

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" DIN TIMIȘOARA  
FACULTATEA DE MECANICĂ

CONTRIBUȚII PRIVIND OPTIMIZAREA  
PROCESULUI DE SUDARE PRIN FRECARĂ A  
OȚELURILOR DISIMILARE

Teză de doctorat

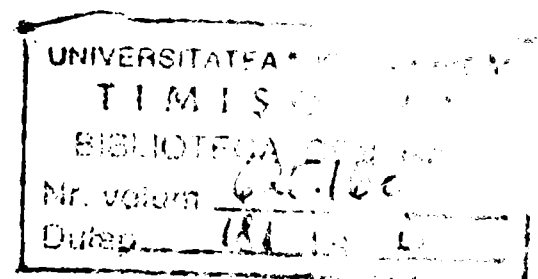
BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

Autor:

Ing. Bogdan RADU

Conducător științific:

Prof. Dr. Ing. Ion MITELEA



Timișoara

1999

**UNIVERSITATEA “POLITEHNICA” DIN TIMIȘOARA  
FACULTATEA DE MECANICĂ**

**CONTRIBUȚII PRIVIND OPTIMIZAREA  
PROCESULUI DE SUDARE PRIN  
FRECARE A OȚELURILOR DISIMILARE**

# Capitolul 1

## INTRODUCERE

Istoric vorbind, originile procesului de sudare prin frecare datează din 1891<sup>1</sup>, când a fost emis, în Statele Unite ale Americii, primul patent referitor la o invenție legată de acest proces. Patentul respectiv privea utilizarea căldurii generate prin frecare pentru îmbinarea capetelor unor fire.

Următorii pași semnificativi s-au făcut în Europa, începând cu Germania, unde primul patent de invenție în domeniul sudării prin frecare a fost emis în anul 1929 și continuând cu Anglia. Eforturile germane au atras atenția cercetătorilor din Anglia, care investigând posibilitățile procedului de sudare prin frecare și sesizând avantajele sale și-au concentrat eforturile în această direcție, totul concretizându-se într-o serie de invenții în intervalul 1941-1944 [5].

Începând cu anii 1950-1960, sesizându-se avantajele pe care acest procedeu de sudare le oferă, utilizarea sa a fost tot mai extinsă, ajungând să cuprindă treptat toate țările europene.

Cu toate că cercetările din Europa s-au desfășurat în paralel cu cele din Statele Unite ale Americii, dezvoltarea procedului pe cele două continente s-a realizat în direcții diferite. Astfel, în Statele Unite ale Americii sudarea prin frecare s-a dezvoltat pe direcția frecării inerțiale, în care energia este înmagazinată sub formă cinetică într-un volant cu masă mare, care este antrenat într-o mișcare de rotație. În țările Europene procedeu s-a dezvoltat în direcția utilizării frecării directe, aceasta mai fiind cunoscută și sub numele de *sudare prin frecare continuă* sau *sudare prin frecare convențională*. Pe lângă aceste două variante tehnologice principale de sudare prin frecare s-au mai dezvoltat un număr foarte mare de alte variante, dar cu o aplicabilitate mai restrânsă.

Procedeu de sudare prin frecare este un procedeu de îmbinare nedemontabilă a două sau mai multe componente. Specific acestui procedeu de sudare este faptul că necesarul de energie suplimentară, pentru realizarea îmbinării sudate, se obține prin conversia directă a energiei mecanice în energie termică, localizată pe suprafețele de frecare ale componentelor, fără utilizarea unor alte surse termice.

Sudarea se realizează, în principiu, prin menținerea în contact, sub acțiunea unei forțe de presare, a unei piese fixe cu o piesă care execută o mișcare de rotație combinată cu o translație. Pe durata ciclului de sudare, forța de presare se menține constantă sau de cele mai multe ori crește. Mișcarea de translație asigură expulzarea materialului plastifiat de pe suprafețele de frecare în materialul bavurii, odată cu eventualele impurități de pe suprafețele frontale ale celor două componente care se sudează.

Datorită avantajelor numeroase pe care le oferă, acest procedeu cunoaște o aplicabilitate tot mai largă, fapt reliefat și de amploarea pe care au luat-o în ultimele decenii vânzările de mașini și echipamente complexe de sudat prin frecare. Dinamica acestor vânzări, în cazul Japoniei, este exemplificată prin graficul din figura 1.1 [21, 22, 23, 24, 25, 26, 27]. Se poate ușor observa că numărul de mașini vândute s-a menținut aproximativ constant, în

---

<sup>1</sup> După unii autori [www.thompson-friction-welding.co.uk], procesului de sudare prin frecare ar fi fost inventat de către TREVOR IRVING ROLT în 1836.

jurul valorii de 800 de bucăți pe an, din 1970 până în 1982. Începând cu acest an, numărul de mașini vândute cunoaște o ușoară scădere, datorită productivității lor ridicate, dar datorită complexității lor, valoarea vânzărilor s-a menținut totuși ridicată.

Totodată, datorită fiabilității lor ridicate, numărul de mașini de sudat prin frecare aflate în exploatare a crescut continuu.

Analizând evoluția numărului de mașini vândute anual se poate observa că acesta s-a menținut aproximativ constant, cu o ușoară scădere la începutul anilor '80 și o ușoară revigorare spre sfârșitul anilor '80 și începutul anilor '90. Această evoluție a urmat îndeaproape condițiile generale din economia mondială, care s-a aflat într-o perioadă de criză la începutul anilor '80 și din care a ieșit la sfârșitul deceniului respectiv.

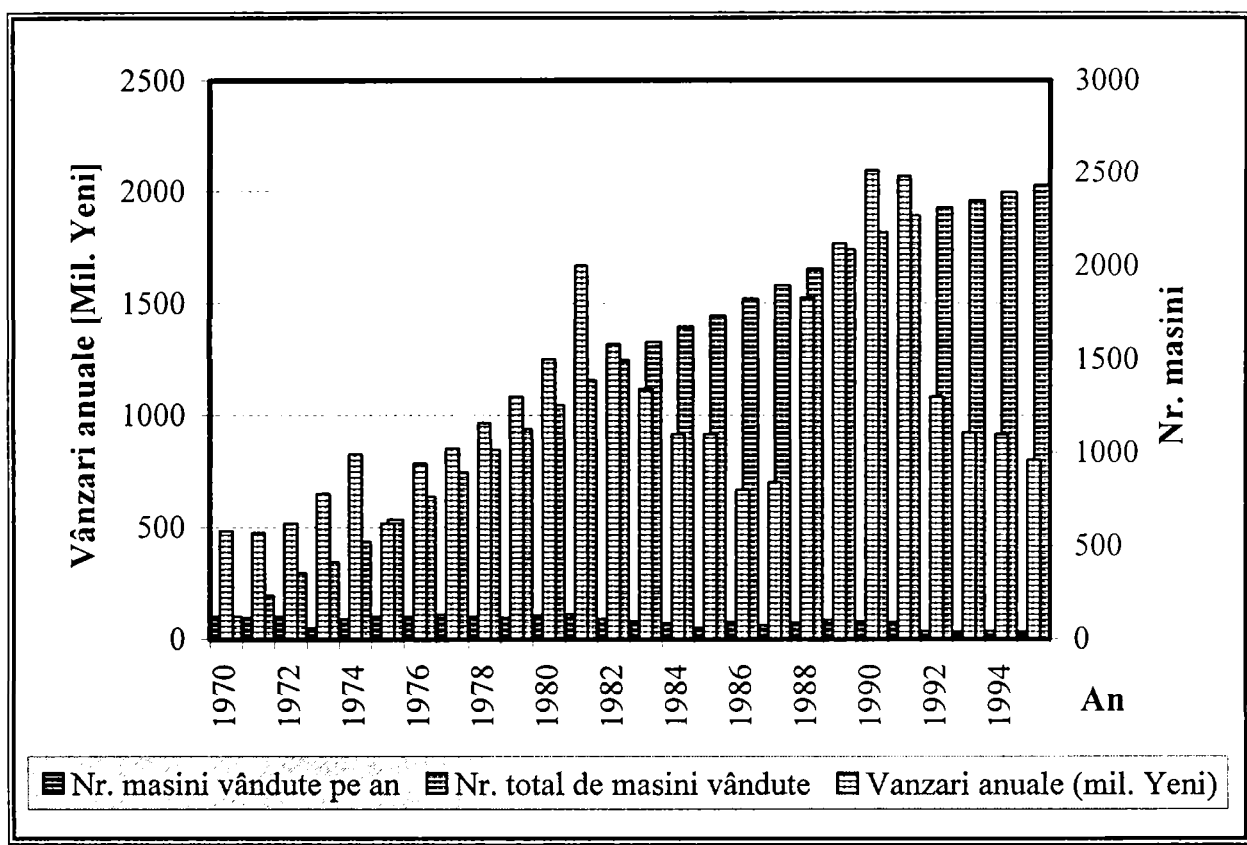


Figura 1. 1 Evoluția vânzărilor de mașini și utilaje pentru sudarea prin frecare - Japonia.

## Capitolul 2

### STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND MECANISMUL DE REALIZARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE PRIN FRECARĂ

#### 2.1 Sudarea prin frecare - proces de sudare în stare solidă

După cum este deja foarte bine cunoscut [18, 70, 150, 170, 268], sudarea prin frecare are ca rezultat realizarea continuității materialului între componentele care se sudează. În cazul metalelor, continuitatea se realizează la nivel de rețea cristalină, într-unul din următoarele moduri:

- *pe baza difuziei și a forțelor interatomice*, dar numai după un timp foarte îndelungat de menținere în contact perfect a suprafețelor componentelor de sudat, care vor trebui să fie prelucrate la un nivel ridicat de planeitate și foarte bine curățite în prealabil;
- *pe baza energiei suplimentare introduse în zona îmbinării din exterior*, acest din urmă mod fiind și cel mai des utilizat;
- *combinând cele două modalități* de mai sus, și anume ajutând difuzia și stabilirea unor forțe de legătură între atomi cu ajutorul unei energii suplimentare introduse din exterior.

Energia suplimentară care se introduce din exterior poate fi sub formă de:

- *căldură*,
- *lucru mecanic*,
- *combinație* a celor două modalități.

Având în vedere aspectele prezentate mai sus, pentru a realiza o îmbinare sudată trebuie îndeplinită cel puțin una din următoarele trei condiții:

- apropierea suficientă a atomilor din straturile marginale ale celor două componente care se sudează;
- întrepătrunderea, prin difuzie, a atomilor rețelei cristaline a unei componente, cu atomii rețelei cristaline a celeilalte componente;
- formarea unei rețele cristaline cu orientare comună rețelelor ambelor materiale, fie prin fenomene de difuzie și recristalizare, fie prin difuzie și solidificare epitaxială.

În cele mai multe cazuri practice, din dorința de a realiza o îmbinare de calitate, care să posede siguranță ridicată în exploatare, se asigură cel puțin două dintre condițiile menționate.

În funcție de modul în care sunt asigurate aceste condiții, respectiv de condițiile de temperatură și presiune pe parcursul procesului de sudare, sudarea prin frecare poate fi

încadrată în categoria *procedeelor de sudare neelectrică prin presiune la cald*. Energia suplimentară introdusă este sub formă de lucru mecanic al forțelor de frecare, care generează căldură.

Ridicarea temperaturii în zona îmbinării se realizează foarte rapid prin transformarea parțială a lucrului mecanic de frecare în energie termică, pe suprafețele de frecare ale celor două componente. Deoarece temperatura atinsă pe suprafețele de frecare nu ajunge niciodată să depășească cea mai mică dintre temperaturile de topire ale materialelor componentelor care se sudează, procedeul de sudare prin frecare se încadrează printre *procedeele de sudare prin presiune în stare solidă*.

## 2.2. Variante tehnologice de sudare prin frecare

Sudarea prin frecare cunoaște o multitudine de variante tehnologice, care toate au în comun antrenarea unei componente în mișcare de rotație, după care aceasta este adusă în contact cu suprafața frontală a componentei care nu se rotește. Ca urmare a deplasării relative a celor două suprafețe frontale apare un proces de frecare, în cursul căruia energia cinetică de rotație este transformată parțial, prin intermediul lucrului mecanic de frecare, într-o cantitate de energie termică care determină ridicarea temperaturii suprafețelor de frecare.

Evoluția dezvoltării tehnologice a sudării prin frecare a condus la utilizarea a două modalități de introducere a energiei cinetice în componenta antrenată în mișcare de rotație [1, 5, 18, 50]. Prin urmare au apărut două clase principale de procedee. Prima dintre ele este *sudarea prin frecare convențională* sau *sudarea prin frecare continuă (directă)*, care beneficiază de generarea și introducerea continuă a energiei în zona îmbinării. A doua, numită și *sudarea prin frecare inerțială* sau uneori *sudarea prin frecare cu volant*, utilizează numai energia cinetică înmagazinată într-un volant, care este adusă în zona îmbinării și este transformată parțial în căldură. Diferențele de principiu între aceste două clase de procedee de sudare prin frecare poate fi observată analizând schițele din figura 2.1.

Se poate ușor constata, că în timp ce în cazul primei clase de procedee de sudare prin frecare, viteza de rotație ( $v_{rot}$ ) este menținută constantă pe toată durata frecării, în cazul celei de-a doua clase aceasta variază pe toată durata procesului de sudare. În acest caz, volantul care a fost antrenat în

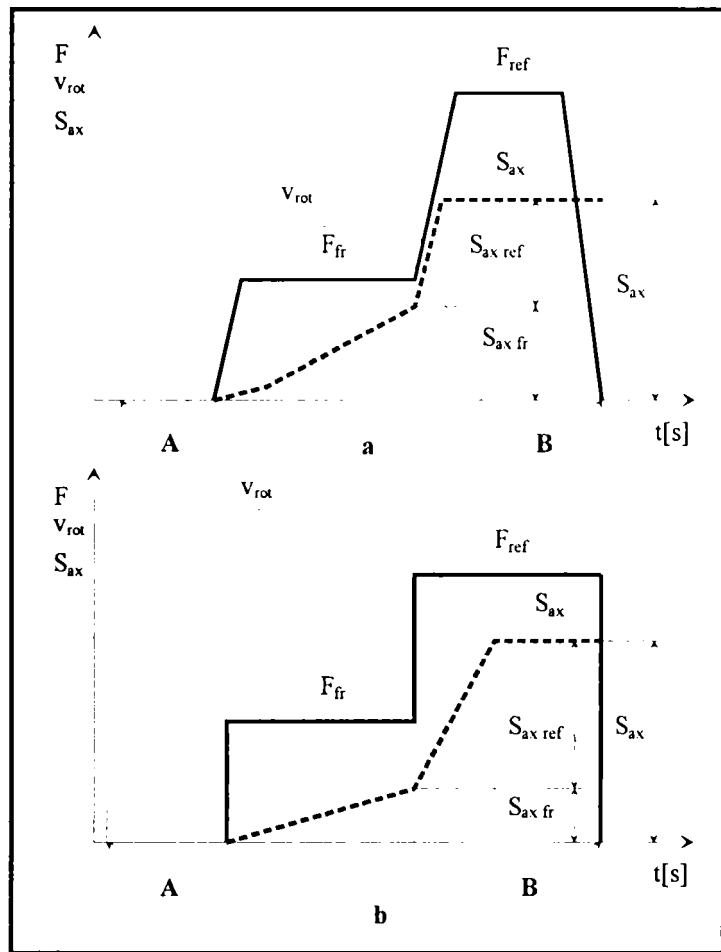


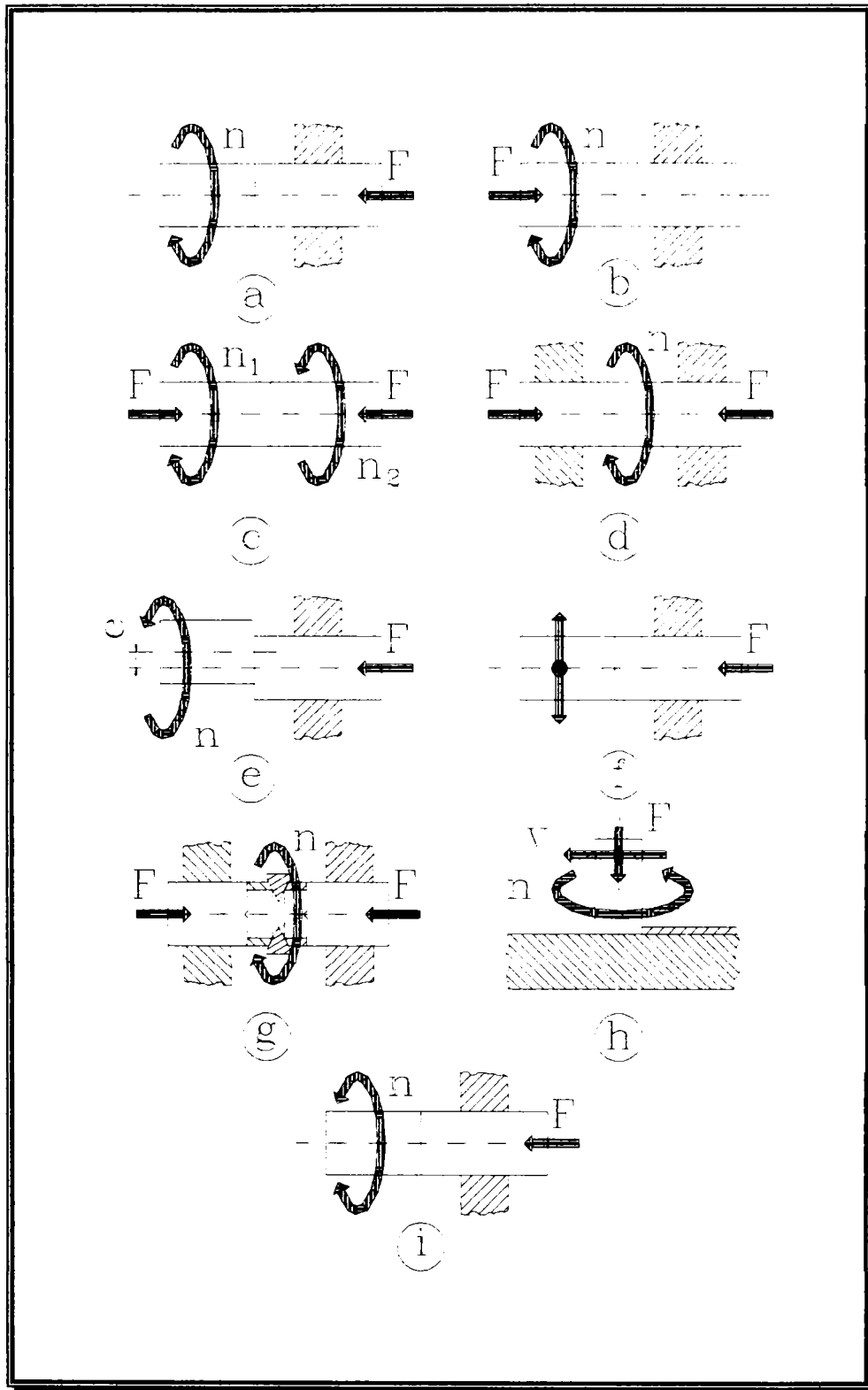
Figura 2. 1 Schema de principiu a sudării prin frecare: a - convențională, b - inerțială (A - momentul începutului operației de sudare, B - momentul terminării operației de sudare).

rotație este decuplat de la dispozitivul de antrenare la atingerea vitezei de rotație impuse prin tehnologie, iar simultan cu aceasta, piesa de sudat este cuplată la mișcarea volantului. Imediat, componenta cealaltă este adusă în contact cu componenta aflată în mișcare de rotație și astfel pe suprafețele lor de contact are loc frecarea. Mișcarea de rotație se continuă până în momentul în care întreaga energie cinetică a volantului este transferată în zona suprafețelor de frecare ale celor două componente. În acest mod este evitată introducerea de energie suplimentară, pe durata frecării, putându-se realiza un control foarte riguros asupra energiei consumate pentru realizarea sudurii.

În ceea ce privește evoluția în timp a forței de frecare ( $F_{fr}$ ), forței de refulare ( $F_{ref}$ ), scurtării axiale pe durata frecării ( $S_{axfr}$ ), scurtării axiale pe durata refulării ( $S_{axref}$ ), respectiv a scurtării axiale totale ( $S_{ax}$ ) nu sunt modificări semnificative între cele două clase de procedee de sudare prin frecare.

Indiferent de modul de antrenare a componentei aflate în mișcare de rotație, în funcție de mișcările executate de cele două sau mai multe componente care se sudează, există mai multe variante tehnologice ale procedurii de sudare prin frecare, fiecare dintre ele cu avantajele specifice, care le recomandă pentru diferite tipuri de aplicații. Principalele variante tehnologice utilizate, prezentate în figura 2.2, constau în:

- a. antrenarea într-o mișcare de rotație a uneia dintre piese, cealaltă piesă executând numai mișcarea de avans (translație), prin intermediul căreia se realizează și forța de apăsare axială necesară realizării sudurii (figura 2.2.a);
- b. antrenarea uneia dintre piese în mișcarea de rotație și apăsarea ei pe cealaltă piesă, realizându-se astfel și presiunea necesară sudării (figura 2.2.b);
- c. antrenarea ambelor piese în mișcări de rotație de sensuri opuse și apăsarea a cel puțin uneia dintre ele pe cealaltă în vederea realizării presiunii necesare sudării (figura 2.2.c);
- d. antrenarea în mișcarea de rotație a unui element intermediar, cele două piese executând numai mișcări de avans spre elementul intermediar, generând astfel presiunea necesară sudării (figura 2.2.d);
- e. antrenarea uneia dintre piese într-o mișcare de rotație excentrică ( $e$  reprezintă excentricitatea față de axa piesei care nu se rotește) cu menținerea fixă a celeilalte componente (figura 2.2.e);
- f. antrenarea uneia dintre componente într-o mișcare oscilatorie, cealaltă componentă fiind menținută fixă, prin intermediul ei realizându-se numai forța de apăsare necesară obținerii îmbinării sudate (figura 2.2.f);
- g. antrenarea în mișcarea de rotație a unui element intermediar de formă inelară, cele două componente care se sudează realizând numai forța de apăsare, pe acest inel, necesară realizării sudurii (utilizată în cazul sudării țevilor) (figura 2.2.g);
- h. antrenarea unei piese într-o mișcare de rotație și apăsarea ei astfel încât cu suprafața frontală să intre în contact cu suprafața celeilalte piese care execută simultan o mișcare de translație (figura 2.2.h);
- i. pentru sudarea maselor plastice se recomandă antrenarea unei piese într-o mișcare ciclică de rotație cu un unghi mai mic decât o rotație completă, cealaltă componentă realizând numai presiunea de frecare, respectiv de refulare (asemănătoare variantei a, figura 2.3.i).



**Figura 2. 2** Schemele de principiu ale principalelor variante tehnologice de sudare prin frecare.

Majoritatea instalațiilor de sudare prin frecare utilizează varianta din figura 2.2.a pentru generarea căldurii și realizarea forței de apăsare. În cazul în care se pune problema sudării unor piese cu diametre mici (<8mm) se recomandă utilizarea variantei din figura 2.2.c, care permite reducerea turației de antrenare, ca urmare a rotirii în sensuri opuse a celor două componente.



Dacă însă componentele care se sudează au lungimi mari și devine dificilă antrenarea lor în mișcarea de rotație, se utilizează varianta din figura 2.2.d, în care piesa intermediară poate fi prinsă în sudură sau poate fi retrasă după realizarea încălzirii și plastifierii capetelor componentelor care se sudează. Această din urmă modalitate de încălzire se folosește și în cazul maselor plastice. Un alt dezavantaj major, în cazul sudării unor piese cu secțiuni mari, este apariția unor forțe inerțiale mari, care fac dificilă proiectarea și executarea mașinilor de sudat.

Variantele schematizate în figurile 2.2.d, 2.2.f și 2.2.g sunt utilizate cu precădere în cazul în care se dorește sudarea unor profile asimetrice, înlăturându-se astfel dezavantajul variantei (a), care impune ca cel puțin una dintre piese să fie simetrică (corp de revoluție) față de axa de rotație.

Odată cu utilizarea unor mișcări de oscilație (varianta din figura 2.2.f) sau a unor mișcări de rotație asimetrice (varianta din figura 2.2.e), o parte din materialul încălzit și plastifiat de pe suprafețele de frecare, vine în contact cu mediul înconjurător, producându-se oxidări care înrăutățesc calitatea îmbinării. Acest dezavantaj poate fi înlăturat sau atenuat prin utilizarea unor gaze protectoare care să înconjoare zona de frecare, creând astfel condițiile unei sudări în medii de gaze protectoare.

Varianta prezentată în figura 2.2.h permite dezvoltarea căldurii prin frecarea unei piese antrenate în mișcare de rotație pe o piesă plană, având avantajul că dă posibilitatea executării unor cusături longitudinale la piese cu pereți subțiri, utilizând o presiune redusă, care nu va deforma piesa. Acest avantaj este foarte important în special în industria electronică. Totodată, varianta oferă și posibilitatea depunerii unor straturi de material din piesa antrenată în mișcarea de rotație, pe suprafața piesei în translație, reușindu-se astfel realizarea plăcilor prin frecare. În acest mod pot fi fructificate toate avantajele procedurii de sudare prin frecare în ceea ce privește multitudinea de combinații de materiale care se pot placa.

### 2.3 Schema de principiu a sudării prin frecare convențională

Așa după cum am prezentat și în paragraful anterior, schema de principiu care stă cel mai adesea la baza utilajelor care realizează suduri prin frecare este cea din figura 2.2.a. Pentru a putea optimiza procesul de sudare prin frecare trebuie înțelese mecanismele care definesc, din punctul de vedere al științei materialelor, realizarea unei îmbinări sudate prin frecare convențională. Pentru aceasta trebuie să începem cu analiza schemei de principiu a unui proces de sudare prin frecare convențională.

Deoarece literatura de specialitate [1, 5, 18, 50] trece foarte repede peste descrierea etapizată a procesului de sudare prin frecare convențională, mi-am permis ca în schema din figura 2.3, să insist ceva mai mult asupra fragmentării procesului de sudare prin frecare în cinci pași distincți a căror importanță va fi evidențiată într-un paragraf ulterior.

Procesul de sudare începe prin antrenarea într-o mișcare de rotație (în cele mai multe cazuri) cu viteză constantă sau variabilă, a cel puțin uneia dintre componentele care se dorește a fi sudată (figura 2.3.a - componenta 1). În același timp, cealaltă componentă (2) este presată pe aceasta, prin realizarea unei mișcări de avans, pe direcție axială, sub acțiunea unei forțe axiale  $F_1$  (figura 2.3.b), generând astfel presiunea de frecare ( $P_{fr}$ ).

Ca urmare a frecării uscate între suprafețele de contact ale celor două componente, se dezvoltă o cantitate de căldură care ridică temperatura materialului din zona de contact.

