconvenționale", Timișoara, 14-15 apr. 1988

- 82° Dehelean, D., Pascu, M. "Considérations sur le soudage par faisceau d'électrons des fourches de cardan" Simpozionul Internațional de Sudură, Bratislava, 1984
- 83° Powers, D.E. "How High Energy Density Beam Welding Manufactures Transmission Components" Welding Journal, 1992, nr. 6, p. 47-52
- 84° Pascu, M., s.a. "Experimentări de sudare cu fascicul de electroni a benzilor bimetalice", Protocol ISIM Timișoara, 1989
- 85° Minchisa, S. s.a. "Study on Cold Cracking in Electron Beam Welding of Carbon and Low Alloy Steels", Doc. IIW IV-413-86
- 86° Sommeria, J. "Soudage en continu de bandes bi-métallique", Second Colloque International "Soudage et Fusion par Faisceau d'Electrons", Avignon, 1978 (Franța)
- 87° Charoulet, P. "Development des procédés et equipments" Soudage et techniques connexes, 1989, nr. 5-6, p. 31-39
- 88° Sewell, R. A. "Choosing a Process for Welding Precision Components", Welding and Metal Fabrication, 1993, nr. 8, p. 374-378
- 89° Pascu D.R., Pascu M. "Cercetări privind comportarea metalurgică la sudarea cu fascicul de electroni a unor oțeluri aliate", Sesiunea de comunicări a Academiei Române, Secția tehnică, 1989, București
- 90° Dehelean, D. "Îmbinări sudate eterogene", OID-ICM, SID 106, 1991
- 91° \* \* \* "Les assemblage soudés heterogenes", Revue de la Soudure, 1988, nr. 2, p. 12-23
- 92° Eliot, D. "Exemples d'application industrielle" Soudage et techniques connexes, 1989, nr. 5-6, p. 40-47

- 93° Bradley, R. "Applications industrielles de soudage a haute densité d'énergie", Souder, 1990, nr. 2, p. 58
- 94° Pascu, D.R., Pascu, M. "Considerații asupra tratamentelor termice cu fascicul de electroni", Al XIV-lea Congres European de Tratamente Termice, Kosice, 1992 (Slovacia)
- 95° Schultz, H. "Elektronenstrahlschweissen", Fachbuchreihe Schweisstechnik, Band 93, 1989
- 96° Pascu, D. R., Pascu, M. "Metodă pentru estimarea oportunității tratamentului termic de detensionare la benzile sudate de transport PAL-pastă", Propunere de Invenție la OSIM București, 1993
- 97° Pascu, M., s.a. "Cercetări privind sudarea cu fascicul de electroni a inelelor de rulmenți", Protocol ISIM Timișoara, 1990
- 98° Pascu, M., s.a. "Aspecte privind sudarea cu fascicul de electroni a inelelor exterioare de rulmenți", Revista "Sudura", 1991, nr. 2
- 99° Ohara, M, s.a. "A summary of microstructures and toughness of electron beam welds in HSLA steels", Doc. IIW IX-1674-92
- 100° Pascu, D.R., Pascu, M. "Considerations about the opportunity of the heat treatments with electron beam welder for the ball bearing rings", Second European Conference on Joining Technology Eurojoin-2, Florence, 16-18 May, 1994, Italy
- 101° Pascu, M., Pascu, D.R. "Metodă pentru estimarea oportunității tratamentului termic de revenire la inelele de rulmenți sudate", Propunere de invenție la OSIM București, 1994

- 102° Radovič, A., s.a. "The effect of cold cracks susceptibility on high strength steel welding technology", Sesiunea Jubiliară ISIM Timișoara, 24-26 mai, 1995
- 103° Safta, V. "Controlul îmbinărilor și produselor sudate", Ed. Facla, Timișoara, 1984
- 104° Risch, K. "Hydrogen induced stress corrosion cracking at the fusion line between a low alloy steel and high alloy weld metal", Werkstoffe und Korrosion, 1987, nr. 10, p. 590-596
- 105° Saltykov, S.A. "Stereometrische Metallographic" VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1974, Germany
- 106° Gâdea, S., Petrescu, M. "Determinarea cantitativă a compoziției chimice a aliajelor prin spectroscopie cu raze X cu emisie directă și aplicarea metodelor de corecție", Studii și cercetări de metalurgie, Academia Română, 1988, nr. 2
- 107° Dance, B.G.I. "An introduction to electron beam metallurgy" Welding and Metal Fabrication, 1994, nr. 5, p. 216-222
- 108° Sharma, R.C., Purdy, G.R. "Thermodynamics and Phase Equilibrium for the Fe-C-Cr System". Metal Transaction, 1994, nr. 8
- 109° Nicholson, R.B. "Strengthening of Steels by Second Phase Particles", Metal Transaction, 1984, nr. 10
- 110° Eliot, D. "Exemple d'applications industrielles", Soudage et techniques connexes, 1989, nr. 5-6, p. 40-47

- 111° Paton, B.E., Nazarenko, O.K. "Evaluating beam technology for industry"  
Welding Review International, 1992, nr. 4,  
p. 168-174
- 112° Yamamoto, M., s.a. "Study on Application of Electron Beam Welding to  
Low Alloy Steel", Technical Review, 1994, nr. 1,  
p. 45-51
- 113° Ueda, Y., Matsunawa, A. "Strategic vision on materials joining in Japan",  
Trans. of J.W.R.I., 1994, nr. 2, p. 109-133
- 114° \* \* \* "Technology Transfer Sets High Electron Beam  
Welding in Motion", Welding Journal, 1992, nr. 6,  
p. 89-90