Materialul încălzit este plastifiat și ca urmare a acțiunii forței axiale de presare, este împins spre exterior, începând formarea bavurii (figura 2.3.c).

După câteva secunde de frecare uscată, timp în care o cantitate suficientă de material s-a încălzit la o temperatură suficientă pentru formarea unei suduri, mișcarea de rotație încetează simultan cu creșterea forței de apăsare la o valoare superioară celei inițiale ( $F_2 > F_1$ ). Pe suprafețele de frecare se obține astfel presiunea de refulare, superioară celei de frecare ( $P_{ref} > P_{fe}$ ), care asigură expulzarea în bavură a materialului plastifiat (figura 2.3.d) și desăvârșirea formării bavurii.

După o scurtă menținere în această poziție ( $t < 10s$ ), cu păstrarea valorii presiunii de apăsare reciprocă la valoarea ridicată a presiunii de refulare, în vederea desăvârșirii legăturilor dintre cele două componente, sudura este realizată. În acest moment piesa poate fi scoasă din bacurile mașinii de sudat prin frecare (figura 2.3.e), îmbinarea sudată obținută având caracteristici mecanice comparabile cu cele ale materialelor componentelor care s-au sudat. Teoretic, în cazul unei îmbinări de calitate corespunzătoare, caracteristicile mecanice ale îmbinării se ridică cel puțin la nivelul a 90% din cele ale celui mai slab material de bază.

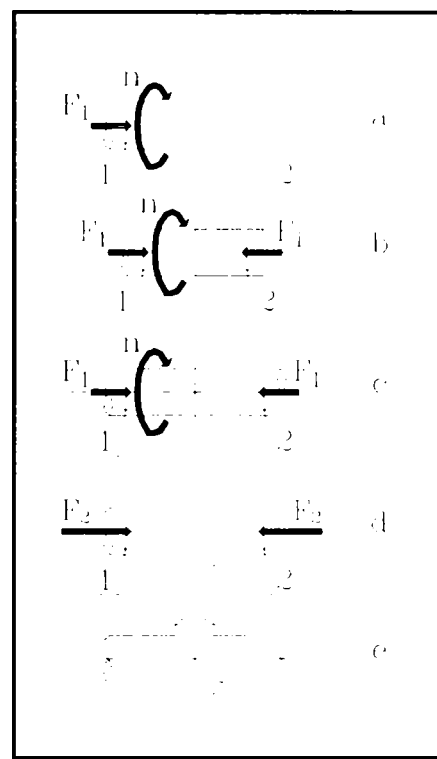


Figura 2. 3 Schema de principiu a sudării prin frecare convențională.

#### 2.4 Factorii care determină calitatea îmbinărilor sudate

Așa după cum am arătat până acum, realizarea îmbinării sudate se bazează pe cantitatea de căldură generată pe suprafețele de frecare și pe valoarea presiunii realizate între aceste suprafețe. Prin urmare, în vederea obținerii unei îmbinări de calitate, trebuie avuți în vedere o serie de factori tehnologici și factori legați de material. Unii autori [1, 5, 12, 18] se rezumă la a considera ca fiind suficientă luarea în considerare a: naturii materialelor (compoziție chimică, proprietăți, etc.), formei și dimensiunilor componentelor care se sudează, vitezei de rotație, forței de frecare, forței de refulare, timpului de frecare, timpului de refulare, timpului de frânare, valorii scurtării axiale.

În ultimii ani, ca urmare a utilizării tot mai extinse a mașinilor de sudat prin frecare conduse cu ajutorul calculatorului, la aceștia se adaugă și alți parametri, cum ar fi: viteza de refulare, pregătirea suprafețelor de frecare, alinierea axială a componentelor, îndepărtarea sau nu a bavurii, mărimea bavurii, preîncălzirea, tratamente termice post sudare, ș.a.m.d.

Analizându-se atent toți factorii de mai sus, am observat că pe lângă faptul că unii influențează într-o măsură mai mare și alții într-o măsură mai mică procesul, mulți dintre ei se intercondiționează, respectiv se influențează reciproc. Prin urmare, factorii care definesc desfășurarea procesului de sudare prin frecare convențională pot fi împărțiți în două categorii:

- *factori principali*, cei care au o influență hotărâtoare asupra calității îmbinării realizate, respectiv;
- *factori secundari*, care exercită o influență mai redusă asupra calității îmbinării realizate, efectul lor putând foarte ușor să fie compensat prin modificări minime ale parametrilor principali.

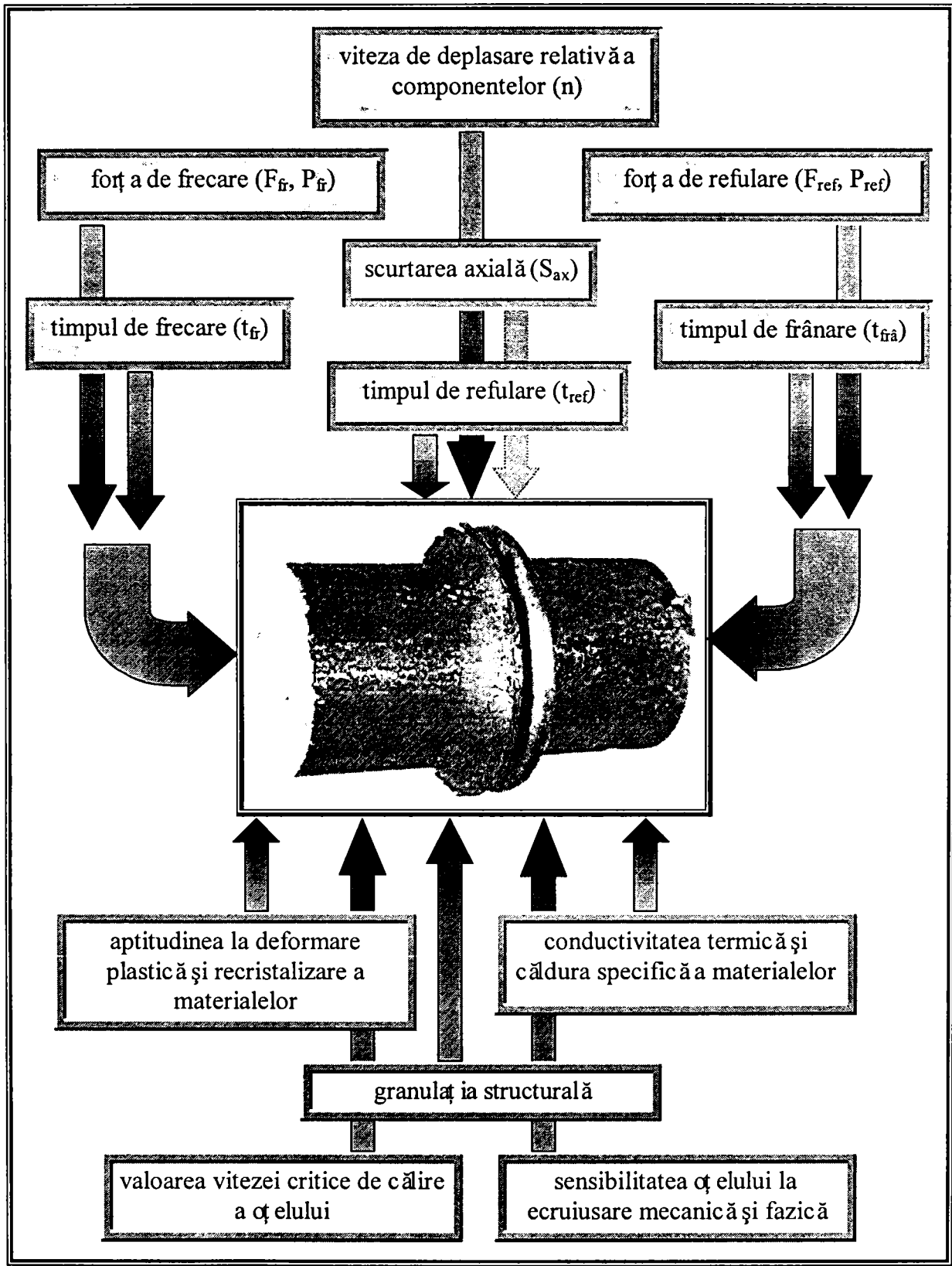


Figura 2. 4 Factorii tehnologici principali care determină calitatea îmbinării sudate.

Ținând cont de această clasificare, eu consider că factorii principali sunt:

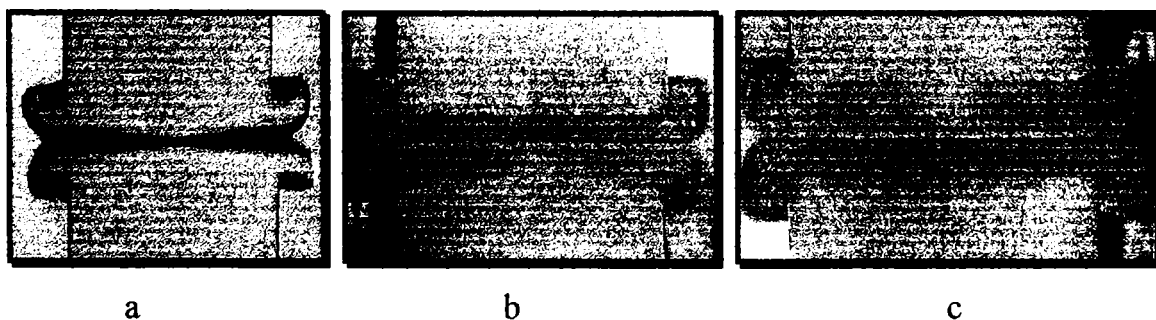
1. viteza de deplasare relativă a componentelor care se sudează (viteza de rotație, mai uzual exprimată prin turație);
2. forța de frecare, forța de refulare;
3. timpul de frecare, timpul de frânare, timpul de refulare;
4. aptitudinea la deformare plastică și recristalizare a materialelor;
5. valoarea vitezei critice de călire a oțelurilor;
6. sensibilitatea oțelurilor la ecrusare mecanică și fazică;
7. granulația structurală;
8. conductivitatea termică, căldura specifică și coeficientul de dilatație liniară.

Scurtarea axială la refulare, este un parametru tehnologic, monitorizarea sa făcând posibilă automatizarea întregului proces de sudare și obținerea unor îmbinări sudate cu toleranțe foarte strânse în ceea ce privește lungimea finală a îmbinării obținute după sudare. Dar din punctul de vedere al factorilor care determină desfășurarea procesului, acest parametru tehnologic este determinat de valorile factorilor trecuți în revistă mai sus.

Consider că este momentul să ne îndepărtăm de modul "clasic" de abordare, care evalua efectul unor parametri asupra îmbinării sudate obținute, și apreciez că este mai completă o evaluare a efectului acestor factori asupra câmpului termic din timpul sudării. Cu alte cuvinte, voi încerca determinarea influenței acestor factori asupra extinderii și intensității câmpului termic generat în timpul sudării, care la rândul său va determina calitatea îmbinării realizate. Astfel, se stabilește o legătură implicită între valorile factorilor tehnologici și a celor legați de material și efectul lor asupra calității îmbinării sudate obținute.

#### 2.4.1 Viteza de mișcare relativă a componentelor care se sudează

Acest parametru tehnologic influențează în mod hotărâtor extinderea câmpului termic generat în componentele care se sudează, precum și productivitatea tehnologiei de sudare proiectate. Acțiunea sa asupra extinderii câmpului termic se materializează în forma și dimensiunile zonei influențate termic, care poate prezenta trei aspecte caracteristice prezentate în figura 2.5.



**Figura 2. 5** Influența vitezei de rotație asupra formei și mărimii bavurii și a Z.I.T.-ului (a - viteză de rotație redusă, b - viteză de rotație corespunzătoare, c - viteză de rotație ridicată).

În cazul alegerii corespunzătoare a acestui parametru zona influențată termic are aspectul unui disc cu o dublă concavitate în zona centrală, mai subțire în partea centrală și mai gros spre suprafața componentelor, unde se formează bavura (figura 2.5.b).

Dacă însă valoarea sa este prea ridicată, va fi favorizată alunecarea relativă dintre cele două suprafețe, generându-se o cantitate mare de energie termică într-un interval scurt de timp. Aceasta neputând fi evacuată așa de repede spre zonele mai reci ale componentelor va rămâne acumulată în zona centrală a suprafețelor de frecare unde va conduce la formarea unei zone influențate termic cu grosime mai mare în zona centrală. Totodată, întregul proces consumându-se foarte rapid, cantitatea de metal plastifiat în timpul în care încă mai acționează presiunea de frecare și cea de refulare este mică rezultând o bavură redusă (figura 2.5.c).

La viteze reduse de mișcare relativă între suprafețele de frecare încălzirea este insuficientă, mai ales în zona axială a componentelor, unde aceasta are oricum valori mai mici (la limită zero) comparativ cu zona de la periferia componentelor. Prin urmare va fi încălzită o cantitate redusă de material, care va fi expulzată în baură. În acest mod în zona centrală vor intra în contact materiale insuficient încălzite, care nu vor putea asigura condițiile necesare realizării unei îmbinări de calitate. Aspectul zonei influențate termic și al bavurii poate fi observat în figura 2.5.a.

Cu toate că influența acestui parametru este foarte mare, așa cum am arătat mai sus, el nu este un parametru critic, putând varia în limite relativ largi cu obținerea totuși a unei îmbinări sudate de calitate corespunzătoare. Efectul său poate fi compensat prin modificarea presiunii din perioada de frecare și chiar a duratei frecării.

Spre deosebire de alte procese de sudare, pentru care există relații de calcul fundamentate pe baza fenomenelor fizice care stau la baza acestora, în cazul sudării prin frecare nu există relații de calcul între diverșii parametri, cu excepția câtorva expresii empirice, care s-au obținut în urma analizării unui număr foarte mare de date experimentale. Una dintre puținele relații existente în literatura de specialitate, pentru sudarea prin frecare convențională, este cea dintre viteza de rotație (exprimată prin turație) și dimensiunile pieselor care se sudează [50], care ia în considerare și natura materialului componentelor:

$$n \cdot d_n = k \cdot 10^4 \quad (2.1)$$

În această relație:

$n$  = turația [rot/min];

$d_n$  = diametrul nominal al barei care se sudează [mm];

$k$  = factor de material, care poate lua valori în domeniul (1÷10);

$k = 3$  pentru oțeluri nealiate cu conținut redus de carbon;

$k = 4\div 4,5$  pentru cupru;

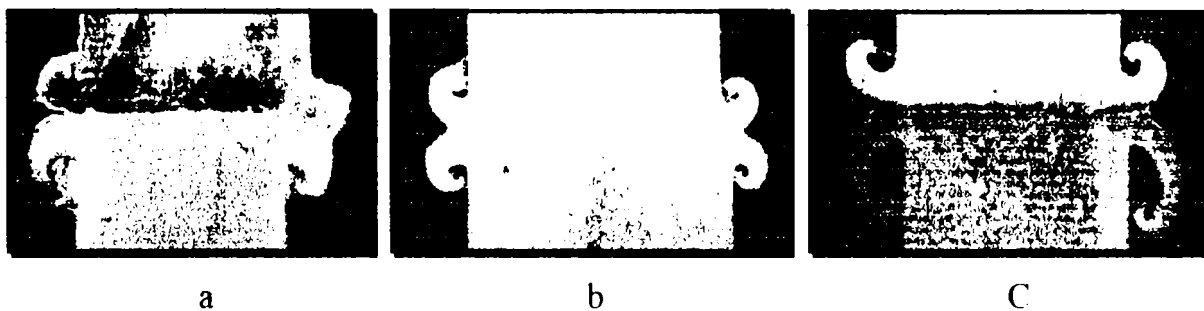
$k = 8\div 10$  pentru titan.

Valoarea vitezei de rotație este limitată superior de dificultățile legate de antrenarea în mișcarea de rotație a unor mase mari de material.

### 2.4.2 Presiunea de frecare

Presiunea de frecare este parametrul care determină gradientul de temperatură din zona de frecare, ea fiind limitată superior de puterea disponibilă pentru antrenarea în rotație a uneia dintre componente.

Deoarece coeficientul de frecare este determinat în principal de forța de apăsare normală pe suprafața de deplasare, aceasta va influența în mod hotărâtor mărimea momentului de frecare și prin intermediul său valoarea cantității de căldură dezvoltată în timpul frecării și temperatura maximă care va fi atinsă în zona îmbinării. Totodată valoarea acestui parametru controlează și pierderile de căldură în special în cazul sudării unor piese cu masă și secțiune diferită, care oferă condiții diferite de evacuare a căldurii de pe suprafețele de frecare înspre zonele reci ale componentelor.



**Figura 2. 6** Efectul presiunii de frecare asupra formei și dimensiunilor bavurii și a Z.I.T.-ului (a- presiune de frecare redusă, b - presiune de frecare corespunzătoare, c - presiune de frecare ridicată).

Tot presiunea de frecare este responsabilă și de mărimea deformației plastice din etapa de încălzire prin frecare, deoarece ea trebuie să mențină suprafețele de alunecare în contact permanent pentru a împiedica oxidarea lor.

În urma încercărilor efectuate, se poate exemplifica efectul presiunii de frecare asupra formei și dimensiunilor bavurii, precum și a zonei influențate termic, cu ajutorul imaginilor macrografice din figura 2.6.

În cazul în care presiunea de frecare are valori prea mici (figura 2.6.a), cantitatea de metal încălzit și plastifiat de pe suprafețele de frecare nu este expulzată în bavură. În acest mod, frecarea chiar dacă se diminuează ca intensitate, continuă în același volum de material; prin urmare, cantitatea de căldură generată va fi mai mică, dar rămânând acumulată în această zonă va conduce la formarea unei bavuri reduse și a unui Z.I.T. cu o lățime exagerată, sub forma unei benzi cu laturile aproape paralele.

Dacă însă valoarea presiunii de frecare este prea mare, se produce o încălzire locală puternică însoțită de o scurtare axială rapidă și semnificativă, existând posibilitatea ca zone reci din materialul celor două componente să ajungă în contact în zona centrală (figura 2.6.c). Acest fenomen conduce, pe lângă obținerea unei îmbinări de o calitate mai slabă, la un consum mare de material, ca urmare a scurtării axiale prea mari.

Indiferent de valoarea acestui parametru, ea trebuie corelată strâns cu valoarea celorlalți parametrii și în primul rând cu viteza relativă de deplasare și timpul de frecare.

La fel ca și pentru viteza de rotație, nici acest parametru nu dispune de o relație de calcul, dar literatura de specialitate [1, 50] pune la dispoziție câteva recomandări pentru stabilirea valorii acestui parametru:

- în cazul oțelurilor nealiate, cu conținut mai mic de 0,45%C, presiunea de frecare recomandată este cuprinsă între (30÷60)MPa, în general valoarea sa crescând odată cu creșterea concentrației în carbon și în elemente de aliere;
- în cazul oțelurilor slab și mediu aliate, a celor inoxidabile, a aliajelor cu bază de nichel, sunt necesare presiuni de frecare cuprinse în domeniul (60÷120)MPa, iar în cazuri excepționale se poate ajunge chiar la 300MPa;
- în cazuri cu totul deosebite, când se urmărește obținerea unor viteze de răcire mai mici, se poate aplica o primă treaptă de presiune de frecare în jurul valorii de 20MPa pentru o foarte scurtă perioadă de timp, cu rolul de preîncălzire, după care se trece la valoarea propriu-zisă a presiunii de frecare.

### 2.4.3 Presiunea de refulare

Acest parametru controlează în special valoarea rezistenței mecanice a îmbinării sudate realizate prin acțiunea cu efect de ecruisare pe care o realizează asupra structurii din zona îmbinării. În general ea se recomandă a fi de (1,5÷3) ori mai mare decât presiunea de frecare (uzual de două ori mai mare). Odată cu creșterea presiunii de refulare, se finisează granulația materialului din zona sudurii și crește rezistența mecanică a îmbinării precum și tenacitatea acesteia.

Presiunea de refulare nu trebuie să fie excesiv de ridicată deoarece ar produce expulzarea în baură a unei cantități foarte mari de material plastifiat, existând în acest moment pericolul ca să ajungă în contact zone mai reci de material; rezultatul va fi o îmbinare sudată cu caracteristici mecanice mai reduse.

Trecerea de la nivelul inferior de presiune, corespunzător presiunii de frecare, la nivelul superior, corespunzător presiunii de refulare, se poate face înainte sau după oprirea mișcării de rotație. A doua variantă este mai avantajoasă deoarece se evită creșterea cantității de căldură degajată și a scurtării axiale produse în cazul aplicării primei variante. Totodată, imediat după oprirea mișcării de rotație, materialul de pe suprafețele de frecare încă nu s-a răcit și deci nu se schimbă efectul aplicării forței de refulare. Prin urmare, în a doua variantă se păstrează avantajele primei variante, evitându-se dezavantajele constituite de generarea unei cantități de căldură exagerate și de un consum prea mare de material.

### 2.4.4 Timpul de frecare

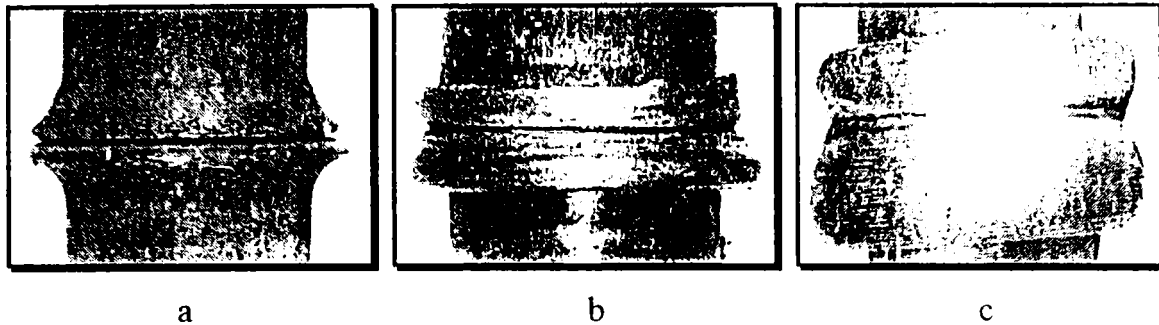
Acest parametru se află, în mod normal, într-o strânsă corelație cu presiunea de frecare, el putând varia între limite destul de strânse, la o valoare dată a presiunii de frecare, pentru un anumit material.

Valoarea sa trebuie astfel aleasă, încât să permită distribuția uniformă a temperaturii pe suprafețele frontale ale pieselor care se sudează. Aceasta deoarece în apropierea centrului suprafețelor de frecare, viteza de deplasare relativă poate fi prea mică pentru a genera o cantitate de căldură suficientă pentru sudare, iar pentru compensarea acestui neajuns trebuie să se asigure timp suficient pentru transferul termic dinspre zonele periferice, unde se generează o cantitate mai mare de căldură.

Totodată timpul de frecare trebuie să fie suficient de lung pentru a se produce plastifierea materialului și a permite materialului cu impurități, ca acestea să fie expulzate de pe suprafețele de frecare, în baură.

625.160/1810

Aspectul bavurii în funcție de mărimea duratei de frecare este prezentat în figura 2.7, putându-se face câteva observații interesante.



**Figura 2. 7** Aspectul bavurii în funcție de durata frecării (a - timp de frecare scurt, b - timp de frecare corespunzător, c - timp de frecare lung).

În cazul utilizării unor timpi de frecare prea scurți (figura 2.7.a), sudurile obținute vor fi neconsolidate, ca urmare a neextinderii lor pe întreaga secțiune și vor ceda la solicitări de tracțiune de valori reduse. Totodată bavura nu a avut timp să se formeze, marginile sale nerăsfrângându-se peste materialul care s-a sudat.

Dacă timpii de frecare sunt prea lungi (figura 2.7.c), cantitatea de căldură generată va fi mare și se vor obține îmbinări cu structuri metalografice grosolane în zona de legătură și în zona influențată termic, bavuri excesive cu eventuale fisuri și creștături la baza gulerului bavurii.

Pe scurt, putem aprecia că în vederea obținerii unei scurtări axiale date, în cazul sudării unui oțel moale, timpul de încălzire va fi influențat semnificativ de presiunea de frecare și de viteza de deplasare relativă. Timpul de frecare scade odată cu creșterea presiunii de frecare, dacă viteza de deplasare relativă se menține constantă și de asemenea scade odată cu creșterea vitezei de deplasare relativă dacă presiunea de frecare se menține constantă.

#### 2.4.5 Timpul de refulare

Acest parametru definește intervalul de timp în care acționează forța de refulare, adică intervalul de timp scurs între momentul în care se oprește mișcarea de rotație și începe aplicarea forței de refulare și momentul în care încetează aplicarea presiunii de refulare. Acest interval de timp este scurt deoarece viteza de răcire este mare și deci materialul din zona îmbinării își poate pierde rapid plasticitatea. Cu toate acestea, utilizarea unui timp de refulare mai îndelungat mărește caracteristicile mecanice ale îmbinării, ca urmare a forjării materialului din zona îmbinării.

#### 2.4.6 Scurtarea axială

Este un parametru cu ajutorul căruia se poate evalua mărimea deformației plastice din timpul sudării, putându-se astfel evalua indirect chiar și calitatea îmbinării sudate realizate. Astfel, în cazul realizării unei scurtări axiale prea mici, îmbinarea sudată obținută va avea caracteristici slabe de rezistență mecanică datorită nerealizării condițiilor termomecanice necesare unei îmbinări de calitate. Spre deosebire de această variantă, în cazul unei scurtări axiale mari (prea mari) se consumă inutil material, care se pierde fiind expulzat în bavură.

Acest parametru devine foarte important în cazul automatizării procesului de sudare deoarece poate fi folosit pentru programarea și controlul momentului în care se face



trecerea de la o etapă la alta. Totodată, în acest mod se poate asigura și o precizie dimensională foarte mare a îmbinării sudate realizate.

### 2.5 Fazele și etapele procesului de sudare prin frecare convențională

În vederea optimizării procesului de sudare este necesară studierea proceselor și mecanismelor ce stau la baza obținerii unei îmbinări sudate realizate prin frecare convențională. Pentru aceasta este necesară segmentarea procesului de sudare pe faze și etape, a căror succesiune conduce la formarea legăturilor între componentele care se sudează. Deoarece în literatura de specialitate [1, 14, 18, 50] sunt prezentate câteva modele foarte sumare, care nu întrunesc adevărată majoritatea specialiștilor, am încercat o sinteză a acestora completată cu ajutorul unor observații experimentale, astfel încât să pot oferi inginerului specialist sudor o imagine mai completă asupra procesului de sudare.

Pentru o înțelegere mai ușoară a desfășurării procesului de sudare, în figura 2.8 este prezentată schema de principiu a unei mașini de sudare prin frecare continuă [50].

Mișcarea de rotație este preluată de la un motor electric (1) și prin intermediul transmisiei (2) și al cuplajului (3) ajunge la lagărul principal (4). Acest, având fixată la una dintre extremități mandrina (5) în care este prinsă una dintre piesele (6), antrenează în mișcarea de rotație această piesă. Cealaltă piesă (6) este prinsă în bacurile (7) fixate pe o sanie ce se deplasează prin translație pe ghidajele (8), fiind acționată de cilindrul hidraulic (9). Prin reglarea presiunii uleiului din corpul cilindrului hidraulic se realizează și forța de presare axială necesară obținerii îmbinării sudate.

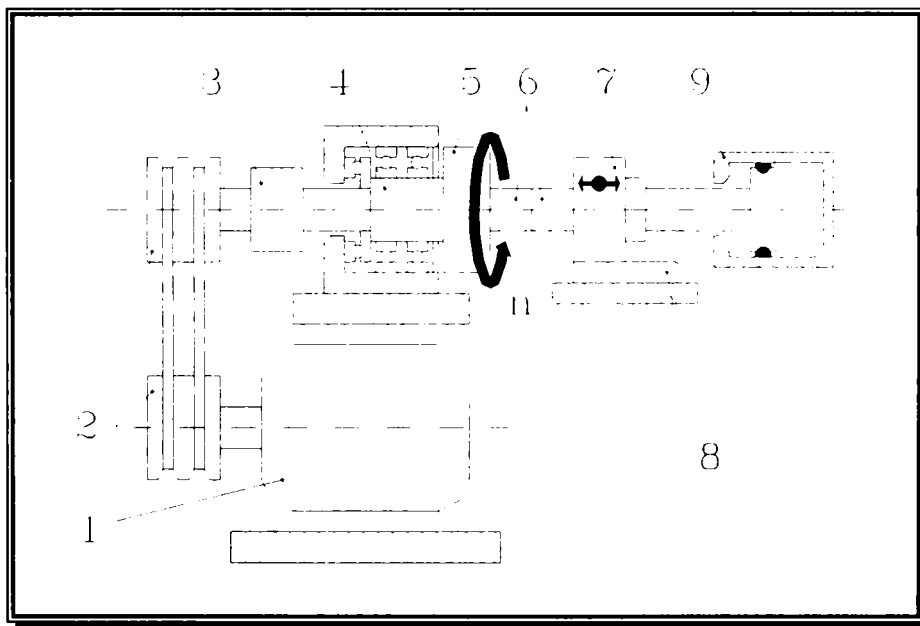


Figura 2. 8 Schema de principiu a unei mașini de sudat prin frecare convențională.

Pornind de la literatura de specialitate [50] și analizând modul în care se modifică o serie de mărimi de influență pe parcursul întregului proces, conform graficului din figura 2.1.a și corelându-l cu modul de funcționare al unei asemenea instalații, cu stările energetice și cu stările materialului, putem distinge mai multe faze și etape. Toate aceste aspecte s-au materializat prin trasarea curbelor calitative de variație a parametrilor tehnologici și ale câtorva mărimi auxiliare pe parcursul unui ciclu de sudare complet (figura 2.9). Modul în

care acești parametrii evoluează vor evidenția împărțirea procesului pe faze și etape, care vor fi prezentate în continuare.

### FAZA 1

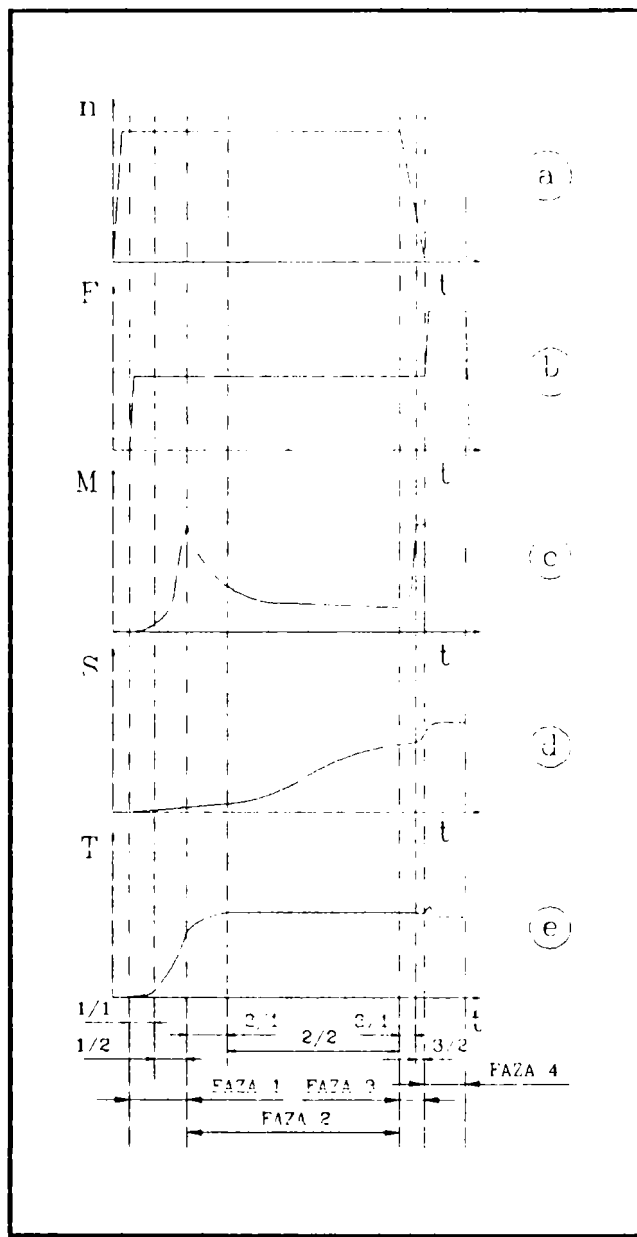
În această fază, componenta prinsă în mandrina mașinii este antrenată în mișcarea de rotație cu turația  $n$ . Cealaltă componentă, prinsă în bacurile de pe sanie, se apropie de piesa în mișcare de rotație până când suprafețele frontale vin în contact. În acest moment începe creșterea forței de apăsare a componentei din bacurile de pe sania mobilă, pe componenta în mișcare de rotație, din mandrină, până când forța atinge valoarea prescrisă ( $F_{fr}$ ). Această valoare a forței este cunoscută sub denumirea de "forța de frecare", adică forța de apăsare pe durata frecării și ea generează, raportată la valoarea secțiunii transversale a piesei, "presiunea de frecare" ( $P_{fr}$ ).

Această fază inițială se împarte în două etape după modul în care variază parametrii tehnologici.

*Etapa 1 sau faza 1/1* începe cu antrenarea în mișcarea de rotație a piesei 1, continuă cu atingerea turației de regim fixate prin tehnologie, intrarea în contact a celor două piese și atingerea forței de presare nominale aleasă pentru frecare. Această etapă durează până la rimele rotației executate cu cele două componente în contact. Unii autori consideră că etapa 1 se consumă pe parcursul primelor două rotații cu piesele în contact.

În acest moment se trece la *etapa a doua a primei faze, faza 1/2*, în care turația și forța axială se mențin constante și egale cu valorile atinse la sfârșitul primei etape, dar cresc puternic momentul de frecare (până la valoarea maximă) și temperatura suprafețelor de frecare.

Etapa a doua a primei faze se încheie în momentul în care temperatura atinge acele valori pentru care momentul de frecare necesar deformării plastice nu mai crește, ca urmare a plastifierii avansate a suprafețelor de frecare.



**Figura 2. 9** Variația principalelor mărimi ale procesului de sudare prin frecare (a - turația; b - forța de apăsare axială; c - momentul de frecare; d - scurtarea axială; e - temperatura maximă atinsă pe suprafața de frecare.

## FAZA 2

Această fază, numită și "*faza de încălzire*", este împărțită la rândul ei în două etape. O primă etapă (*faza 2/1*) în care momentul de frecare scade până aproape de valoarea minimă și temperatura atinge valoarea maximă. Respectiv o a doua etapă (*faza 2/2*), în care temperatura se păstrează constantă la valoarea maximă, iar momentul de frecare se păstrează de asemenea constant la valoarea atinsă la sfârșitul fazei 2/2. Pe parcursul ambelor etape se observă o creștere aproape continuă a scurtării axiale.

Faza de încălzire se întrerupe în momentul în care temperatura atinsă pe suprafețele de frecare este suficientă pentru realizarea sudurii.

## FAZA 3

Această fază este cunoscută în literatura de specialitate și sub denumirea de "*faza de frânare*".

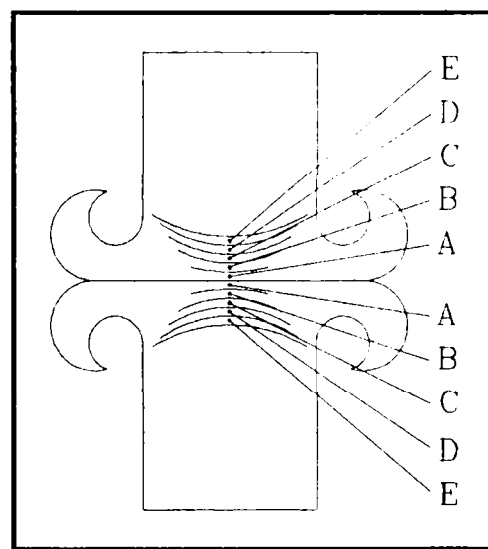
În prima etapă (*faza 3/1*) se declanșează frânarea componentei în rotație, viteza de rotație scăzând brusc. Simultan momentul de frecare crește brusc până aproape de valoarea maximă ( $M_{max}$ ), iar scurtarea axială își continuă creșterea. Temperatura se menține constantă, la valoarea atinsă în faza anterioară.

Cu circa 1/3 dintr-o rotație înaintea opririi complete se trece la etapa a doua (*faza 3/2*). Pe durata acestei etape se oprește complet mișcarea de rotație, iar scurtarea axială suferă o creștere mai accentuată. Ceilalți parametri se mențin constanți, de o atenție deosebită bucurându-se momentul de frecare, care se menține constant la valoarea maximă circa 10ms.

## FAZA 4

Această fază începe odată cu creșterea forței de apăsare axială de la valoarea forței de frecare la valoarea forței de refulare ( $F_{ref}$ ), care se menține constantă pe întreaga durată a acestei faze. Se realizează astfel presiunea de refulare ( $P_{ref}$ ), în secțiunea transversală a pieselor. În această perioadă, numită și "*faza de sudare*", scurtarea axială atinge valoarea maximă, care se va menține constantă, temperatura scăzând foarte încet. Toți ceilalți parametri se găsesc la valoarea zero, acțiunea lor încetând.

Ca urmare a acestei succesiuni de faze se obține o îmbinare sudată a cărei analiză microscopică, prezentată schematic în figura 2.10, evidențiază o zonă centrală foarte îngustă, în care materialul a suferit transformări termomecanice. Experimental s-a constatat că aceasta nu este omogenă, ci în interiorul ei se pot distinge mai multe subzone. Ele pot fi evidențiate și pe macrografia secțiunii unei îmbinări sudate reale (figura 2.11).



**Figura 2. 10** Zona influențată termomecanic într-o îmbinare sudată prin frecare convențională.

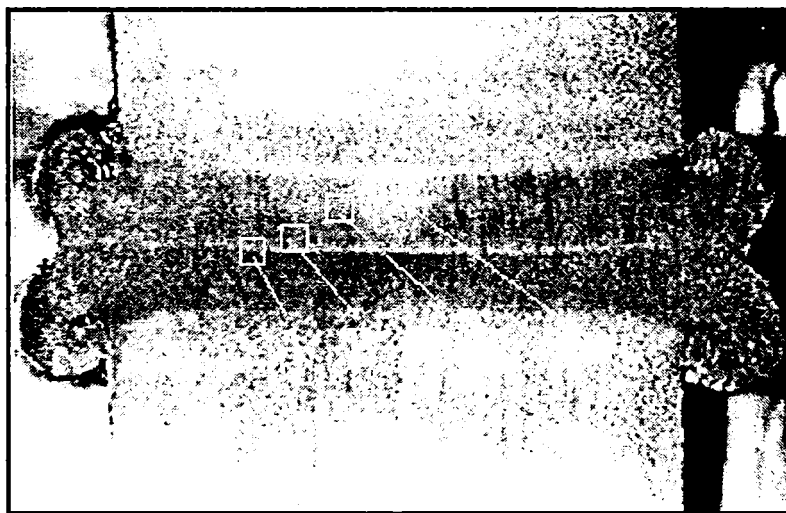
Ele pot fi evidențiate și pe macrografia

**Subzona A** cuprinde o fâșie foarte îngustă de material care a fost puternic deformat plastic, observându-se și pătrunderea reciprocă de particule dintr-un material în celălalt (figura 2.11 - A). Aspectul interesant al materialului din această subzonă este granulația sa foarte fină ca urmare a presiunii foarte ridicate, cu toate că valorile de temperatură atinse aici sunt foarte ridicate (circa  $1300\div 1350$ )°C.

**Subzona B** este caracterizată printr-un material cu granulație foarte fină, care a fost supus unor deformații plastice ample, dar care nu a participat efectiv la procesul de frecare sau la cel de transfer de material, structura sa fiind neomogenă, iar temperatura la care a ajuns în timpul sudării depășind punctul critic  $A_{c3}$  (figura 2.11 - B).

**Subzona C**, care mai poate fi numită și subzona transformărilor incomplete, cuprinde porțiunea de material care a fost încălzit la temperaturi cuprinse între  $A_{c1}$  și respectiv  $A_{c3}$ , peste care se suprapune și acțiunea presiunii, cu toate consecințele care decurg de aici pentru transformările fazice și structurale (figura 2.11 - C).

**Subzona D** cuprinde porțiunea de material care a fost încălzit la temperaturi inferioare celei corespunzătoare temperaturii critice  $A_{c1}$ , ceea ce favorizează globulizarea anumitor faze, de unde și denumirea de subzona de globulizare (figura 2.11 - C).



**Figura 2. 11** Zona influențată termo-deformațional, cu subzonele caracteristice.

**Subzona E** cuprinde materialul mai îndepărtat de zona îmbinării, care a fost totuși deformat ca urmare a presiunii ridicate din timpul procesului de sudare, dar care fiind încălzit în domeniul ( $650\div 550$ )°C a suferit o recristalizare a grăunților ceea ce a determinat dispariția structurii de laminare și înlocuirea ei cu o structură de recristalizare (figura 2.11 - D).

Specific acestui procedeu de sudare este faptul că întreaga zonă afectată este foarte îngustă, iar în restul materialului nu se observă efecte ale temperaturii și/sau presiunii, temperatura fiind inferioară celei de 550°C, iar presiunea nedepășind limitele de curgere ale celor două materiale.

Evident, funcție de materialele care se sudează, la nivelul subzonelor A, B și C pot apare și difuzii de carbon și elemente de aliere, precipitări de faze intermediare, etc.

Pe parcursul acestui complex proces se petrec o serie de fenomene care au implicații hotărâtoare în desfășurarea procesului de sudare. Dintre acestea, cele mai importante sunt:

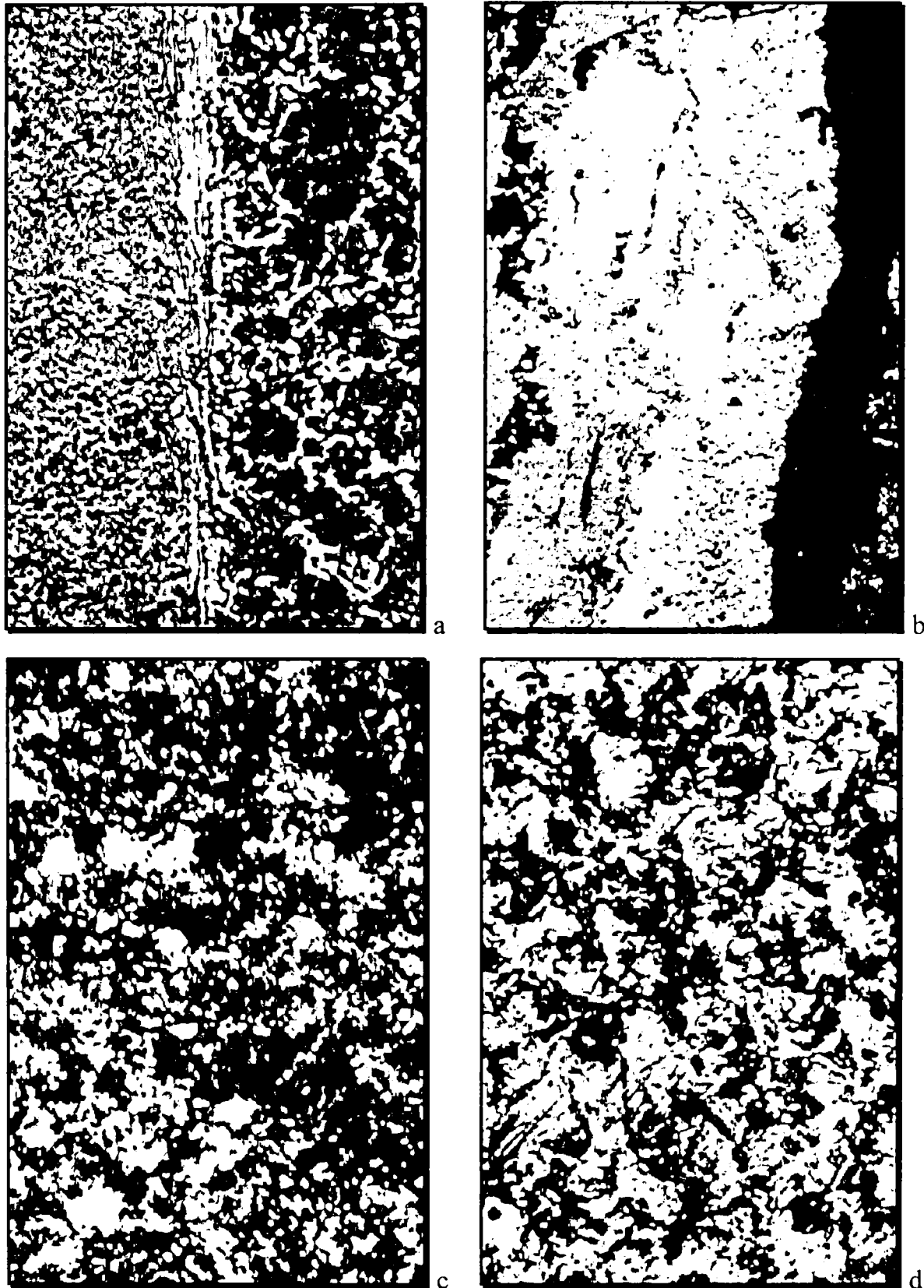


Figura 2. 12 Aspectele microstructurale ale: a - subzonei A ( $\times 100$ ); b - subzonei B ( $\times 500$ ); c - subzonelor C și D ( $\times 250$ ); d - subzonei E ( $\times 250$ )

- fenomene de uzare a suprafețelor de frecare;
- formarea și distrugerea legăturilor metalice între suprafețele metalice în contact;

- încălziri rapide și răciri bruște ale microvolumelor de material metalic;
- deformări plastice puternice și curgeri de material plastifiat;
- ecruisarea materialului din zona deformată;
- recristalizarea materialului încălzit;
- difuzia reciprocă de elemente de aliere dintr-un material în celălalt;
- transferul de material dintr-o componentă în alta.

## 2.6 Materiale care se sudează prin frecare

Procesul de sudare prin frecare poate fi folosit pentru a îmbina o gamă foarte largă de materiale, realizându-se atât îmbinări între componente din același fel de materiale cât și îmbinări între componente din materiale diferite (îmbinări eterogene). În principiu se pot suda metale, unele materiale compozite cu diferite tipuri de matrici, materiale ceramice și materiale plastice.

Criteriile pe baza cărora se determină sudabilitatea folosite în cazul celorlalte procedee de sudare nu pot fi aplicate în mod automat la piesele sudate prin frecare datorită tocmai specificului procesului de sudare prin frecare și a varietății foarte mari de materiale care se sudează prin acest procedeu. În general, pentru a putea fi sudate prin frecare, materialele trebuie să posede o rezistență mecanică suficient de ridicată, iar forma componentelor trebuie să fie astfel aleasă încât să le confere o rigiditate corespunzătoare pentru a nu se deforma excesiv în timpul sudării. Totodată, componentele trebuie să posede o prelucrabilitate bună prin deformare plastică la cald.

Din literatura de specialitate [1, 14, 18, 50] s-au putut totuși sintetiza date care să ofere o imagine de ansamblu asupra posibilităților acestui procedeu (fig. 2.13), din punct de vedere al cuplurilor de materiale care se pot suda.

Informațiile prezentate sunt sortate astfel încât să se încadreze în una dintre următoarele categorii:

- se sudează bine, eventual cu precauții (aplicarea unor tratamente termice anterioare sau ulterioare sudării, etc.);
- nu se sudează corespunzător;
- combinații încă necercetate.

Principalele caracteristici ale materialului de bază, care trebuie avute în vedere la aprecierea sudabilității prin frecare sunt: rezistența mecanică, rezistența mecanică la temperaturi ridicate, ductilitatea și conductivitatea termică. În continuare sunt prezentate câteva aspecte legate de natura materialelor care se sudează.

Dacă avem în vedere oțelurile, deoarece rezistența lor la cald crește pe măsură ce crește cantitatea de carbon și de elemente de aliere, rezultă că pe măsură ce trecem de la oțeluri nealiante, cu conținut redus de carbon, spre oțeluri slab, mediu și înalt aliate, pentru sudarea lor vor fi necesare forțe mai mari de frecare și timpi mai lungi de frecare. Simultan se realizează astfel și reducerea fragilizării la sudare, prin creșterea cantității de material

încălzit și extinderea în acest mod a zonei afectată de ciclul termic de sudare. Acest aspect este valabil în special în cazul oțelurilor autocălibile.

Oțelurile austenitice au proprietăți foarte bune de deformabilitate la cald și prin urmare o sudabilitate bună, putându-se folosi presiuni mai reduse și timpi de sudare mai scurți.

Deoarece aliajele refractare au rezistență ridicată și conductivitate termică scăzută, necesită presiuni mai mari și timpi de sudare mai lungi, care să permită transferul căldurii spre straturile mai mici ale materialelor.

Cuprul și aliajele sale se sudează folosind presiuni mai reduse și viteze periferice ridicate, la fel ca în cazul aluminiului și al aliajelor sale. În cazul acestor materiale de bază cu coeficienți foarte ridicați de conductivitate termică, se diminuează astfel cantitatea de căldură pierdută de pe suprafețele de frecare, ca urmare a evacuării prin conducție spre zone mai reci din material.

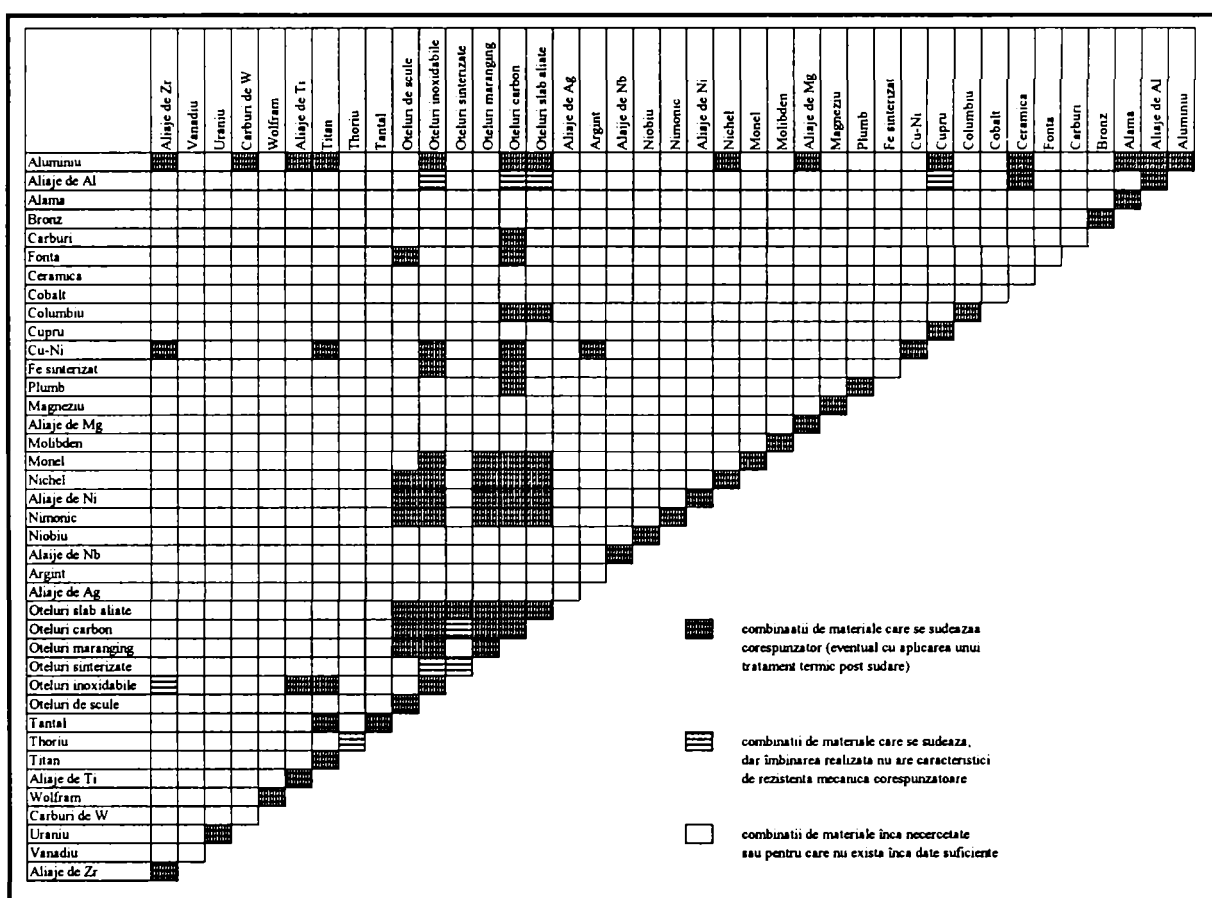


Figura 2. 13 Combinații de materiale prezentate în funcție de sudabilitatea lor prin frecare convențională.

Pe lângă caracteristicile de material enumerate anterior, mai trebuie să ținem seama de duritatea materialelor care se sudează, presiunile necesare fiind cu atât mai reduse cu cât duritatea este mai mică. Un exemplu în acest caz îl constituie titanul și aliajele sale.

În cazul în care dorim o scurtare axială cât mai mică, este necesar să folosim gaze de protecție. Acestea vor proteja materialul încălzit de contactul cu aerul atmosferic, evitându-se formarea oxizilor. În caz contrar am fi siliți să evacuăm în baură o cantitate foarte mare de material contaminat cu oxizi pentru a asigura o calitate corespunzătoare îmbinării sudate. Gazul protector trebuie menținut în jurul materialului, cel puțin până acesta se răcește la 400°C, temperatură sub care formarea oxizilor este mult frânată.

Sudarea materialelor disimilare presupune două strategii, după cum materialele se încadrează în una din următoarele grupe:

- materiale cu comportare termică similară, care se vor suda asemănător sudării componentelor din același material;
- materiale cu puncte de topire diferite și proprietăți de deformabilitate la cald de asemenea diferite, care determină conducerea într-un asemenea mod a procesului, încât materialul cu proprietăți de prelucrare la cald mai reduse să fie forjat în mod corespunzător.

În cazul în care nu se poate evita formarea unor compuși intermetalici fragili, parametrii de proces vor fi astfel aleși încât să se forțeze evacuarea în baură a acestor faze, care afectează calitatea îmbinării sudate.

### 2.7 Avantajele și limitele sudării prin frecare

Sudarea prin frecare s-a impus tot mai mult în ultimul deceniu, în special ca urmare a multitudinii de avantaje pe care le oferă. Dintre acestea, le vom aminti în continuare, pe cele care fac procedeul de sudare prin frecare foarte atractiv pentru aplicații industriale:

- fiind un proces de sudare în stare solidă, pe durata căruia nu se atinge temperatura de topire a nici unuia dintre materialele de bază, există posibilitatea îmbinării unor materiale cu proprietăți foarte diferite;
- deoarece se desfășoară în stare solidă, este în general lipsit de defectele care rezultă în urma solidificării (porozități gazoase, segregatii);
- nu sunt necesare, decât în cazuri cu totul excepționale, materiale de adaos sau gaze de protecție;
- parametrii procesului de sudare sunt ușor de urmărit, de controlat și de automatizat în vederea unei producții de masă;
- gradul de curățire a suprafețelor nu are influență hotărâtoare asupra calității îmbinării, deoarece frecarea distruge peliculele de pe suprafețele în contact, iar etapa de refulare îndepărtează resturile acestor pelicule în baură;
- timpul de sudare fiind foarte scurt, iar materialul plastifiat fiind expulzat din zona îmbinării, zona influențată termic este foarte îngustă și are de cele mai multe ori o granulație mai fină chiar decât materialul de bază;
- în majoritatea cazurilor, îmbinarea sudată rezultată este la fel de rezistentă sau chiar mai rezistentă decât cel mai slab dintre cele două materiale de bază care se sudează (ca urmare și a Z.I.T.-ului foarte îngust);
- nu este necesar ca operatorii să aibă îndemânare deosebită, lucru foarte important în cazul sudării manuale;
- timpul de sudare este foarte scurt (câteva secunde), iar consumul energetic foarte redus, ceea ce determină o productivitate foarte ridicată a acestui procedeu de sudare;



- este un proces de sudare mecanizat, care se poate automatiza foarte ușor și poate fi condus cu ajutorul calculatorului electronic, ceea ce poate ridica și mai mult productivitatea și calitatea îmbinărilor realizate;
- procesul are o reproductibilitate foarte bună, rezultând toleranțe foarte strânse la piesa obținută după sudare;
- cerințele pentru producție (spațiu, putere electrică instalată, fundații speciale, etc.) sunt minime;
- procesul este curat din punct de vedere al protecției mediului înconjurător, nedegajându-se scântei, fum, arce electrice luminoase, zgură, etc.

Posibilitatea de a realiza îmbinări sudate între materiale diferite o oferă și procedeele de sudare cu fascicule concentrate (sudare cu fascicul de electroni, fascicul laser, etc.), dar acestea conduc la topirea materialelor în zona îmbinării, ceea ce îngustează gama de combinații de materiale care pot conduce la îmbinări de calitate corespunzătoare. Totodată obținerea în timpul procesului de sudare a unei băi metalice topite fac necesară protejarea zonei fie cu ajutorul unor gaze sau amestecuri de gaze de protecție, fie prin realizarea unui vid înaintat. Toate acestea se adaugă la costurile ridicate ale instalațiilor de sudare, la costurile legate de întreținerea lor și la necesitatea unor operatori cu calificare ridicată, rezultând îmbinări cu costuri ridicate și limitând aplicabilitatea acestor procedee.

Cu toate că prezintă foarte multe avantaje și cu toate că există combinații de materiale care se pot suda numai prin acest procedeu de sudare, totuși există și o serie de dezavantaje care limitează aplicabilitatea sa. Principalele limitări sunt:

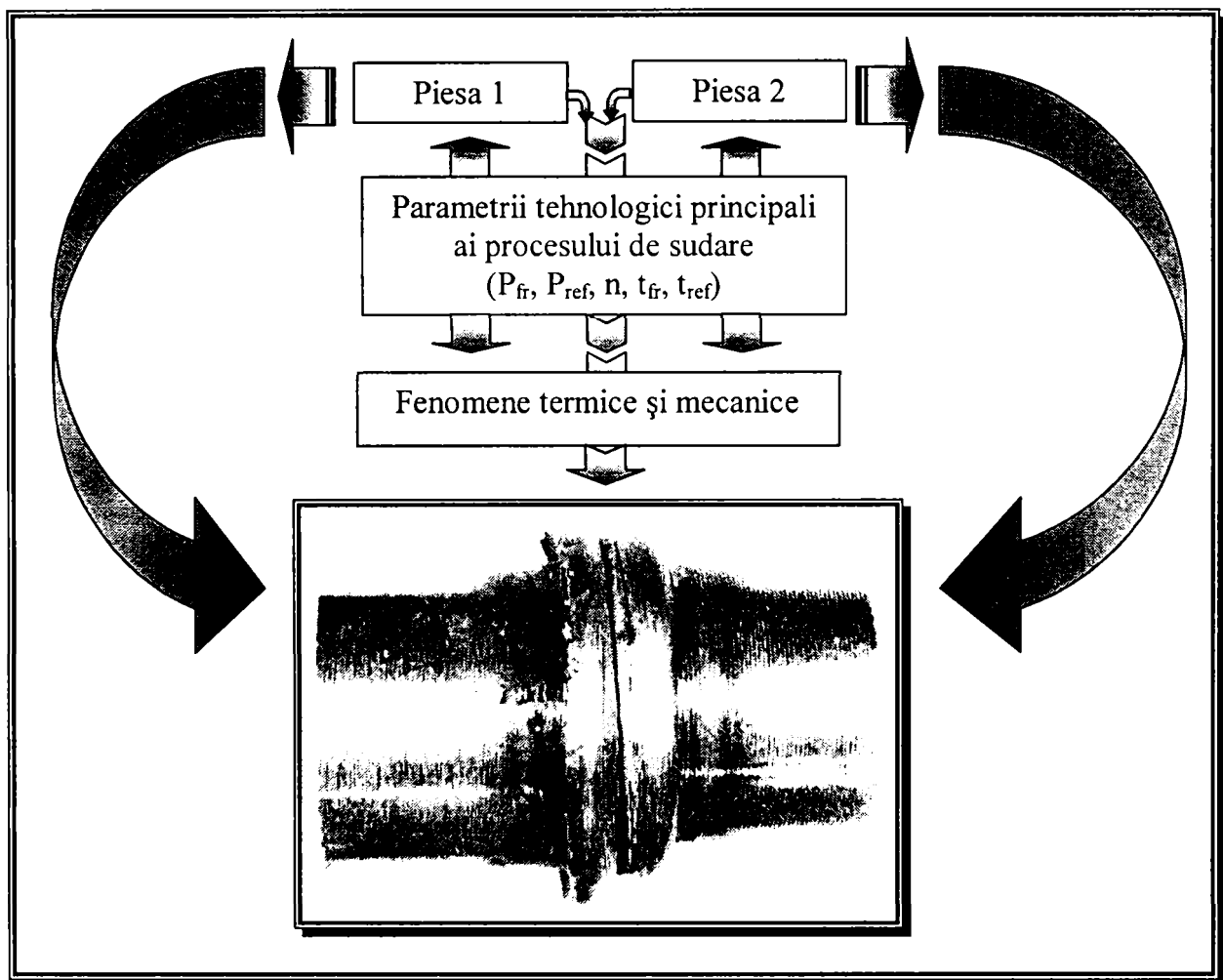
- în general, cel puțin una dintre piese trebuie să aibă axă de simetrie și trebuie să poată fi rotită în jurul acestei axe;
- pregătirea și alinierea pieselor sunt foarte importante pentru dezvoltarea unei frecări și încălziri uniforme, în special pentru diametre mai mari de 50mm;
- costul mai ridicat al echipamentului de sudare (comparativ cu procedeele convenționale de sudare), care este însă amortizat prin creșterea productivității;
- dacă ambele piese sunt mai lungi de 1m, sunt necesare mașini speciale al căror cost este evident mai ridicat;
- aliajele care se durifică foarte ușor (au călibilitate ridicată) trebuie preîncălzite sau tratate termic post sudare imediat după realizarea îmbinării;
- defectele de turnare și laminare (incluziuni, porozități, etc.) pot genera defecte ale îmbinării realizate;
- cu toate că gradul de pregătire al suprafețelor frontale ale pieselor este nesemnificativ, pentru multe materiale (de exemplu oțeluri moi) el este foarte important în cazul sudării câtorva categorii de materiale, cum ar fi aluminiul sau cuprul cu oțelul inoxidabil, ceea ce face ca evaluarea importanței sale și a productivității să se facă pentru fiecare combinație de materiale în parte.

# Capitolul 3

## MODALITĂȚI DE OPTIMIZARE A PROCESULUI DE SUDARE PRIN FRECARE

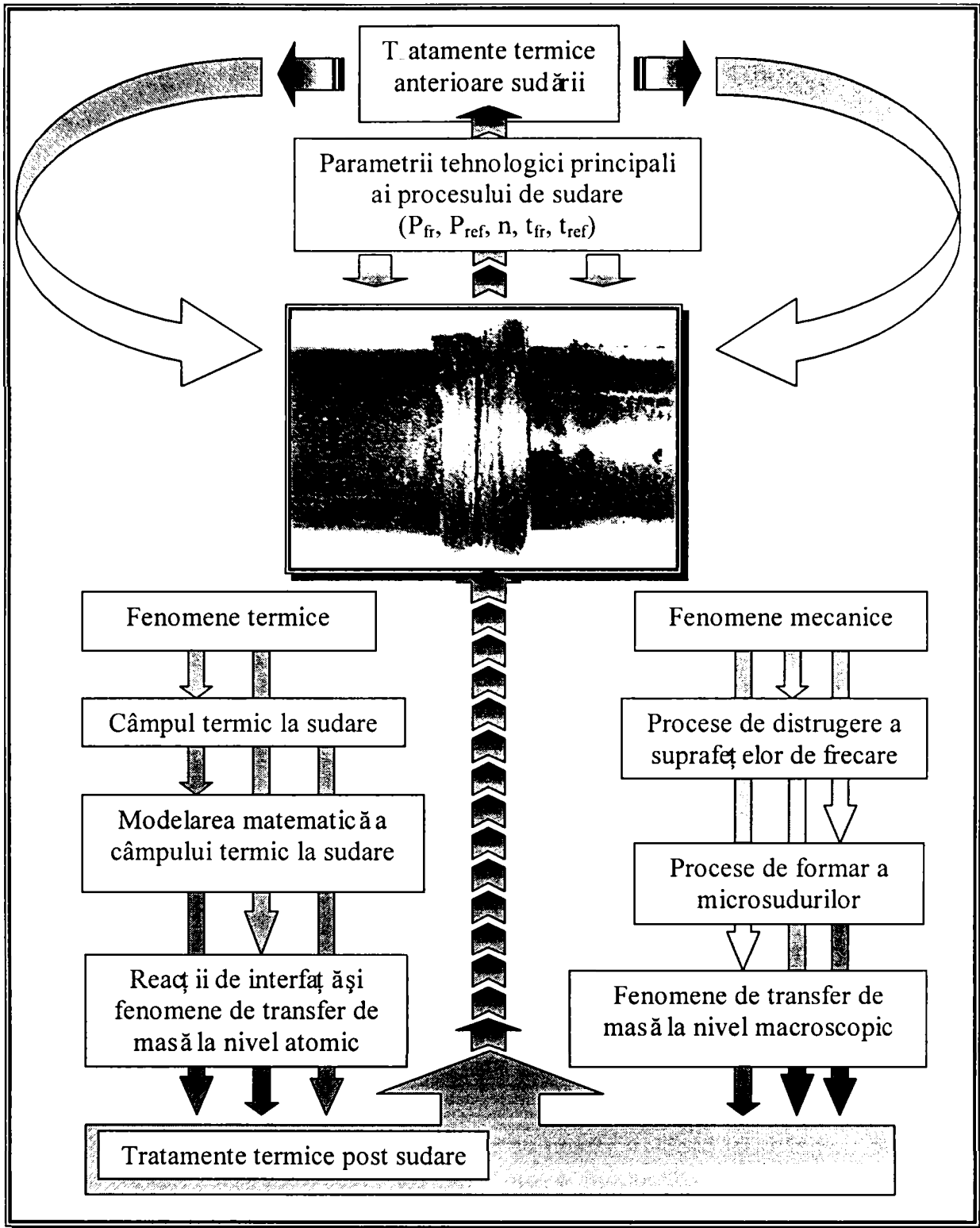
### 3.1 Abordarea optimizării procesului de sudare prin frecare

În conformitate cu cele prezentate în capitolul anterior, procesul de realizare a îmbinărilor sudate prin frecare (figura 3.1) are la bază fenomene termice și fenomene mecanice, caracteristice în general tratamentelor termomecanice.



**Figura 3. 1** Fenomenele termice și mecanice stau la baza procesului de sudare prin frecare.

Majoritatea cercetărilor întreprinse până în momentul de față au fost axate pe soluționarea aspectelor pur tehnologice ale îmbinării diverselor tipodimensiuni de piese și scule. Deci, procesul de sudare a fost privit în cea mai mare măsură numai din punctul de vedere al tehnologului sudor și doar în mică parte sub aspectul științei materialelor la îmbinări sudate.



**Figura 3. 2** Interconexiunile între fenomenele termice și mecanice care se manifestă pe parcursul procesului de sudare.

Eventualele "optimizări" realizate s-au limitat doar la căutarea combinațiilor valorilor parametrilor tehnologici principali care să conducă la creșterea eficienței economice (creștere a productivității prin scăderea consumului energetic, diminuarea duratei de realizare a unei suduri, etc.), în același timp cu păstrarea calității îmbinărilor obținute.

În ultimii ani sudarea prin frecare cunoaște o utilizare din ce în ce mai largă, în special ca urmare a posibilității de a se realiza îmbinări de calitate între materiale cu proprietăți foarte diferite. Dar odată cu realizarea îmbinărilor disimilare s-a dovedit că valorile parametrilor tehnologici de sudare devin mai critice, ceea ce face necesară studierea mai atentă a acestui

proces de sudare. În continuare se vor prezenta câteva dintre posibilitățile de optimizare a acestui proces, prin care să se obțină îmbinări cu proprietăți îmbunătățite la un preț "optim".

### 3.2 Modelarea matematică a ciclului termic de sudare

Este cunoscut faptul că ciclul termic de sudare este unul dintre cei mai importanți factori care guvernează procesul de sudare prin frecare și determină caracteristicile îmbinărilor realizate. Foarte multe studii au încercat determinarea distribuției în timp și spațiu a temperaturii prin măsurători cu ajutorul unor termocuple amplasate în diferite puncte ale componentelor care se sudează [244]. Cu toate acestea, măsurătorile întreprinse au oferit rezultate valabile doar pentru cazuri concrete, punctuale, fără posibilități de generalizare la diferite materiale, geometrii ale componentelor, etc. și care să ofere posibilitatea de previzionare. Pentru atingerea acestor scopuri, singura posibilitate este modelarea matematică a câmpului termic la sudare.

În ultimii ani se vehiculează tot mai mult conceptul de "model de calcul", care ar permite obținerea unor informații legate atât de evaluarea unei structuri deja realizate, inclusiv previzionarea comportării sale în exploatare, studierea fenomenelor termice, mecanice și termo-mecanice, care s-au petrecut în piesa sau materialul piesei, în timpul realizării sale. Una dintre metodele de modelare foarte des utilizată este metoda elementelor finite (FEM<sup>\*</sup>), respectiv analiza cu elemente finite (FEA<sup>†</sup>).

Cu toate că fundamentele matematice ale metodei au fost puse prin lucrările lui Castigliano (1879) și Ritz (1909) [52, 269, 270], metoda propriu-zisă, în forma în care să se poată aplica la nivel "industrial" își are originea într-o lucrare din 1956 a autorilor M. J. Turner, R. W. Clough, H. C. Martin și L. J. Topp [52]. Aplicarea metodei cunoaște o dezvoltare accentuată abia cu începere din anii 1975, dar preponderent la rezolvarea unor probleme legate de calcule de rezistență mecanică pentru diferite structuri industriale. Odată cu apariția și utilizarea pe scară largă a calculatoarelor electronice, metoda s-a dezvoltat, fiind extinsă treptat și la rezolvarea altor probleme de câmp (câmp electric, câmp magnetic, câmp electrostatic, câmp termic, etc.), pe lângă cele de câmpuri de tensiuni.

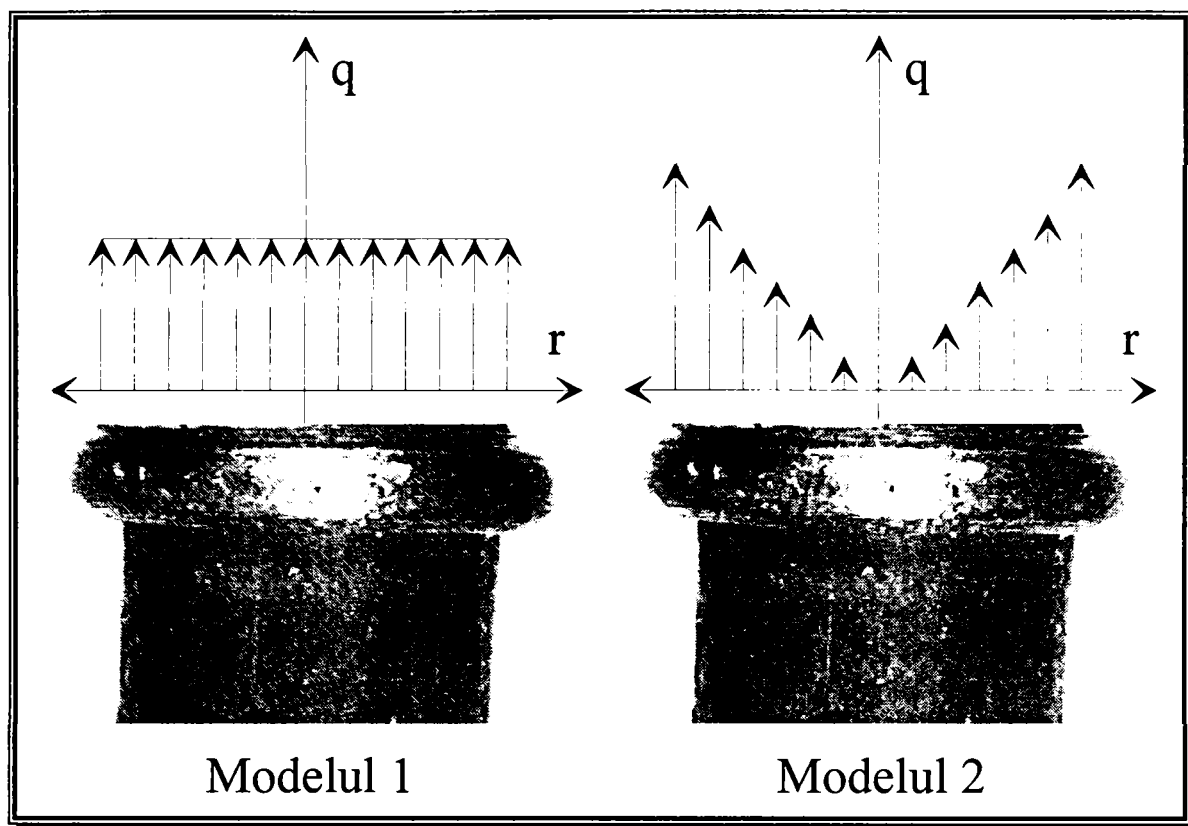
Analizarea câmpurilor termice cu ajutorul metodei elementelor finite este de dată foarte recentă, primele lucrări apărând după anii 1980 [48, 142, 143, 184, 231]. Problema principală care se ridică în toate lucrările este estimarea modului de distribuție a căldurii generate pe suprafețele de frecare.

Literatura de specialitate [48] ia în considerare cu precădere două modele pentru distribuția căldurii pe suprafețele de frecare ale celor două componente. Primul model (figura 3.1 modelul 1), și cel mai vechi, consideră întreaga cantitate de căldură generată pe suprafețele de frecare ca fiind distribuită uniform în fiecare punct al acestor suprafețe, indiferent de distanța de la acest punct la centrul de rotație. Cel ce al doilea model (figura 3.3 modelul 2) consideră distribuția căldurii ca fiind o funcție liniară de rază, ceea ce se apropie mai mult de realitate, atâta timp cât viteza de deplasare relativă a celor două suprafețe de frecare este de asemenea dependentă de rază.

---

\* FEM - Finite Element Methode (engl.)

† FEA - Finite Element Analysis (engl.)



**Figura 3. 3** Modele de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare ale celor două componente existente în literatura de specialitate.

Odată stabilit un model pentru distribuția căldurii generate pe suprafețele de frecare, instrumentele matematice care stau la baza metodei elementelor finite ne dau posibilitatea să stabilim modul în care această căldură este disipată în mediul exterior și respectiv este transmisă prin conducție spre zonele mai reci ale materialelor care se sudează. Totodată, putând evalua modul în care este distribuită căldura în masa componentelor va fi posibilă determinarea temperaturii fiecărui punct din îmbinarea sudată în orice moment al procesului de sudare. În acest moment este posibil să se materializeze unul din cele mai vechi vise ale oricărui cercetător în domeniul științei materialelor la îmbinări sudate și anume să dispună de un ciclu termic de sudare prin frecare aflat într-o strânsă legătură cu parametrii regimului termomecanic folosit.

Această metodă de modelare matematică prezintă o serie de avantaje, care au făcut ca utilizarea ei în ultimii ani să fie din ce în ce mai extinsă. Dintre acestea pot fi enumerate câteva care prezintă o atractivitate mai mare:

- aplicabilitate la o serie foarte largă de probleme;
- posibilitatea analizării oricărei forme geometrice pentru zona studiată;
- posibilitatea luării în considerare a unor condiții foarte complexe de frontieră și de încărcare;
- posibilitatea de a construi modele care să conțină elemente foarte diferite;
- rețeaua de discretizare are forma piesei sau a elementului analizat, nefiind o abstracție matematică, ceea ce ajută foarte mult la înțelegerea efectelor solicitărilor analizate asupra pieselor sau elementelor analizate;

- rapiditatea cu care se poate rezolva problema modelată;
- precizia ridicată a rezultatelor obținute, în cazul în care modelul a fost bine realizat.

Cu toate aceste avantaje metoda are un dezavantaj major, cel puțin din punctul de vedere ingineresc, datorită faptului că permite găsirea unui rezultat numeric la o problemă concretă, dar nu permite găsirea unei expresii analitice cu un grad mare de generalitate, valabilă pentru orice problemă inginerească similară.

### 3.3 Tratamente termice aplicate îmbinărilor sudate

Procesul de sudare prin frecare produce o cantitate foarte mare de căldură, localizată într-o zonă foarte îngustă de material. Prin urmare, cantitatea relativ mică de material încălzit, și în același timp cantitatea mare de material rece din imediata vecinătate a sudurii conduc la obținerea unor viteze foarte ridicate de răcire. Astfel, în zona îmbinării materialul poate avea o structură de călire, specifică unui ciclu termic caracterizat de viteze ridicate de încălzire și de răcire. Având în vedere aceste aspecte, aplicarea unor tratamente termice post sudare pare a fi necesară. Spre deosebire de acestea, tratamentele termice anterioare sudării au efecte mai mici asupra îmbinărilor obținute deoarece ciclul termic de sudare care se suprapune peste material în zona îmbinării atenuază efectele lor.

Necesitatea unor tratamente termice post sudare a fost luată în considerare doar în mică măsură și aceasta preponderent cu scopul de a detensiona îmbinarea sudată obținută și eventual pentru a ușura prelucrabilitatea prin așchiere în vederea îndepărtării bavurii. În ultimii ani se încearcă valorificarea posibilităților oferite de aceste tratamente termice în special în vederea îmbunătățirii caracteristicilor îmbinărilor eterogene.

Necesitatea tratamentelor termice post-sudare este determinată de câteva aspecte, printre care: călibilitatea materialelor de bază, geometria îmbinării și parametrii tehnologici principali ai procesului de sudare. Cu toate că, în general, cantitatea de căldură acumulată în zona îmbinării este benefică deoarece conduce la diminuarea vitezei de răcire a materialului și deci la scăderea durității materialului după sudare, o cantitate prea mare de căldură acumulată diminuează prea mult duritatea și rezistența mecanică în zona îmbinării, mai ales în cazul oțelurilor tratate termic (QT) sau a celor tratate termic superficial sau termochimic.

Pentru majoritatea aliajelor feroase, cum sunt oțelurile carbon, oțelurile aliate, oțelurile pentru scule și unele oțeluri inoxidabile, răcirea rapidă conduce la durificarea lor, prin formarea unei structuri martensitice. Un tratament termic ulterior de revenire va conduce la scăderea nivelului tensiunilor reziduale și a durității, putând furniza materialelor din zona îmbinării proprietățile dorite de rezistență mecanică, tenacitate, rezistență la oboseală și ductilitate. În general se poate considera de la bun început că la un oțel cu peste 0,35%C sau 0,35% $C_e$  (în cazul unui oțel aliat), un asemenea tratament termic post-sudare va avea un efect benefic.

Probleme deosebite se vor ridica în cazul câtorva clase de oțeluri înalt aliate cum ar fi:

- oțelurile înalt aliate pentru scule a căror călibilitate este foarte ridicată;
- oțelurile inoxidabile durificabile prin precipitare, care după sudare vor prezenta în zona îmbinării o structură cu caracteristici de rezistență mecanică foarte coborâte;

- oțelurile durificate prin ecruisare, ale căror caracteristici de rezistență mecanică în zona îmbinării vor fi de asemenea mult diminuate.

Toate aceste probleme devin și mai complicate în momentul în care se dorește realizarea unor îmbinări disimilare, între materiale a căror compoziție chimică, conductivitate termică, căldură specifică, etc. sunt diferite. În aceste cazuri, cât și în cele în care între materialele componentelor care se sudează se formează compuși chimici și intermetalici, atât ciclurile termice de sudare cât și tratamentele termice pot contribui în mod decisiv la obținerea unor îmbinări de calitate prin dirijarea fluxurilor termice în componente și prin scurtarea duratei în care există condiții favorabile formării și dezvoltării compușilor duri și fragili.

În ceea ce privește geometria îmbinării, trebuie avut în vedere faptul că o piesă de forma unei țevi va avea o viteză de răcire superioară unei piese sub formă de bară plină, având aceeași suprafață a secțiunii transversale. Totodată, pe măsură ce grosimea pereților țevii crește, viteza de răcire scade.

În cazul unor îmbinări între două sau mai multe componente a căror geometrii sunt diferite, cu geometrie neechilibrată după cum sunt cunoscute în literatura de specialitate [10], tratamentele termice post-sudare sunt singurele posibilități tehnologice de echilibrare a fluxurilor termice în componente și de obținere a unor caracteristici dorite în zona îmbinării.

Tot în gama tratamentelor termice specifice operației de sudare intră și cele anterioare sudării, care de asemenea au fost destul de neglijate până în prezent. Acestea pot fi aplicate cu succes în cazul în care se dorește diminuarea vitezelor de răcire a materialelor după sudare sau în cazul în care se dorește echilibrarea fluxurilor termice în componente (fie în cazul unor materiale foarte diferite oțel-cupru, oțel-fontă, oțel-aluminiu, fie în cazul unor geometrii neechilibrate).

### 3.4 Studiarea reacțiilor de interfață și a proceselor de transfer de masă

Procesul de sudare prin frecare, cu toate că este un proces de sudare în stare solidă, conduce la atingerea unor temperaturi foarte ridicate, însoțite de presiuni mari, ceea ce creează condiții favorabile manifestării câtorva procese și fenomene cu implicații majore asupra caracteristicilor îmbinărilor obținute. În această lumină, trebuiesc studiate și următoarele aspecte: procesele de transfer de masă (atât la nivel micro cât și la nivel macro) și reacțiile de interfață (reacții de dizolvare-precipitare, difuzii, transformări de fază, etc.).

În literatura de specialitate aceste procese și fenomene au fost studiate doar tangențial, în majoritatea cazurilor urmărindu-se ca prin analize microscopice:

- să se pună în evidență eventualele zone de lipsă de legătură dintre cele două componente [34, 92, 93, 116];
- să se ofere informații suplimentare, care să întregască imaginea caracteristicilor mecanice ale îmbinărilor obținute [63, 65];
- să se pună în evidență formarea unor faze dure și fragile [33, 34, 92].

Chiar și în cazul în care s-au folosit investigații mai profunde, realizate cu ajutorul microscopului electronic, rezultatele publicate au urmărit tot aspectele prezentate mai sus [105].

În foarte puține cazuri s-au urmărit fenomenele de difuzie [42, 93], atenția concentrându-se asupra punerii lor în evidență, fără a se analiza mai în detaliu efectul lor asupra îmbinării și mai ales fără a se urmări posibilitatea optimizării îmbinărilor realizate prin controlarea acestor fenomene.

Totodată, în literatura de specialitate la care am avut acces, nu s-au întâlnit preocupări în direcția stabilirii unor modele matematice, care să evalueze cantitativ amploarea fenomenelor de difuzie.

Având în vedere atât implicațiile fenomenelor complexe care au loc pe interfața unei îmbinări sudate disimilare, realizate prin frecare, cât și posibilitățile oferite de metodele de modelare matematică a proceselor termice, precum și avantajelor aplicării tratamentelor termice, extinderea studiilor în aceste direcții va oferi cu siguranță noi perspective optimizării sudării prin frecare convențională.

### 3.5 Obiectivele pe care și le propune autorul

Datele prezentate în literatura de specialitate și în acest capitol (și mai ales în tabelul din figura 2.12) sunt mai mult orientative, putând fi folosite numai ca un ghid în ceea ce privește sudabilitatea diferitelor materiale prin frecare convențională. Această proprietate tehnologică depinde de o multitudine de factori, printre care compoziția chimică și starea structurală și de tensiuni remanente specifică materialului joacă un rol determinant.

Până în prezent cercetările conduse asupra îmbinărilor sudate prin frecare au fost îndreptate cu precădere în direcția determinării unei tehnologii de sudare adecvate realizării unor îmbinări sudate între diferite materiale. Aceasta a avut ca rezultat stabilirea valorilor parametrilor tehnologici care trebuie folosiți în vederea obținerii unei îmbinări sudate de calitate. Eventual s-a pus și problema stabilirii și a unor tratamente termice post-sudare, care să permită obținerea unor caracteristici mecanice necesare exploatarea îmbinărilor realizate.

În vederea optimizării tehnologiilor stabilite se pune în cel mai fericit caz problema realizării mai multor îmbinări sudate, variind valorile parametrilor tehnologici, iar în urma încercărilor la care erau supuse îmbinările realizate se alegea tehnologia "optimă".

Deoarece "optimizarea" presupune în primul rând cunoașterea exactă a procesului de sudare prin frecare convențională, mi-am propus în primul rând elucidarea câtorva aspecte legate de acesta și de transformările intime care se produc în structura materialelor sudate prin acest procedeu. Având în vedere că îmbinările dintre două componente realizate din același material pot fi soluționate mai ușor, mi-am concentrat atenția asupra îmbinărilor disimilare, realizate între componente din materiale diferite.

Din dorința de a oferi inginerilor din sectoarele de execuție posibilitatea de a optimiza procesul de sudare prin frecare, cu precădere pentru cazul unor îmbinări disimilare, autorul își propune atingerea câtorva obiective principale.

1. Lămurirea într-o măsură mai mare decât în prezent, a multitudinii de procese și fenomene care se declanșează și se finalizează integral sau parțial pe durata unui ciclu complet de sudare, oferind astfel o imagine mai clară asupra mecanismelor care guvernează formarea unei îmbinări de calitate.
2. Realizarea unui model matematic al câmpului termic de sudare, care să permită previzionarea distribuției temperaturilor în materiale și deci luarea unor eventuale măsuri tehnologice în vederea evitării apariției unor structuri extrem de fragile.



3. Studiarea posibilităților oferite de tratamentele termice (în special post-sudare) de îmbunătățire a caracteristicilor mecanice și de exploatare a îmbinărilor disimilare.
4. Aprofundarea fenomenelor care au loc pe interfața îmbinărilor disimilare și posibilitatea dirijării controlate a acestora astfel încât nivelul calitativ al îmbinărilor realizate să crească.
5. Elucidarea particularităților pe care le prezintă transformările fazice și structurale care se produc în zonele îmbinării, ca urmare a ciclului termodeformațional specific sudării prin frecare convențională.
6. Abordarea fenomenelor de propagare a fisurilor în îmbinările sudate disimilare, realizate prin frecare convențională, ținând cont de posibilitatea de nucleere a acestora, ca urmare a specificului acestui procesului studiat.
7. Optimizarea parametrilor de proces care definesc tehnologia de îmbinare a cuplurilor de materiale considerate, care să poată fi aplicată industrial și care să constituie un ghid pentru inginerul sudor din producție.

Atingerea acestor obiective va deschide noi perspective extinderii acestui proces la o gamă cât mai diversificată de oțeluri cu proprietăți similare sau disimilare.

Informațiile legate de procesul de sudare în sine vor ajuta la înțelegerea mai profundă a mecanismelor care conduc la stabilirea unor legături puternice între două sau mai multe materiale, cu proprietăți foarte diferite, în timpul acțiunii termodeformaționale specifice procesului de sudare prin frecare. Totodată aceste informații vor fi utile și la fundamentarea teoretică a acestui proces complex.

Modelul teoretic la care se va ajunge va oferi posibilitatea de a cunoaște mai bine câmpul termic care ia naștere în timpul unui proces de sudare prin frecare a două materiale diferite. Astfel, va fi posibilă previzionarea comportării la sudare a diferitelor cupluri de materiale, putându-se corela matematic valorile parametrilor tehnologici ai procesului de sudare cu structurile formate în urma răcirii materialelor din zonele influențate termic. Prin acest model se deschide calea posibilității de estimare a proprietăților tehnologice și de exploatare a materialelor din zonele influențate termodeformațional în timpul sudării.

Pe lângă cele prezentate mai sus, modelul realizat, completat cu studiile și cercetările întreprinse, va oferi posibilitatea de estimare a intensității proceselor de difuzie, și a transformărilor fazice și structurale care se petrec într-o îmbinare eterogenă realizată prin frecare convențională. Se va reuși astfel completarea informațiilor legate de proprietățile mecanice ale îmbinărilor realizate cu elemente care să fundamenteze științific alegerea parametrilor de regim termic și deformațional.

Studierea efectelor tratamentelor termice va completa lista de parametrii asupra cărora se va putea interveni în vederea realizării unor îmbinări cu anumite caracteristici. Totodată, se vor evidenția posibilitățile aproape nelimitate ale acestora în privința conducerii transformărilor care au loc într-o îmbinare sudată.

Toate aceste aspecte vor da posibilitatea optimizării oricărei tehnologii de sudare prin frecare convențională, oferind instrumente utile atât inginerilor din activitatea de producție, cât și celor din compartimentele de cercetare și proiectare.

Un avantaj major îl oferă posibilitățile de estimare, astfel inginerii de materiale, care urmăresc selecția materialelor și a proceselor de fabricație pentru anumite piese și

subansamble, vor avea posibilitatea de a cunoaște chiar înaintea primelor îmbinări de probă eventualele probleme care pot să apară.

# Capitolul 4

## MODELAREA CÂMPULUI TERMIC DEZVOLTAT LA SUDAREA PRIN FRECARÉ CONVENȚIONALĂ

### 4.1 Abordarea problemelor ingineresti cu ajutorul metodei elementelor finite

Metoda elementelor finite este o metodă numerică cu ajutorul căreia se pot rezolva probleme de mecanică a mediilor continue. Ca și alte metode numerice (metoda elementelor de frontieră de exemplu), pornește de la studierea în amănunțime a problemei ingineresti luată în discuție.

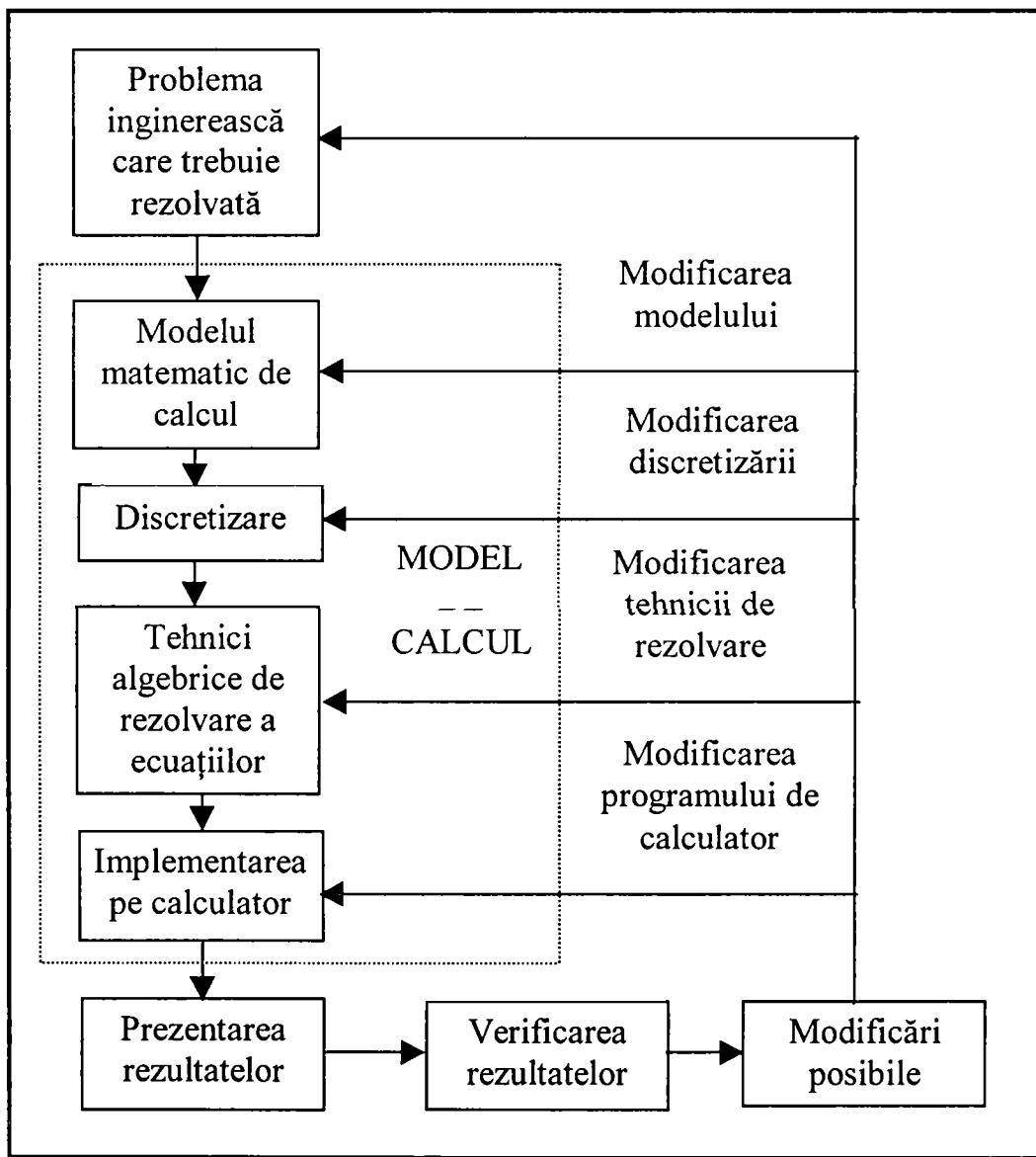


Figura 4. 1 Schema de principiu pentru abordarea unei probleme ingineresti utilizând metode elementelor finite

După acest prim pas, se încearcă construirea unui model matematic al multitudinii de fenomene care guvernează evoluția problemei ingineresti analizate, pe baza unor relații matematice corespunzătoare legilor fizice. Totodată, pentru ușurarea calculelor, în această

fază trebuie introduse și o serie de ipoteze simplificatoare, care însă nu trebuie să modifice semnificativ evoluția fenomenului studiat.

Schema de principiu pentru abordarea unei probleme ingineresti folosind metoda elementelor finite este prezentată în figura 4.1. Analizând atent această schemă se poate observa că abordarea pe baza modelelor matematice oferă posibilitatea de a obține informații despre fenomenul modelat înainte de materializarea sa fizică. Verificarea rezultatelor obținute poate astfel conduce la modificarea modelului, iar acest ciclu se poate repeta până în momentul în care rezultatele obținute sunt satisfăcătoare.

Această modalitate de cercetare nu exclude studiile pe modele experimentale reale ci doar oferă posibilitatea scurtării duratei unei cercetări și implicit a costurilor, prin îngustarea domeniului în care se caută soluțiile.

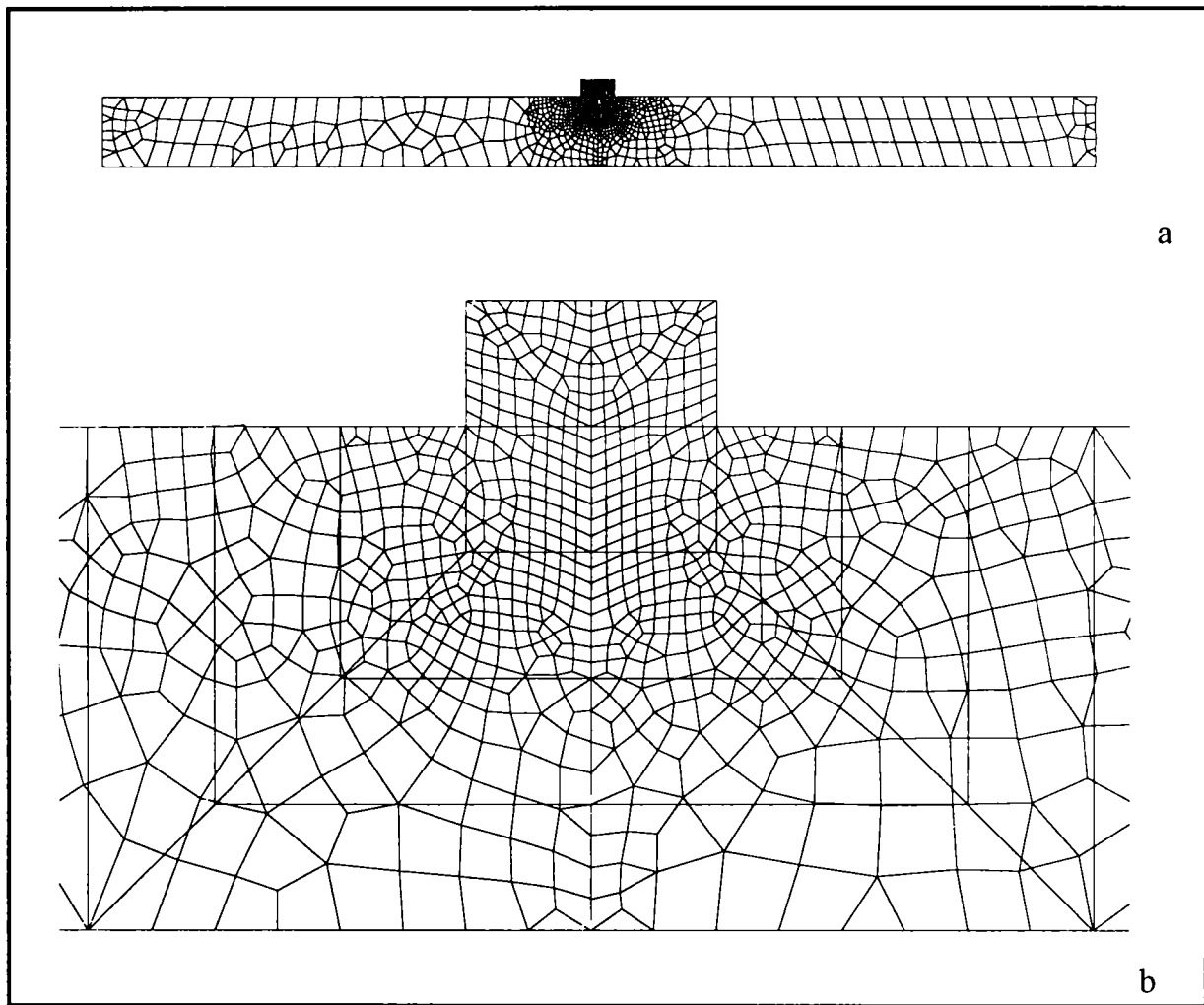
Totodată această gamă de metode oferă posibilitatea rezolvării problemelor foarte complexe din punct de vedere matematic, prin împărțirea lor într-o serie de probleme simple, interconectate. Ea pune la dispoziție o tehnică de modelare care consideră întregul ca fiind un ansamblu de părți discrete sau "elemente finite". Întregul îl constituie fie un corp, fie într-o accepțiune mai largă, orice regiune din spațiu în care se petrece fenomenul care este cercetat.

În principiu, un proces de modelare cu ajutorul metodei elementelor finite parcurge mai multe etape, aflate într-o succesiune logică, care sunt prezentate pe scurt în continuare.

1. Realizarea unui desen cât mai exact al structurii care se dorește a fi modelată, precum și divizarea ei în regiuni distincte, cu suprafețe sau volume mult mai mici comparativ cu întreaga structură și care nu trebuiesc să se suprapună, numite elemente. Aceste elemente vor avea formă triunghiulară sau patrulateră, respectiv prismatică, iar interpolarea principalelor variabile se va face pe ele. Rezultatele obținute folosind elemente de discretizare triangulare cubice și cuadratice, au dovedit că acestea sunt cele mai precise.
2. Aceste elemente se conectează într-un număr finit de puncte, numite noduri. Pentru exemplificare, în figura 4.2 este prezentată atât o imagine de ansamblu a discretizării făcute pentru o piesă sudată prin frecare, cât și un detaliu al discretizării din zona îmbinării, care prezintă interes sporit din punct de vedere al procesului termic. Rețeaua de discretizare poate fi mai deasă sau mai rară, funcție de scopul urmărit. Astfel în cazul în care se dorește o precizie mai mare, rețeaua va fi mai deasă (mai multe elemente cu suprafețe, respectiv volume, mai mici), durata de calcul va fi mai lungă, iar puterea de calcul necesară va fi mai mare. Costurile modelării vor fi de asemenea mai ridicate. Funcție de complexitatea și importanța problemei, precum și de fondurile avute la dispoziție, cercetătorul va trebui să decidă o variantă de discretizare optimă, care să satisfacă cel mai bine cerințele de mai sus.
3. Pentru fiecare dintre elemente se calculează matricea de rigiditate și matricea vector a sarcinilor aplicate.
4. Matricea de rigiditate și vectorul sarcinilor aplicate se assemblează pentru a obține matricea globală de rigiditate și vectorul global al sarcinilor pentru întreaga structură.
5. Sistemul astfel obținut, care cuprinde toate ecuațiile, este rezolvat pentru variabilele necunoscute din noduri, care pentru problemele structurale sunt deplasări ale

nodurilor, iar pentru problemele de câmp termic sunt temperaturile nodurilor sau fluxul termic în noduri (eventual alte mărimi specifice problemei abordate).

6. În final se determină nivelul tensiunilor sau al deplasărilor pentru fiecare componentă sau a oricărei mărimi secundare, iar în cazul problemelor de câmp termic, temperatura în fiecare nod al rețelei de discretizare.



**Figura 4. 2** Rețeaua de discretizare cu elemente finite pentru o îmbinare sudată prin frecare continuă (a - vedere de ansamblu, b - detaliu din zona îmbinării)

După cum am mai prezentat, metoda analizei cu elemente finite se poate aplica ori de câte ori este necesară cunoașterea intensității unui câmp, care este definit printr-o cantitate care diferă de la un punct la altul al corpului analizat. Cele mai des analizate câmpuri sunt prezentate în tabelul 4.1, unde se pot observa și potențialele asociate acestor câmpuri. Acestea sunt din punct de vedere matematic derivatele de ordinul doi funcție de poziție ale câmpului.

Este evidentă utilitatea cunoașterii câmpului tensiunilor mecanice pentru ca piesa sau ansamblul proiectat să nu se rupă sub acțiunea sarcinilor la care trebuie să facă față în timpul exploatării. În mod similar cunoașterea distribuției temperaturii oferă o imagine mai exactă asupra punctelor în care aceasta atinge valori critice sau în care se pot produce eventuale transformări de fază nedorite.

**Tabelul 4.1** Câteva dintre câmpurile ce pot fi analizate cu ajutorul metodei FEA

Câmpul	Potențialul
Câmp termic	Temperatura
Tensiuni mecanice	Deplasare
Câmpul electric	Tensiune electrică
Câmpul magnetic	Vectorul potențial magnetic
Viteza de curgere a unui fluid	Potențialul fluidului

Având în vedere că se supun acestei metode de analiză probleme tehnice ale mediilor continue, trebuie avute în vedere cele două modalități de abordare a acestora.

Abordarea "clasică", cunoscută ca fiind punctul de vedere Lagrangian, pe care se bazează mecanica Newtoniană, și care consideră că întreaga materie constă dintr-o mulțime de particule, singulare, care își păstrează identitatea și natura, indiferent de mișcarea lor prin spațiu. Poziția fiecărei particule în spațiu este descrisă cu ajutorul coordonatelor față de un sistem de referință, fiecare dintre coordonate fiind o funcție de timp. Astfel timpul este singura variabilă independentă a oricărui proces.

Al doilea mod de abordare, și pe care se bazează studierea modernă a mediilor continue, consideră că toate procesele sunt caracterizate de mărimi de câmp, care sunt definite în fiecare punct din spațiu. Variabilele, în acest caz, sunt coordonatele de spațiu și de timp. Numită și abordare Euleriană, aceasta ne permite să ne concentrăm atenția asupra unui punct din spațiu și respectiv să analizăm și să observăm fenomenele care se petrec în acel punct.

Problemele legate de mediile continue provin din studierea fenomenelor naturale, care sunt caracterizate de ecuații diferențiale parțiale și de condiții de frontieră. Generic, aceste probleme sunt numite și probleme de valoare pe frontieră, iar soluțiile lor se caută într-un domeniu definit de o frontieră, pe care se cunosc anumite condiții (numite condiții de frontieră). Domeniul definit de frontieră poate fi finit sau infinit, funcție de extremitățile frontierei. Totodată, în cazul în care condițiile care influențează soluția problemei sunt specificate oriunde pe frontieră (chiar în cazul în care o parte a frontierei se poate extinde până la infinit), domeniul este închis.

În general problemele mediilor continue sunt formulate printr-o ecuație diferențială parțială, cu următoarea formă generală:

$$A_1 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} + A_2 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y} + A_3 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} = A_4 \left( x, y, \Phi, \frac{\partial \Phi}{\partial x}, \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) \quad (4.1)$$

unde  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $A_3$  și  $A_4$  sunt funcții numai de  $x$  și  $y$ , iar forma funcției  $A_4$  determină caracterul liniar sau neliniar al ecuației (4.1).

Dacă  $A_2^2 - A_1 \cdot A_3 < 0$ , ecuația este eliptică.

Dacă  $A_2^2 - A_1 \cdot A_3 = 0$ , ecuația este parabolică.

Dacă  $A_2^2 - A_1 \cdot A_3 > 0$ , ecuația este hiperbolică.

Pentru ecuațiile parabolice și hiperbolice, domeniul soluțiilor este de obicei deschis, pe când în cazul ecuațiilor eliptice domeniul soluțiilor este definit prin frontiere închise.

Deoarece  $A_1$ ,  $A_2$  și  $A_3$  pot fi funcții în fiecare punct din spațiul soluțiilor, încadrarea într-o clasă se poate schimba dintr-un punct în altul. Prin urmare, aplicarea metodei elementelor finite pentru găsirea soluțiilor ecuațiilor diferențiale va depinde de încadrarea ecuației care guvernează fenomenul într-o anumită clasă numai din punctul de vedere al condițiilor de frontieră. În cazul în care sunt specificate în mod corespunzător condițiile de frontieră, metoda elementelor finite va putea fi aplicată, în principiu, oricăror ecuații cu diferențiale parțiale liniare și neliniare, valabile pe un domeniu cu orice formă geometrică.

## 4.2 Ecuațiile transmiterii căldurii

### 4.2.1 Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim staționar

Comportarea multor fenomene fizice în regim staționar poate fi descrisă într-un domeniu bidimensional prin următoarea ecuație cvasi-armonică:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) + Q = 0 \quad (4.2)$$

în care  $\Phi$  este funcția necunoscută, iar  $K_x$ ,  $K_y$  și  $Q$  sunt parametrii de material care pot fi funcții de  $x$  și de  $y$ . De remarcat faptul că în momentul în care  $K_x = K_y$ , materialul are o comportare izotropă, iar în cazul în care  $K_x \neq K_y$ , materialul are o comportare ortotropică.

Câteva dintre cele mai întâlnite fenomene fizice care sunt guvernate de ecuații armonice sunt prezentate în tabelul 4.2, împreună cu interpretarea fizică a funcției necunoscute  $\Phi$  și a coeficienților  $K_x$ ,  $K_y$ ,  $Q$ .

**Tabelul 4.2** Câteva fenomene fizice guvernate de ecuații cvasi-armonice

Problema fizică	Necunoscuta, $\Phi$	$K_x, K_y$	$Q$
Conducția căldurii	Temperatura	Conductivitatea termică	Căldura internă generată
Curentul electric	Tensiunea	Conductivitatea electrică	Sursă internă de curent
Câmpul electrostatic	Intensitatea câmpului electric	Permisivitatea	Sursă internă de curent
Difuzia gazelor	Concentrația	Difuzivitatea	Densitatea curentului
Magnetostatică	Potențial magnetic	Reluctivitatea	Densitatea curentului
Torsiunea	Funcția tensiunii	(Modulul de forfecare) <sup>-1</sup>	Răsucirea
Lubrefierea prin film (Reynolds)	Presiunea	(Grosime film) <sup>3</sup> /vâscozitate	Alimentarea cu lubrefiant

Dacă avem în vedere problema conducției căldurii în medii continue, ecuația (4.2) mai poate fi scrisă și sub următoarea formă:

$$Q = - \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) \right] \quad (4.3)$$

La o privire atentă, se poate observa că această ecuație este binecunoscuta ecuație de transmitere a căldurii a lui Fourier, care arată că fluxul termic în orice direcție este de sens opus direcției de creștere a temperaturii.

#### 4.2.2 Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu

În cazul transmiterii căldurii într-un mediu continuu, în funcție de timp, problema devine o problemă de regim tranzitoriu, iar ecuația diferențială care guvernează fenomenul devine parabolică.

Pornind de la un volum elementar dintr-un corp, cu suprafața secțiunii unitare și lungimea  $dx$  pe direcția transmiterii căldurii, ca cel din figura 4.3, putem scrie următoarea ecuație a echilibrului energetic,

$$q_i + I dx = q_0 + \rho \cdot C dx \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.4)$$

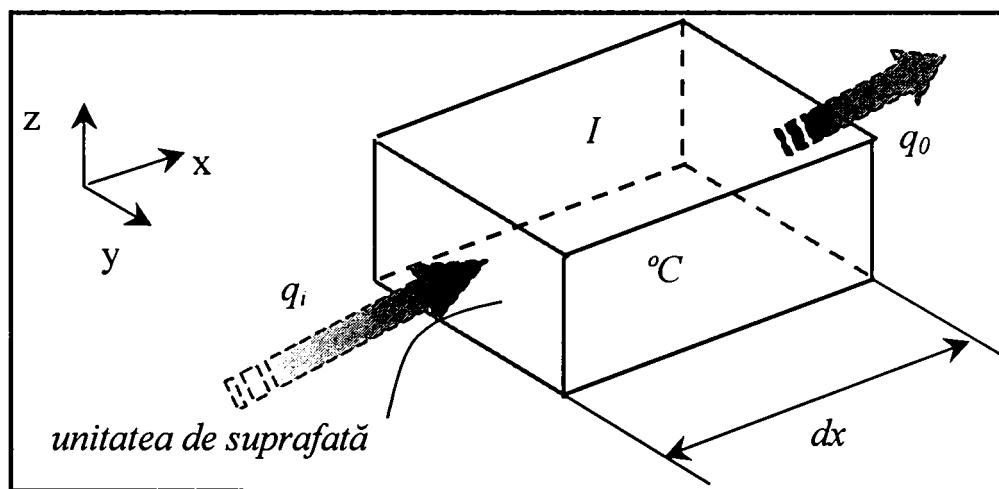
În care:  $q_i$  reprezintă fluxul de căldură care este introdusă în volumul de material considerat;

$q_0$  - fluxul de căldură care iese din microvolumul considerat;

$I$  - viteza specifică cu care se generează căldură internă;

$\rho C$  - capacitatea termică;

$t$  - timpul.



**Figura 4. 3** Echilibrul termic într-un element de volum în cazul transmiterii căldurii unidirecțional

Ținând cont de ecuația (4.4), putem scrie ecuația următoare:

$$-K \frac{\partial T}{\partial x} + I dx = -K \frac{\partial T}{\partial x} + \left( \frac{\partial}{\partial x} \right) \cdot \left( -K \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx + \rho C dx \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) \quad (4.5)$$

După integrare și gruparea termenilor, se ajunge la următoarea relație:

$$\left( \frac{\partial}{\partial x} \right) \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + I = \rho C \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) \quad (4.6)$$

Dacă extindem această ecuație de echilibru energetic, pentru cazul unui sistem tridimensional, va rezulta ecuația generală a conductivității termice:

$$\left( \frac{\partial}{\partial x} \right) \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \left( \frac{\partial}{\partial y} \right) \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \left( \frac{\partial}{\partial z} \right) \left( K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + I = \rho C \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) \quad (4.7)$$



Unii autori [58] exprimă fiecare dintre cele trei derivate parțiale din membrul stâng al ecuației (4.7) sub o formă mai extinsă, făcând diferențiala după direcția  $x$ , de exemplu:

$$\left(\frac{\partial}{\partial x}\right)\left(K_{xx}\frac{\partial T}{\partial x}+K_{xy}\frac{\partial T}{\partial y}+K_{xz}\frac{\partial T}{\partial z}\right) \quad (4.8)$$

Pornind de la aceste considerații generale, vom analiza cazul sudării prin frecare convențională, în care se poate observa că specificul procesului impune ca măcar una dintre piese să fie axial simetrică. Acest aspect face ca și câmpul termic să fie axial simetric. Prin urmare, toate problemele legate de acest proces de sudare pot fi simplificate prin reducerea lor la cazul unui domeniu bidimensional.

Având în vedere aceste aspecte, ecuația diferențială care guvernează conducția termică, în regim tranzitoriu, într-un domeniu bidimensional, poate fi exprimată prin următoarea ecuație generală:

$$\left(\frac{\partial}{\partial x}\right)\left(K_x\frac{\partial\Phi}{\partial x}\right)+\left(\frac{\partial}{\partial y}\right)\left(K_y\frac{\partial\Phi}{\partial y}\right)+Q-c\frac{\partial\Phi}{\partial t}=0 \quad (4.9)$$

În cazul unui material izotrop, la care  $K_x=K_y=K$ , această ecuație devine:

$$K\frac{\partial}{\partial x}\left(\frac{\partial\Phi}{\partial x}\right)+K\frac{\partial}{\partial y}\left(\frac{\partial\Phi}{\partial y}\right)+Q-c\frac{\partial\Phi}{\partial t}=0 \quad (4.10)$$

unde  $c$  este o constantă ( $Q$  - cantitatea de căldură generată în interiorul corpului).

Această, din urmă ecuație va fi baza de la care vom pleca în calcularea câmpului termic într-o îmbinare sudată realizată prin frecare convențională.

### 4.3 Condiții la limită

Ecuațiile prezentate în paragraful anterior descriu fenomenele în forma lor generală. Pentru studierea cazurilor concrete, la aceste ecuații trebuie adăugate condiții la limită (numite de unii autori și condiții de unicitate), care sunt de timp sau de spațiu.

#### 4.3.1 Condiții la limită de timp

Aceste condiții temporale stabilesc distribuția temperaturii la începutul procesului modelat.

$$\Phi=f(x,y,z)_{t=0}=f(x,y,z) \quad (4.11)$$

În cazul sudării prin frecare convențională, în momentul inițial, al începerii procesului de sudare, temperatura componentelor este cunoscută și egală cu temperatura ambiantă.

#### 4.3.2 Condiții la limită spațiale

Odată stabilită ecuația care guvernează fenomenul studiat, în cazul nostru transmiterea căldurii, mai trebuie determinate condițiile de pe frontierele mediului continuu. Aceste condiții definesc parametrii după care are loc schimbul de căldură pe frontieră. Din acest punct de vedere, pe frontiere pot fi întâlnite una sau mai multe dintre următoarele trei condiții.

*Condiția de tip Dirichlet*, care presupune că variabila dependentă are valori cunoscute pe frontieră, acestea putând fi constante sau variabile în timp și/sau spațiu de la un punct la altul. Matematic, acest lucru s-ar poate scrie prin următoarea ecuație:

$$\Phi = \Phi_p \quad (4.12)$$

A doua condiție de frontieră, așa numită condiție de încărcare pe frontieră sau *condiția de tip Cauchy*, cum mai este cunoscută. Matematic, expresia acestei condiții este următoarea:

$$K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \cos \theta_x + K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \cos \theta_y + q + \alpha(\Phi - \Phi_a) = 0 \quad (4.13)$$

În această relație  $q$ ,  $\alpha$  și  $\Phi$  sunt constante,  $\cos \theta_x$  și  $\cos \theta_y$  sunt cosinuzii directori ai normalei  $n$  la suprafața frontierei, față de axele  $Ox$  și respectiv  $Oy$ , iar  $\Phi_a$  este temperatura mediului ambiant.

Dacă avem în vedere cazul sudării prin frecare convențională, majoritatea materialelor metalice care se sudează chiar dacă sunt anizotrope, din punct de vedere al caracteristicilor termo-fizice pot fi considerate izotrope deoarece variația constantelor care definesc aceste proprietăți este foarte mică după cele trei axe. Prin urmare,  $K_x = K_y = K$ , ceea ce face ca ecuația (4.13) să devină:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial n} + q + \alpha(\Phi - \Phi_a) = 0 \quad (4.14)$$

unde  $\frac{\partial \Phi}{\partial n}$  este gradientul de temperatură pe direcția normală, la suprafață în punctul considerat.

În cazul în care  $\alpha=0$ , ecuația (4.14) devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial n} = -q \quad (4.15)$$

Semnificația fizică a acestei ecuații este că prin această frontieră are loc un transfer de căldură, adică intră în corp sau iese din corp o anumită cantitate de căldură ( $q$ ) prin fiecare unitate de suprafață. Condiția aceasta mai este întâlnită și sub numele de *flux pe frontieră*.

În cazul în care  $q=0$ , iar la rândul său  $\alpha=0$ , ecuația devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial n} = 0 \quad (4.16)$$

deoarece întotdeauna  $K \neq 0$ . Prin urmare gradientul temperaturii în direcție normală pe suprafața piesei este nul, ceea ce înseamnă că această suprafață este perfect izolată. Matematic această condiție este cunoscută sub numele de condiție de *frontieră de tip Neumann*.

În cazul în care numai  $q=0$ , ecuația (4.14) devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial n} = q \quad (4.17)$$

Această relație afirmă că fluxul termic care se transmite prin suprafața frontierei corpului respectiv este direct proporțional cu diferența de temperatură dintre punctele de pe frontieră și temperatura mediului ambiant. În acest mod frontiera este o *frontieră de convecție*, iar suprafața de separație dintre corp și mediul înconjurător devine o suprafață radiantă.

#### 4.4 Ecuțiile elementelor finite rezultate prin aplicarea metodei Galerkin

Așa după cum am arătat în primul paragraf, în momentul în care am construit sistemul de ecuații format din ecuațiile câmpului termic pentru fiecare nod al rețelei de discretizare, completate cu ecuațiile reprezentând condițiile pe frontiere, nu mai avem decât să găsim funcția necunoscută ( $\theta$ ) care verifică toate ecuațiile. Pentru aceasta există mai multe abordări, pornind de la soluții complet analitice până la soluții complet numerice.

O primă variantă este rezolvarea prin integrare directă a ecuațiilor diferențiale pentru găsirea soluțiilor complete. Rezolvarea presupune utilizarea uneia dintre tehnicile matematice cunoscute: separarea variabilelor, similaritatea soluțiilor sau transformările Laplace și Fourier. Din păcate această variantă poate fi aplicată numai în cazul problemelor simple, ca de exemplu: conducția prin pereți plani, cilindrici, sferici, simpli sau compuși, care acoperă doar un număr limitat de probleme. În cazul corpurilor cu forme geometrice complexe, din materiale neomogene și anizotrope, problemele matematice se complică foarte mult, rezolvarea lor fiind foarte dificilă sau chiar imposibilă.

O a doua variantă constă în aplicarea metodelor perturbațiilor singulare regulate, metoda seriilor de puteri, a schemelor probabilistice (metoda Monte Carlo), a metodei diferențelor finite, a metodei elementelor finite, etc. Toate acestea permit obținerea unor soluții aproximative, care vor descrie destul de exact fenomenul real studiat.

În vederea soluționării problemelor ingineresti concrete se poate utiliza metoda elementelor finite, care poate fi abordată prin prisma formulării variaționale. Prin aceasta, în loc de a integra ecuațiile diferențiale, supuse anumitor condiții de frontieră, se încearcă găsirea unei funcții necunoscute care să extremizeze (minimizând sau maximizând) sau să facă staționară funcționala sau sistemul de funcționale, supus la aceleași condiții de frontieră date. În fapt problemele sunt echivalente deoarece funcția care satisface ecuațiile diferențiale și condițiile de frontieră extremizează sau face staționare funcționalele. Această echivalență rezultă din calculul variațional, care arată că funcționalele sunt extremizate sau făcute să staționeze numai când una sau mai multe ecuații Euler și condițiile lor de frontieră sunt satisfăcute. Aceste ecuații sunt chiar ecuațiile diferențiale care guvernează fenomenul studiat.

Avantajele abordării funcționale constau în faptul că funcționala conține derivate de ordin inferior, comparativ cu ecuația diferențială, ceea ce conduce mai ușor la găsirea unei soluții aproximative, putând fi căutată într-o clasă mai largă de funcții. Totodată, problema poate avea formulări variaționale reciproce, ceea ce presupune ca o funcțională să fie minimizată, iar cealaltă funcțională, de formă diferită, să fie maximizată. Se pot obține astfel limitele maxime și minime ale funcționalelor. Din punct de vedere matematic, formularea variațională este foarte importantă deoarece ea permite dovedirea existenței unei soluții, în cazul în care existența uneia este pusă la îndoială.

Cu toate că abordarea variațională a problemelor este foarte des folosită, ea nu poate fi aplicată decât în cazurile în care există o formulare variațională a problemei studiate. În cazul în care nu se cunoaște principiul variațional pentru cazul concret studiat, în vederea aplicării metodei elementelor finite trebuie utilizate metode mai generale pentru derivarea ecuațiilor elementare.

Una dintre metodele care permite obținerea ecuațiilor elementelor finite direct din ecuațiile diferențiale care guvernează fenomenul este *metoda ponderilor reziduurilor* sau metoda Galerkin, după cum mai este cunoscută. Această metodă - ca și celelalte bazate pe

echilibrul energetic global - permit aplicarea metodei elementelor finite la orice problemă de fizică matematică.

Metoda Galerkin este o tehnică de obținere a unei soluții aproximative, pentru ecuațiile diferențiale parțiale liniare și neliniare. Pentru aceasta se pleacă de la ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu (ecuația 4.9) și de la ecuațiile care reprezintă transpunerea matematică a condițiilor de frontieră.

Astfel, se poate considera un domeniu  $D$ , în care distribuția temperaturii este guvernată de ecuația diferențială pentru un regim tranzitoriu (4.9). Frontierele sale pot fi porțiuni pe care se face un schimb de căldură cu mediul înconjurător prin convecție, notată  $S_2$  sau porțiuni ( $S_1$ ) pe care se face un schimb de căldură cu exteriorul cu un flux termic de valori cunoscute,  $q$ , pe unitatea de suprafață.

Având în vedere procesul de sudare prin frecare convențională, în momentul inițial ( $t=0$ ), pe suprafețe nu se generează căldură, procesul de sudare nefiind început. Prin urmare temperatura în orice punct, atât în interiorul piesei (domeniul  $D$ ) cât și pe frontieră, este egală cu temperatura ambiantă.

Așa după cum am arătat anterior, ecuațiile care descriu condițiile de frontieră sunt:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial t} + \alpha(\Phi - \Phi_a) = 0 \quad (4.18)$$

pentru frontiera cu transfer convectiv și

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial n} + \alpha(\Phi - \Phi_a) + q = 0 \quad (4.19)$$

pentru frontiera prin care se introduce un flux termic. Cantitatea de căldură pierdută prin convecție în mediul înconjurător este notată cu  $\alpha(\Phi - \Phi_a)$ , unde  $\alpha$  este coeficientul de transfer de căldură prin convecție, iar  $\Phi_a$  este temperatura mediului ambiant.

Odată alcătuit sistemul de ecuații diferențiale ale transmiterii căldurii scrise pentru fiecare nod al rețelei de discretizare, completat cu ecuațiile diferențiale rezultate din condițiile de frontieră, trebuie găsită funcția  $\Phi$  care satisface acest sistem. Datorită dificultății sau a imposibilității rezolvării sistemului de ecuații, apelăm la metoda Galerkin, care presupune aproximarea funcției  $\Phi$ , cu una  $\tilde{\Phi}$ , care va trebui să satisfacă una dintre următoarele condiții:

- fie funcționala ei să fie complet cunoscută, deci să se cunoască toți parametrii necunoscuți;
- fie să se cunoască dependența funcționalei de toate variabilele independente, mai puțin una, dependența de aceasta rămânând nespecificată.

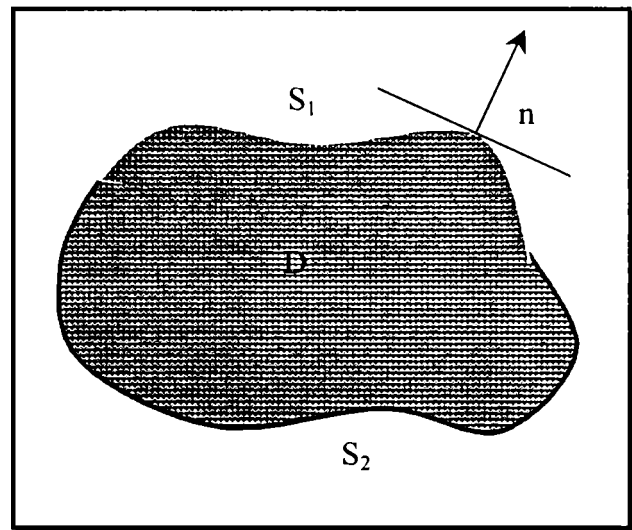


Figura 4. 4 Modelul unui domeniu bidimensional în care căldura variază în timp.

Astfel, pentru fiecare punct nodal, variabila dependentă este aproximată cu următoarea funcție:

$$\Phi^{(e)}(x, y, t) \approx \tilde{\Phi} = \sum_{i=1}^m N_i(x, y) \cdot \Phi_i \quad (4.20)$$

unde:

$m$  este numărul de noduri din rețeaua de discretizare;

$N_i(x, y)$  sunt funcțiile globale de formă;

$\Phi_i$  sunt valorile în noduri ale funcției  $\Phi$ .

Deoarece funcția  $\tilde{\Phi}$  aproximează funcția  $\Phi$ , înseamnă că înlocuind această funcție în sistemul de ecuații diferențiale obținut, se vor obține niște erori în satisfacerea acestor ecuații, corespunzător relațiilor următoare.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial \tilde{\Phi}}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial \tilde{\Phi}}{\partial y} \right) + Q - c \frac{\partial \tilde{\Phi}}{\partial t} = E \neq 0 \quad (4.21)$$

Respectiv

$$K \frac{\partial \tilde{\Phi}}{\partial n} + \alpha \cdot (\tilde{\Phi} - \Phi_a) + q = E_{S_1} \neq 0 \quad (4.22)$$

și

$$K \frac{\partial \tilde{\Phi}}{\partial t} + \alpha \cdot (\tilde{\Phi} - \Phi_a) = E_{S_2} \neq 0 \quad (4.23)$$

Erorile astfel obținute sunt numite erori reziduale.

Metoda ponderii reziduurilor (metoda Galerkin) caută să determine acele necunoscute  $\Phi_i$ , astfel încât eroarea, pe întregul domeniu al soluțiilor, să fie cât mai mică. Acest lucru se realizează prin formarea unei medii ponderate a erorilor, la care se pune condiția să se anuleze pe întregul domeniu al soluțiilor. Căutăm deci să minimizăm, de o manieră globală ponderea reziduurilor prin funcții de pondere adecvate (4.24), notate  $w$ .

$$\int_D E \cdot w_D dD + \int_{S_1} E_{S_1} \cdot w_{S_1} dS_1 + \int_{S_2} E_{S_2} \cdot w_{S_2} dS_2 = 0 \quad (4.24)$$

Scriind ecuațiile pentru fiecare dintre nodurile rețelei de discretizare și grupând termenii putem obține un sistem de ecuații care se poate scrie sub următoarea formă matriceală.

$$[K_i]^{(e)} \{\Phi\}^{(e)} - [K_c] \left\{ \frac{\partial T}{\partial t} \right\} = \{Q\}^{(e)} - \{q\}^{(e)} [K_a]^{(e)} \{\Phi\}^{(e)} + \{K_{\Phi_a}\}^{(e)} \quad (4.25)$$

În această relație  $K_{c,i,j} = \int_D c \cdot N_i \cdot N_j dx dy$ .

Relația (4.25) este o ecuație diferențială liniară de ordinul întâi, care exprimă comportarea în regim tranzitoriu a fiecărui nod din rețeaua de discretizare, marcat prin indicele superior  $(e)$ . Rezolvarea ei cu ajutorul calculatorului permite determinarea aproximativă a valorilor funcției  $\Phi$ .

#### 4.5 Ipoteze simplificatoare în vederea stabilirii modelului matematic

Așa după cum am prezentat într-un capitol anterior, îmbinarea sudată este obținută în majoritatea cazurilor prin îmbinarea a două componente. Pentru a simplifica modul de prezentare și a ușura înțelegerea aspectelor legate de acest model matematic, vom reduce întreaga discuție la un singur material, deci la o singură piesă. Pentru cealaltă piesă făcându-se aceleași considerații.

Totodată, deoarece piesele sunt axial simetrice și proprietățile materialelor sunt de asemenea uniforme, nedepinzând de coordonatele punctului în care se urmărește determinarea valorii acestor proprietăți, problema va fi tratată ca una axial simetrică.

În elaborarea unui model matematic al transmiterii căldurii generate în timpul frecării, de pe suprafețele de frecare în interiorul materialelor pieselor care se sudează, ținând cont și de pierderile de căldură disipată spre exterior, am pornit de la sudarea prin frecare a două piese de forma unor bare pline cu același diametru  $d$  ( $d = 2 \cdot r$ ). Odată cu formarea bavurii, diametrul suprafețelor de frecare circulare devine  $d_0 = 2 \cdot r_0$ .

Deoarece dorim modelarea distribuției temperaturii în cazul realizării unor îmbinări disimilare, considerăm cele două materiale ca fiind diferite, în special din punct de vedere al caracteristicilor termofizice, și notate  $M_1$  - unul dintre materiale - respectiv  $M_2$  - celălalt material. În continuare, toate mărimile care definesc caracteristicile de material și care au indici se referă la materialele componente, care formează îmbinarea sudată, (indicele 1 pentru unul dintre materiale, respectiv 2 pentru celălalt material).

Am arătat încă din al doilea capitol, că sunt mai multe aspecte care încă nu s-au lămurit complet. Principalul aspect asupra căruia cercetătorii încă nu au căzut de acord, este legat de modul în care este distribuită spațial căldura pe suprafețele de frecare. Un altul este reprezentat de cantitatea totală de căldură dezvoltată în timpul procesului de frecare, și mai ales de determinarea unei relații analitice care ar permite calcularea acestei cantități de căldură. Acest din urmă aspect a fost foarte rar abordat până acum.

Pentru început vom admite câteva ipoteze simplificatoare, cu rolul de a ușura realizarea modelului matematic fără a ne îndepărta prea mult de fenomenele reale.

##### *Ipoteza I*

Datorită frecării uscate dintre componentele care se sudează, pe suprafețele lor frontale se dezvoltă o cantitate de căldură pe care o vom nota cu  $Q_t$ .

Vom considera ca ipoteză simplificatoare că *întreaga cantitate de căldură se dezvoltă numai în timpul FAZEI 1 și a FAZEI 2* (figura 2.9) din procesul de sudare prin frecare.

Deoarece FAZA 3 durează un interval de timp foarte scurt (circa 0,9s), iar viteza de rotație scade de la valoarea de regim (maximă) la zero, faptul că presiunea dintre componente crește ajungând la valoarea maximă nu va determina dezvoltarea unei cantități de căldură semnificative pe durate ei. Prin urmare putem considera, fără să greșim, că în această fază nu se dezvoltă o cantitate de căldură care să influențeze procesul studiat.

Imediat, procesul trece la FAZA 4 (refulare), care produce expulzarea în bavură a materialului supraîncălzit de pe suprafețele de frecare. Astfel, cantitatea de material încălzit este scoasă dintre componentele care se sudează, nemai jucând rolul de sursă termică situată pe suprafețele de frecare. Toate acestea ne-au determinat să neglijăm cantitatea de căldură degajată în această fază, ea nefiind folosită pentru încălzirea restului materialului.

### Ipoteza II

Așa după cum am arătat în capitolul 3, mulți autori consideră că distribuția căldurii generate în timpul procesului de frecare se face uniform, pe întreaga suprafață de frecare, conform figurii 4.5 A. Prin urmare, acest mod de distribuție va fi unul dintre cele pe care le-am avut în vedere în etapa de stabilire a unor ipoteze, în vederea definitivării unui model de calcul cât mai apropiat de realitate.

Dacă ținem seama de faptul că viteza relativă de deplasare a suprafețelor de frecare nu este constantă ci este o funcție de rază, iar cantitatea de căldură degajată în timpul frecării este dependentă și de viteză, este evident că această cantitate de căldură dezvoltată nu se va distribui uniform pe suprafețele de frecare. Dependența dintre cantitatea de căldură și rază este considerată ca fiind liniară, conform schiței din figura 4.5 B. Acest mod de distribuție al căldurii pe suprafețele de frecare va fi de asemenea avut în vedere ca ipoteză de modelare.

În urma cercetărilor proprii efectuate pe probe sudate între materiale cu proprietăți diferite (oțel-cupru, oțel-aluminiu) am observat o distribuție neuniformă a microsudurilor pe suprafețele de frecare, aspect care va fi abordat într-un alt paragraf (§ 5.3). Plecând de la faptul că marea parte a căldurii degajate în cazul unei frecări uscate, în care au loc procese de aderență și transfer de masă, se datorează ruperii succesive a microsudurilor formate, putem presupune că aceasta se distribuie pe suprafața de frecare proporțional cu numărul de microsuduri formate. Ca urmare a acestor considerente, căldura produsă în timpul procesului de frecare este generată preponderent într-o zonă inelară, cuprinsă între  $\frac{1}{3} \cdot r_0$  și respectiv  $\frac{2}{3} \cdot r_0$ , conform schemei din figura 4.5 C. Acest mod de distribuție va fi de asemenea avut în vedere ca o ipoteză de modelare.

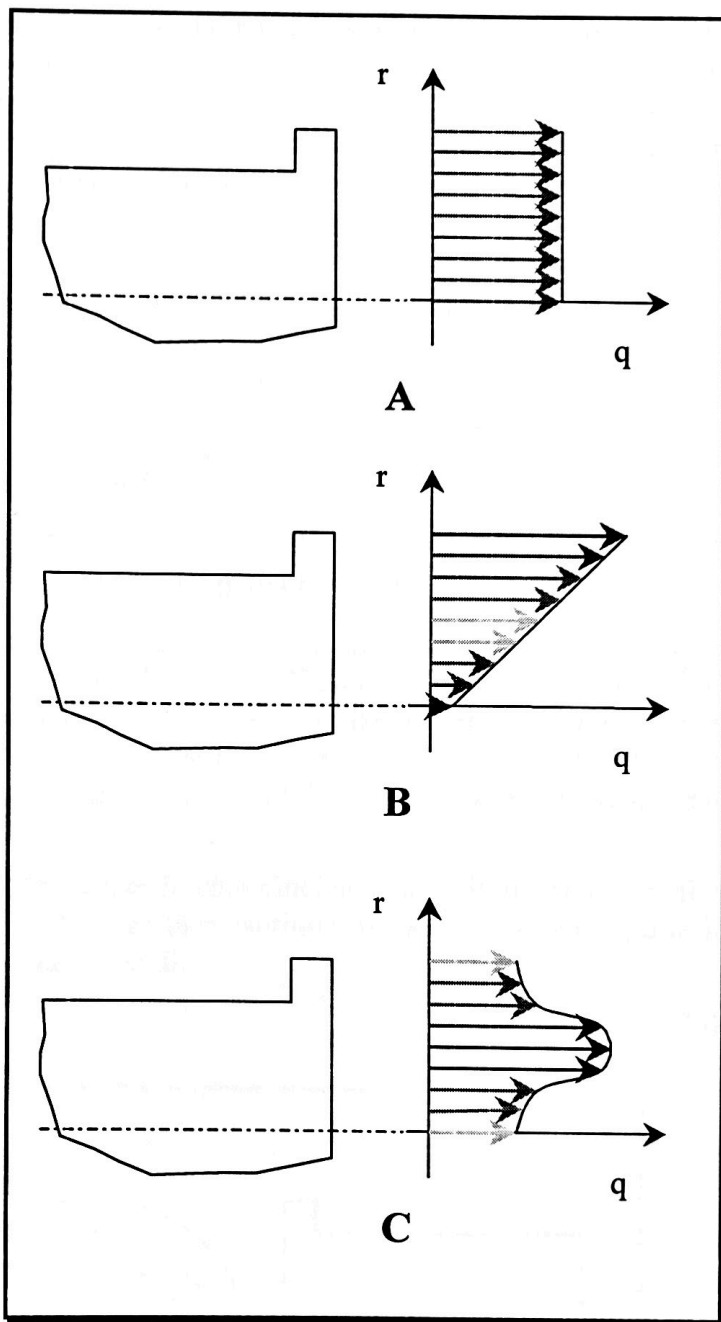


Figura 4.5 Schemele de principiu ale modurilor de distribuție a căldurii pe suprafața de frecare.

**Ipoteza III**

Putem considera cantitatea de căldură generată pe unitatea de suprafață ( $q$ ), în fiecare punct al suprafețelor de frecare ca fiind o fracție din cantitatea totală generată într-un anumit moment ( $Q_t$ ), definită printr-o funcție de distanța de la centrul de rotație, la punctul respectiv ( $r$ ). În acest mod se pot defini pentru fiecare dintre cele trei moduri de distribuire a căldurii pe suprafețele de frecare următoarele funcții matematice.

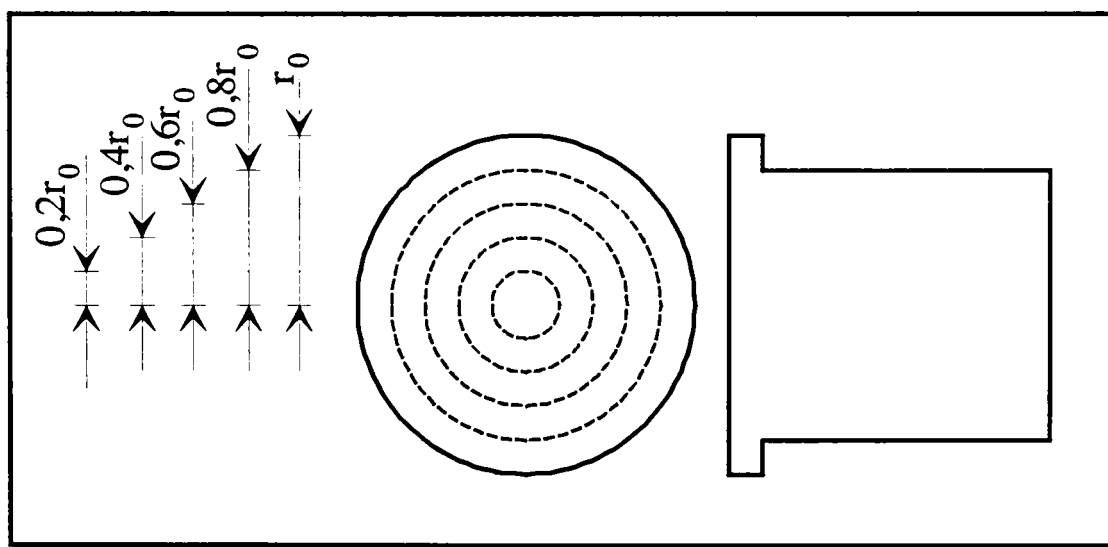
**Tabelul 4.3** Funcții de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare

Model	Funcția matematică
A	$q = \frac{Q}{\pi \cdot r^2} = ct$
B	$q = \frac{2 \cdot Q}{r_0^2} \cdot r$
C	$q = \frac{Q}{\pi \cdot r_0^2} (0,7812 \cdot r^4 - 1,5625 \cdot r^3 - 0,5937 \cdot r^2 + 0,1875 \cdot r + 0,144)$

Utilizarea acestor funcții ar conduce la complicarea suplimentară a procesului de calcul, care și așa solicită la maximum resursele calculatoarelor utilizate. Din dorința de a evita complicațiile suplimentare, am avut în vedere a nouă ipoteză simplificatoare care privește împărțirea suprafețelor de frecare în zone, pe care cantitatea de căldură generată este constantă.

Astfel, am împărțit fiecare suprafață de frecare în câte cinci sectoare circulare, de grosime egală (figura 4.6), pe fiecare sector fiind generată o cantitate de căldură, notată  $q_i$ , diferită de la un sector la altul, conform următoarei relații:

$$q_i = k_i \cdot Q \tag{4.26}$$



**Figura 4. 6** Schema de împărțire în sectoare circulare a suprafețelor de frecare

În ceea ce privește modelul C, atât relația empirică din tabelul 4.3, cât și valorile coeficienților  $k_i$ , din tabelul 4.4, respectă câteva condiții stabilite, pe baza experienței practice acumulate în cei peste 15 ani de studii și cercetări privind optimizarea procesului de sudare prin frecare convenționale:



- în zona inelară cu densitate maximă de microsuduri să se dezvolte circa 50% din cantitatea totală de căldură;
- cantitatea minimă de căldură să se dezvolte în zona de material care este împinsă în baură și respectiv în zona centrală a suprafețelor de frecare;
- cantitatea de căldură care se dezvoltă în baură să fie mai mică decât cea dezvoltată în zona centrală deoarece o parte din căldura dezvoltată aici este evacuată prin convecție și radiație în mediul înconjurător, iar în zona centrală se va acumula, prin conducție, o parte din căldura generată în zona inelară din imediata vecinătate.

Concretizarea ipotezei simplificatoare III este sintetizată în valorile coeficienților  $k_i$ , pentru fiecare dintre modelele de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, prezentate în tabelul 4.4.

**Tabelul 4.4** Valorile coeficienților  $k_i$

Nr. crt. (i)	Sectorul circular cuprins între razele		Proporția din cantitatea de căldură generată pe sectorul $k_i$ , în		
	$r_i$	$r_{i+1}$	modelul A	modelul B	modelul C
1	0	$0,2 \cdot r_0$	$\frac{4}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{0,80}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{3,88}{\pi \cdot r_0^2}$
2	$0,2 \cdot r_0$	$0,4 \cdot r_0$	$\frac{4}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{2,405}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{4,48}{\pi \cdot r_0^2}$
3	$0,4 \cdot r_0$	$0,6 \cdot r_0$	$\frac{4}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{4,00}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{4,48}{\pi \cdot r_0^2}$
4	$0,6 \cdot r_0$	$0,8 \cdot r_0$	$\frac{4}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{5,60}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{3,88}{\pi \cdot r_0^2}$
5	$0,8 \cdot r_0$	$r_0$	$\frac{4}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{7,20}{\pi \cdot r_0^2}$	$\frac{2,88}{\pi \cdot r_0^2}$

În aceste condiții, schemele de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare se modifică, devenind similare cu cele prezentate în figura 4.7.

#### **Ipoteza IV**

În urma analizei detaliate a procesului de sudare prin frecare prezentate în capitolul 2 (§2.5) s-a putut observa că atât în faza 1 cât și în faza 2, momentul de frecare variază în limite foarte largi. Astfel el crește în faza 1 de la zero la valoarea maximă, iar în faza 2 scade, stabilizându-se la o valoare care se păstrează constantă pe aproape toată durata fazei 2.

Cunoscând faptul că există o strânsă relație între momentul de frecare și cantitatea de căldură generată pe suprafețele de frecare și având în vedere aspectul prezentat mai sus, este evident că și această cantitate de căldură variază în timp, pe parcursul întregului proces de sudare. Cu toate că este posibilă determinarea unei relații matematice care să descrie variația în timp a cantității de căldură, introducerea acestei dependențe ar complica și mai mult atât procesul de modelare cât și calculul matematic propriu-zis.

În vederea simplificării modelului matematic am considerat că pe întreaga durată a fazelor 1 și 2 cantitatea de căldură este dezvoltată uniform în timp.

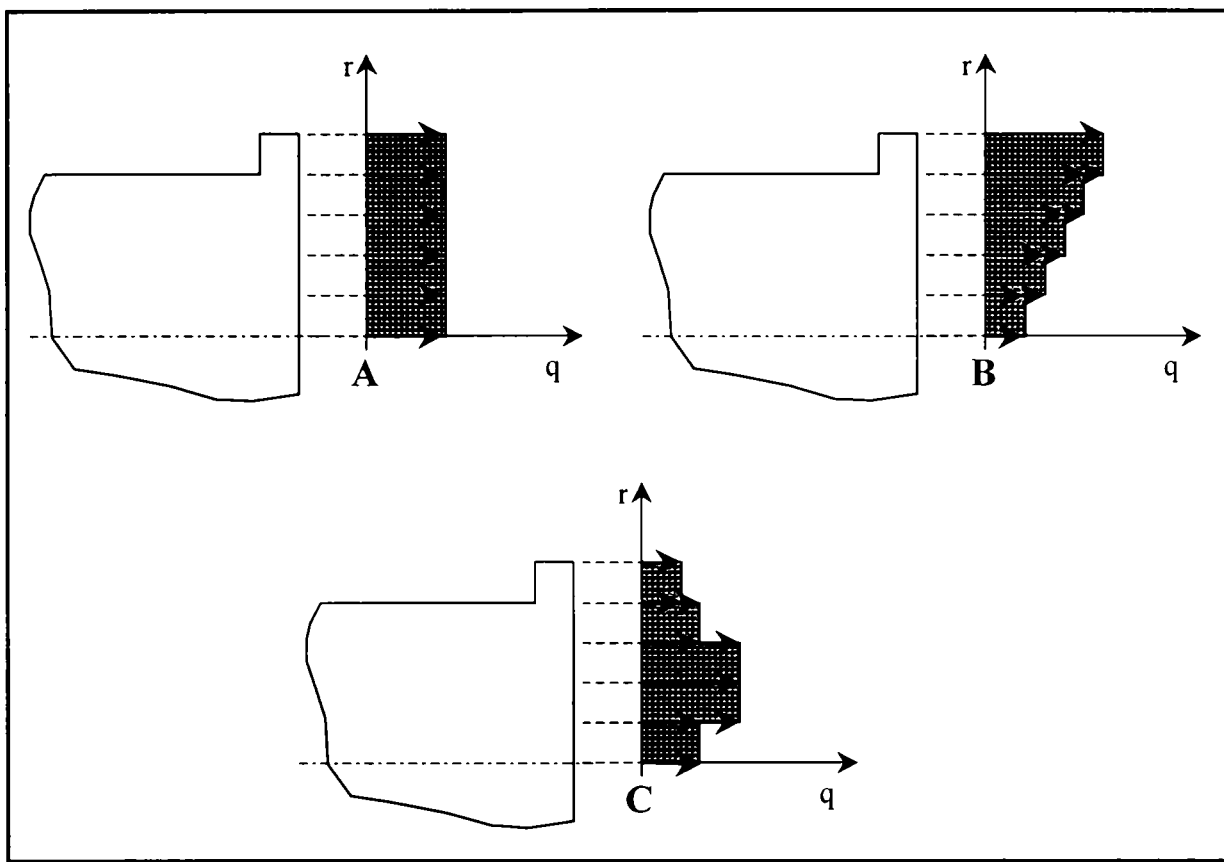


Figura 4. 7 Distribuția căldurii pe sectoarele suprafețelor de frecare

Având în vedere și ipoteza simplificatoare III, vom considera cantitatea de căldură dezvoltată pe sectoarele circulare de lățime  $0,2 \cdot r_0$  ca fiind constantă atât în spațiu cât și în timp, pe întreaga durată a generării căldurii pe suprafețele de frecare.

#### 4.6 Modelarea câmpului termic la îmbinările sudate prin frecare convențională

Odată stabilite ipotezele simplificatoare, indispensabile oricărei modelări matematice a fenomenelor fizice, trebuie stabilite, așa cum am prezentat teoretic în paragraful 4.3, condițiile la limită atât spațiale cât și temporale, în ceea ce privește desfășurarea procesului.

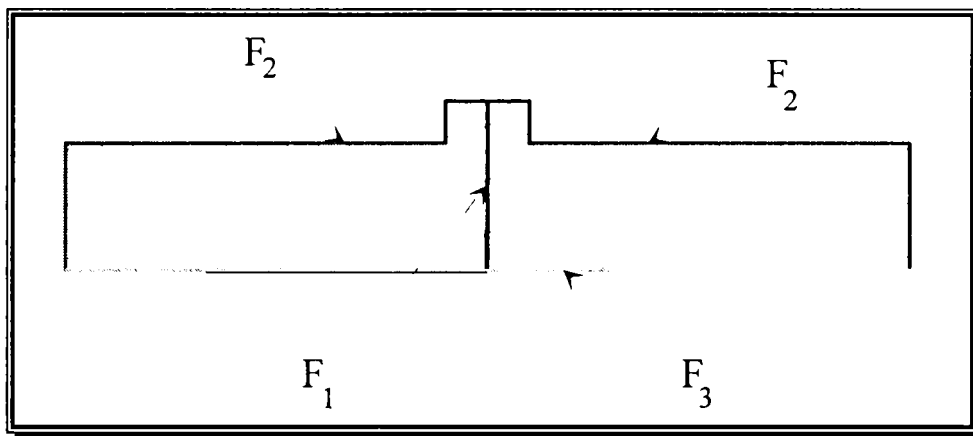
##### 4.6.1 Condiții de frontieră

Stabilirea condițiilor de frontieră presupune evidențierea tipului de frontieră, pentru fiecare segment al ei. Pentru aceasta am făcut următoarele considerații, cu referire la schema simplificată a frontierelor din figura 4.8:

- pe suprafețele de frecare se dezvoltă o cantitate totală de căldură ( $Q_f$ ), a cărei distribuție în timp ( $q = q(t)$ ) și spațiu ( $q = q(r)$ ) este doar presupusă și luată în considerare prin modelele prezentate în paragraful anterior;
- prin aceste suprafețe intră în piese un flux termic proporțional cu constantele termo-fizice ale materialului respectiv (frontiera  $F_1$  - figura 4.8);
- pe suprafețele care sunt în contact cu mediul exterior se produce un schimb de căldură convectiv, de la temperatura la care ajunge să fie încălzit materialul, la

temperatura mediului ambiant care o considerăm a se păstra permanent la valoarea de  $20^{\circ}\text{C}$  (frontiera  $F_2$  - figura 4.8);

- în zona axei pieselor, deoarece problema este axial simetrică, nu se pun pe frontieră nici un fel de condiții, ceea ce este echivalent cu a considera această frontieră perfect izolată, deci existând pe ea condiții de tip Neumann, (frontiera  $F_3$  - figura 4.8).



**Figura 4. 8** Domeniul soluțiilor pentru problema transferului termic în cazul îmbinărilor sudate disimilare realizate prin frecare

#### 4.6.2 Condiții de timp

Deoarece fenomenele termice studiate presupun evoluția în timp a temperaturii, fapt avut în vedere și prin alegerea ecuației transmiterii căldurii în regim tranzitoriu, pe lângă ipotezele de *încărcare* ale sistemului format din cele două componente care se sudează, mai trebuie stabilite și ipotezele de *evoluție în timp* a acestor încărcări. Pentru aceasta, a trebuit ca modelul realizat să țină seama de evoluția în timp a generării și transmiterii căldurii pe întreaga durată a procesului de sudare prin frecare.

După cum vom arăta în paragraful (§ 5.4) și figura 2.9, cantitatea de căldură generată pe suprafețele de frecare este o funcție direct proporțională cu momentul de frecare. Prin urmare, modul de generare a căldurii în timp mi-a fost sugerat de evoluția momentului de frecare.

Pentru a obține un model care să reproducă cât mai fidel evoluția în timp a generării căldurii pe suprafețele de frecare, am ales soluția înlănțuirii în timp a trei modele distincte, fiecare dintre ele fiind specific unei anumite perioade și descriind cât mai exact perioada respectivă a procesului de sudare. Trecerea de la un model la altul se face treptat, odată cu trecerea timpului, fiecare model acționând o anumită perioadă de timp, și anume atâta timp cât descrie starea reală a procesului. Starea finală în care ajunge sistemul după scurgerea durate de timp în care acționează un model reprezintă starea inițială a sistemului pentru modelul următor.

În *prima etapă* sistemul se găsește în starea inițială, ceea ce înseamnă că ambele componente se găsesc la temperatura ambiantă, iar pe suprafețele lor de frecare nu se dezvoltă căldură. Frontierele sistemului prezentate în figura 4.8 sunt în această etapă încărcate după cum urmează:

- frontiera  $F_3$  este perfect izolată, prin ea neexistând transferuri de energie (căldură);

- frontiera  $F_2$  asigură transferul prin convecție al căldurii spre mediul ambiant care se menține permanent la temperatura constantă de  $20^\circ\text{C}$ , dar temperatura piesei fiind tot  $20^\circ\text{C}$ , nu are loc nici un schimb de căldură cu mediul exterior;
- frontiera  $F_1$  este o frontieră pe care încă nu se generează căldură.

Acest model definește comportarea sistemului numai o perioadă de  $0,3 \cdot 10^{-9}$ h, chiar la începutul procesului de sudare ( $1,08 \cdot 10^{-5}$ s - durata minimă permisă de calculator). Odată ce s-a scurs această perioadă de timp, sistemul ajunge în starea inițială, definită de acești parametrii, trecând în etapa a doua. Parcurgerea primei etape am realizat-o într-un singur pas iterativ, deoarece în această perioadă nu se produc schimbări ale sistemului, rolul acestei etape fiind numai de a defini matematic starea inițială a sistemului.

În *etapa a doua*, în sistem este introdusă cantitatea de căldură dezvoltată pe suprafețele de frecare ale componentelor, după unul dintre modelele de distribuție descrise anterior. În aceste condiții, încărcarea frontierelor se prezintă după cum urmează:

- frontiera  $F_3$  este perfect izolată, prin ea neexistând transferuri de energie (căldură), similar fazei anterioare;
- frontiera  $F_2$  asigură transferul prin convecție al căldurii spre mediul ambiant care se menține permanent la temperatura constantă de  $20^\circ\text{C}$ ;
- frontiera  $F_1$  este cea pe care se generează o cantitate de căldură ( $Q$ ), care este transmisă prin conducție spre interiorul pieselor.

Acest mod de încărcare a frontierelor acționează pe o durată egală cu durata fazei de frecare, adică egală cu timpul de frecare stabilit prin tehnologia de sudare aleasă pentru cuplul de materiale studiat.

Această etapă, cu durate variabile de la un cuplu de materiale la altul, am parcurs-o în mai mulți pași (de la 30 până la 60), astfel încât să putem beneficia pe de o parte de avantajul unui timp mai scurt necesar rulării pe calculator a modelului elaborat (pentru cazul alegerii unui număr mai mic de pași), iar pe de altă parte să putem verifica stabilitatea modelului în cazul unor pași mai mici de timp (în cazul unui număr mai mare de pași). În aceste condiții, pașii iterativi utilizați sunt cuprinși între  $6,88 \cdot 10^{-5}$ h și  $0,19 \cdot 10^{-8}$ h, funcție de cuplul de materiale ales și de numărul de iterații prevăzut de model.

La încheierea etapei a doua, starea finală a sistemului constituie starea inițială a sa pentru *etapa a treia*, care definește perioada de refulare și răcire a componentelor, în care pe suprafețele de frecare nu se mai generează căldură, deplasarea relativă dintre suprafețele de frecare încetând. Totodată căldura generată în etapa a doua continuă să fie difuzată spre zonele mai reci ale materialelor și să fie evacuată prin convecție în mediul înconjurător.

Având în vedere aceste aspecte, încărcarea frontierelor se prezintă astfel:

- frontiera  $F_3$  este perfect izolată, prin ea neexistând transferuri de energie (căldură), similar fazei anterioare;
- frontiera  $F_2$  asigură transferul prin convecție al căldurii spre mediul ambiant care se menține permanent la temperatura constantă de  $20^\circ\text{C}$ ;
- frontiera  $F_1$  nu mai este încărcată, starea sa fiind identică cu încărcarea ei din prima etapă a procesului.

Pentru studierea transmiterii căldurii în această etapă am urmărit evoluția sistemului pe durate de timp cuprinse între 0,5h și 1h, după terminarea etapei a doua și definitivarea îmbinării sudate, precum și pe parcursul răcirii îmbinării sudate realizate. Parcurgerea acestei perioade de timp s-a realizat într-un număr de iterații cuprins între 125 și 250 de pași, astfel încât extinderea în timp a unei iterații acoperă un interval cuprins între 0,004h și 0,008h (între 14,4s și respectiv 28,8s).

#### 4.6.3 Discretizarea structurii

Așa după cum am arătat la începutul acestui capitol, sistemul de ecuații matematice generate de ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu împreună cu ecuațiile care definesc stările și schimburile de căldură pe frontiere, scrise pentru fiecare punct din domeniul sistemului format de cele două componente, se assemblează, formând un sistem complex care va fi rezolvat cu ajutorul calculatorului. Pentru aceasta, ansamblul format de cele două componente, ținând cont de simplificările pe care ni le oferă această problemă axial simetrică, trebuie discretizat.

Metoda elementelor finite, (FEM) este o metodă de "aproximare", și ca urmare apar o serie de erori inevitabile, care pot conduce la rezultate necorepunzătoare, care vor determina obținerea unor soluții neadecvate realității. Principala cauză a acestor erori se datorează echipamentului de calcul, care are la dispoziție un număr limitat de cifre pentru descrierea oricărui număr, întreg sau zecimal, care uneori se poate dovedi a fi prea mic pentru acest gen de probleme (în termeni de specialitate - lungimea cuvântului este prea mică). Erorile generate de această problemă sunt întâlnite în literatura de specialitate sub numele de "run-off error" [16, 17, 52, 81, 103, 188, 189, 258, 259]. Pentru a minimiza efectele acumulării erorilor de calcul, la discretizarea domeniului am avut în vedere aspectele prezentate în continuare.

1. Alegerea elementelor de discretizare am făcut-o astfel încât acestea să aibă o formă cât mai apropiată de cea a unui pătrat sau eventual triunghi echilateral. Prin urmare, am ales elemente de discretizare cuadrilaterale sau respectiv triunghiulare.

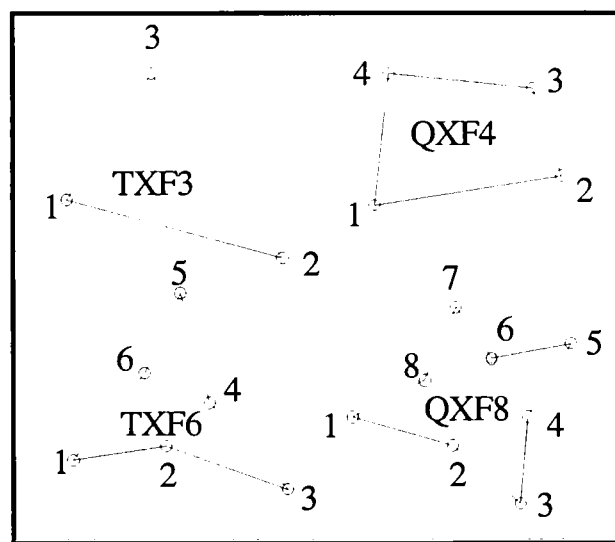


Figura 4. 9 Schița elementelor de discretizare recomandate pentru analiza câmpului termic în regim tranzitoriu (TXF3 și QXF4).

Ținând cont de această cerință am avut la dispoziție următoarele tipuri de elemente de discretizare a structurii: QXF4, QXF8, TXF3 și TXF6 (figura 4.9).

Dintre aceste elemente, am ales pentru discretizarea structurii elementele de tipul TXF3 (cu trei noduri) și cele de tip QXF4 (cu patru noduri), deoarece problema este una axial simetrică în plan, în regim tranzitoriu, materialele fiind considerate a fi izotrope. Numerotarea nodurilor s-a făcut în sens invers mișcării acelor de ceasornic, iar ordonarea lor pe domeniul celor două componente s-a făcut preferențial după direcția axei longitudinale a îmbinării realizate.

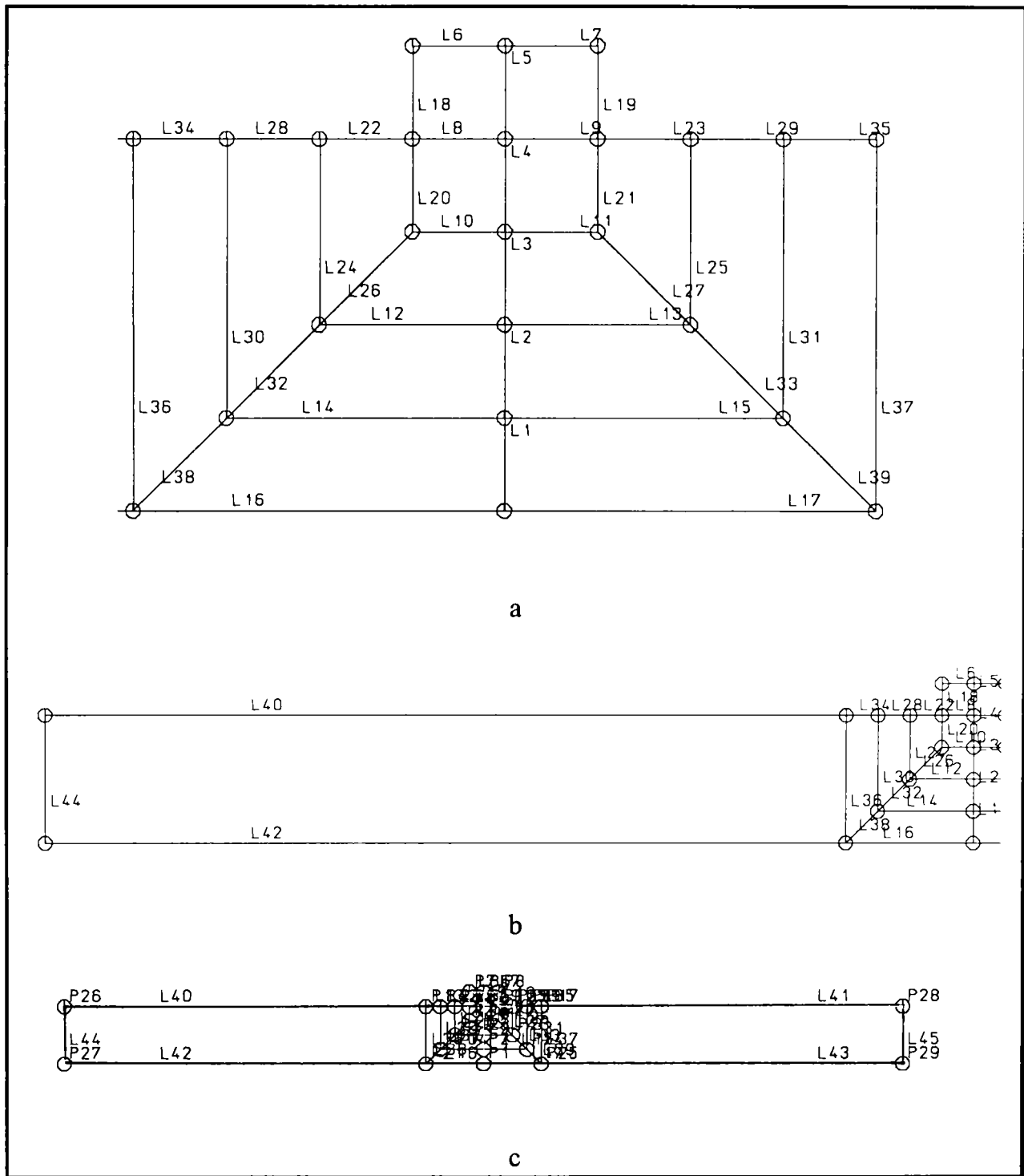
2. Am evitat alegerea unor elemente care să aibă valori mari pentru raportul dintre latura cea mai mare și latura cea mai mică, în special în zonele de interes maxim pentru studiu, cum ar fi zona centrală a îmbinării (Z.I.T.-ul în acest caz particular).
3. Am fost nevoit să aleg o astfel de discretizare care să țină cont de următoarele aspecte divergente:
  - alegerea unei rețele de discretizare rare permite scurtarea procesului de calcul, care poate dura foarte mult (pentru calculele analitice ale modelului elaborat, rularea programului pe calculator a durat între 8h și 32h - funcție de desimea rețelei și mărimea pasului de timp ales), dar acest lucru poate conduce la instabilitatea sistemului și obținerea unor rezultate neconcludente în special în zona centrală a îmbinării, unde temperatura se modifică foarte rapid atât în timp cât și în spațiu;
  - alegerea unei rețele de discretizare dese și a unui număr mare de pași de timp, cu durate scurte, conduce la obținerea unui sistem stabil și a unor rezultate corespunzătoare, cu indicarea destul de precisă a evoluției temperaturii în timp, în zona centrală de interes maxim pentru cercetarea și modelarea procesului de sudare prin frecare convențională, dar lungește foarte mult durata calculelor matematice.

Pentru a putea respecta toate considerentele la care am ajuns până în acest moment și pe care le-am prezentat mai sus, am folosit un artificiu. Domeniul total al celor două componente care se sudează l-am împărți în două domenii notate S1 și S2, corespunzătoare materialelor celor două componente (figura 4.10.c). Am împărțit fiecare dintre acestea două domenii în care se va face analiza în subdomenii mai mici, astfel încât pe fiecare dintre ele să se respecte riguros toate aceste cerințe, iar în același timp, pe măsură ce se face trecerea de la subdomeniile din imediata vecinătate a zonei îmbinării spre subdomeniile mai îndepărtate de această zona, rețeaua de discretizare să fie din ce în ce mai rară. Laturile fiecărui subdomeniu sunt numerotate cu litera L urmată de o cifră corespunzătoare numărului laturii respective (de exemplu L1, L2, L3, ș.a.m.d.) (figura 4.10a și b).

În figura 4.10 este prezentată discretizarea structurii descrisă mai sus, atât ca imagine de ansamblu a întregii îmbinări sudate (figura 4.10.c) cât și ca detalii la nivel de componentă (figura 4.10.b) și la nivel de zonă a îmbinării (figura 4.10.a).

Cu toate că am împărțit domeniul celor două materiale în mai multe subdomenii, acestea au rămas totuși parte componentă a aceleiași suprafețe, definită pentru fiecare material în parte. Cele două suprafețe, conform figurii 4.10.c, sunt S1 - suprafața ocupată de materialul  $M_1$  și respectiv S2 - suprafața ocupată de materialul  $M_2$ . Acestor suprafețe le-am asociat

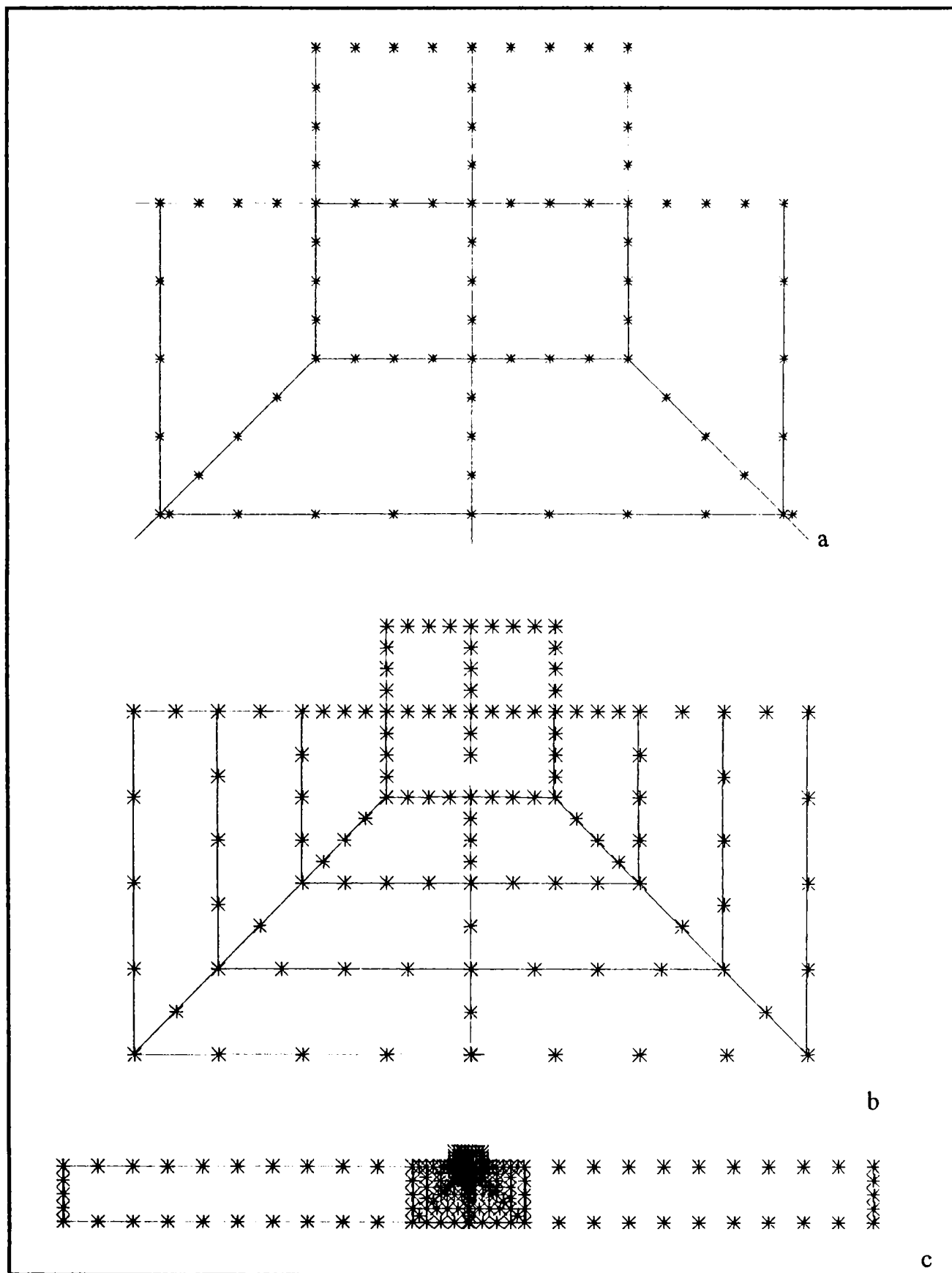
caracteristicile de material corespunzătoare fiecărui material în parte (conductivitate termică, căldură specifică, densitate, etc.).



**Figura 4. 10** Împărțirea domeniului pieselor în subdomenii (a - detaliul zonei îmbinării, b - detaliul unei componente, c - imagine de ansamblu).

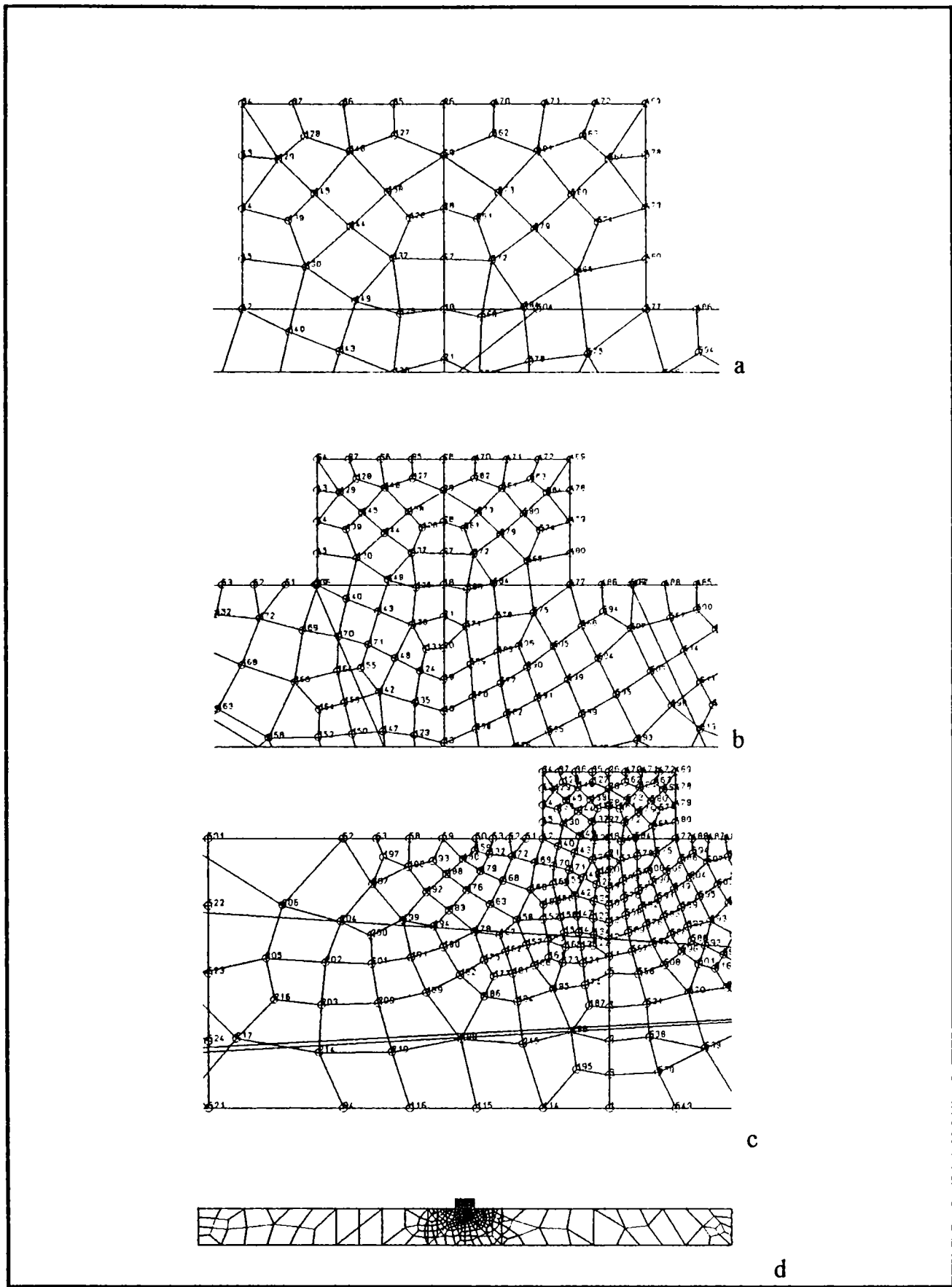
Pentru obținerea rețelei de discretizare, am început cu împărțirea fiecărui element de frontieră al fiecărui subdomeniu într-un număr de segmente egale, cu dimensiunile astfel alese încât să se poată obține o rețea densă în zonele de interes și una mai rară în zonele ce prezintă un interes mai redus din punct de vedere al evoluției temperaturii. Modul de împărțire a elementelor de frontieră este sintetizat în imaginile din figura 4.11.

Odată realizată împărțirea elementelor de frontieră, am construit rețeaua de discretizare prin împărțirea tuturor subdomeniilor în elemente de tipul celor alese (majoritatea de tipul QXR4 și mai puține de tipul TXF3), respectând condițiile prezentate mai sus.



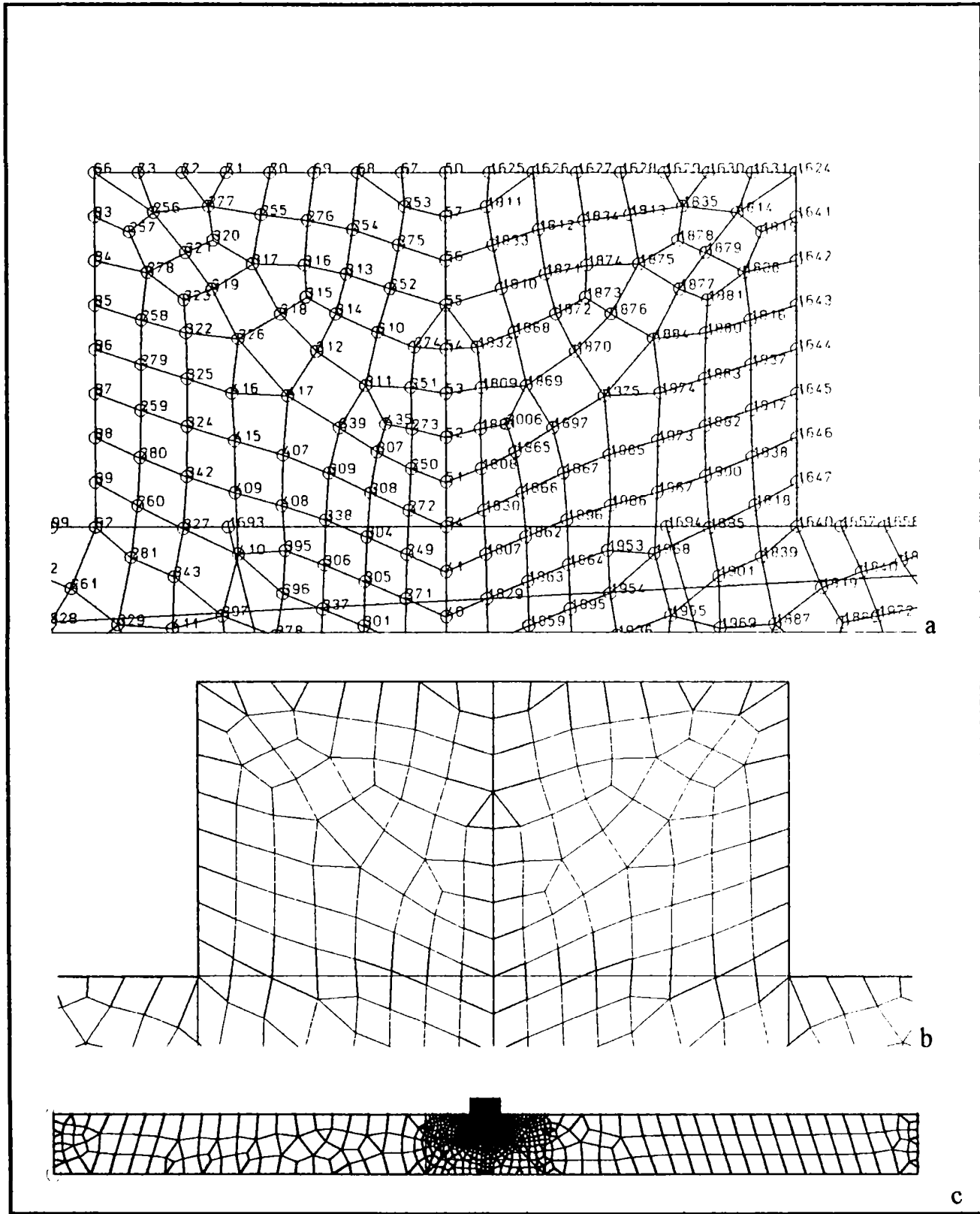
**Figura 4. 11** Exemplificarea modului de împărțire pe segmente a limitelor subdomeniilor: a și b - detalii pentru cazul unei rețele rare, c - vedere de ansamblu.





**Figura 4. 12** Rețeaua de discretizare a structurii îmbinării sudate prin frecare convențională, pentru cazul unei rețele rare: a, b, c - detalii ale numerotării nodurilor; d - vedere de ansamblu

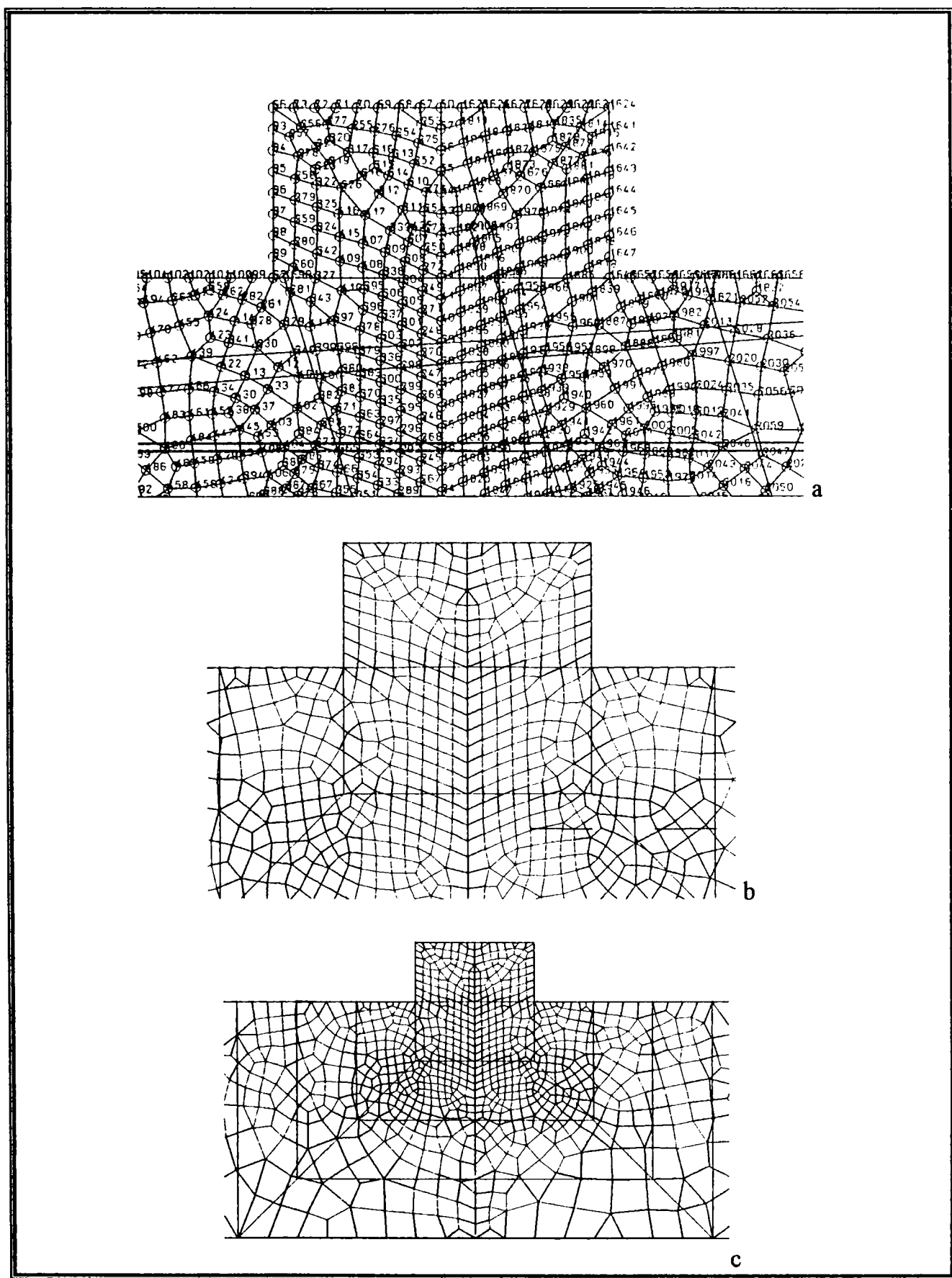
Rețeaua de discretizare astfel obținută, formată din noduri și elemente (ochiuri), a fost construită atât pentru cazul unei rețele rare (figura 4.12), cât și pentru cel al unei rețele dese (figura 4.13 și 4.14).



**Figura 4.13** Rețeaua de discretizare a structurii îmbinării sudate prin frecare convențională, pentru cazul unei rețele dese: a, - detalii ale numerotării nodurilor; b - detalii ale rețelei din zona bavurii; c - vedere de ansamblu

Se poate foarte ușor observa că ea respectă cerințele impuse de considerentele teoretice, fiind mult mai deasă în zona centrală, în apropierea suprafețelor de frecare, unde după

realizarea îmbinării sudate se va forma Z.I.T.-ul, răzindu-se treptat spre extremitățile piesei obținute.



**Figura 4. 14** Rețeaua de discretizare a structurii îmbinării sudate prin frecare convențională, pentru cazul unei rețele dese: a, - detalii ale numerotării nodurilor; b, c - detalii ale rețelei din zona centrală.

Simularea câmpului termic cu ajutorul metodei elementelor finite, este așa după cum am mai spus o metodă de "aproximare", prin care se determină numai valoarea pe care o are variabila care prezintă interes, în cazul nostru temperatura, exclusiv în anumite puncte de interes, reprezentate prin nodurile rețelei de discretizare. Prin urmare există posibilitatea ca soluția obținută să nu fie "stabilă", ci să depindă în foarte mare măsură de alegerea pasului de timp, precum și a modului de discretizare și de construcție a rețelei de discretizare.

În cazul în care sistemul este stabil, reluarea aceluiași model, cu aceleași încărcări, dar în condiții diferite de discretizare și de evoluție a timpului, conduce la aceleași rezultate sau la rezultate foarte apropiate. Rezultatele obținute au confirmat, în cazul modelului creat, stabilitatea acestuia, demonstrându-se astfel că acest model descrie într-un mod destul de exact comportarea reală a sistemului.

#### 4.7 Câmpul termic la sudarea prin frecare convențională

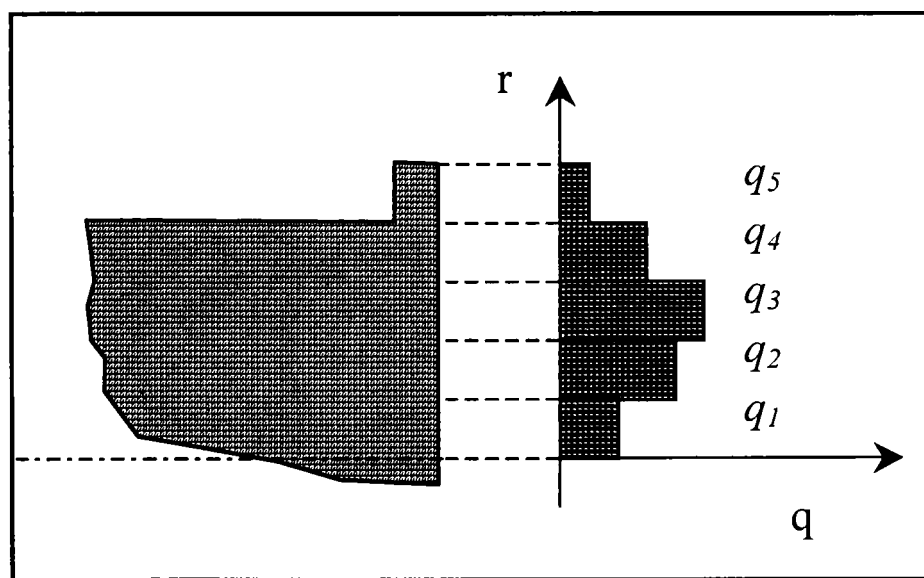
Modelele create pentru evaluarea câmpului termic ce apare la sudarea prin frecare convențională, în cazul realizării unor îmbinări disimilare, trebuie testate în scopul determinării celui mai potrivit model, respectiv a celui model care conduce la rezultate cât mai apropiate de realitate. Pentru testare am ales cuplul de materiale OLC45-42MoCr11.

Caracteristicile termofizice necesare modelelor matematice sunt sintetizate în tabelul 4.5.

**Tabelul 4.5** Câteva fenomene fizice guvernate de ecuații cvasi-armonice

Material	Densitate, $\rho$ , kg/m <sup>3</sup>	Conductivitatea termică, $\lambda$ , W/m°C	Căldura specifică la presiune constantă, $C_p$ , J/m <sup>3</sup> °C
OLC45	7845	48,1482	4039990
42MoCr11	7820	42,6821	4027116

Utilizând modelul teoretic de determinare a cantității de căldură care se degajă pe suprafețele de frecare, stabilit în paragraful § 5.3, am putut stabili valoarea cantității totale de energie generată pe suprafețele de frecare ale celor două materiale, ca fiind  $Q = 482389,73W$ .



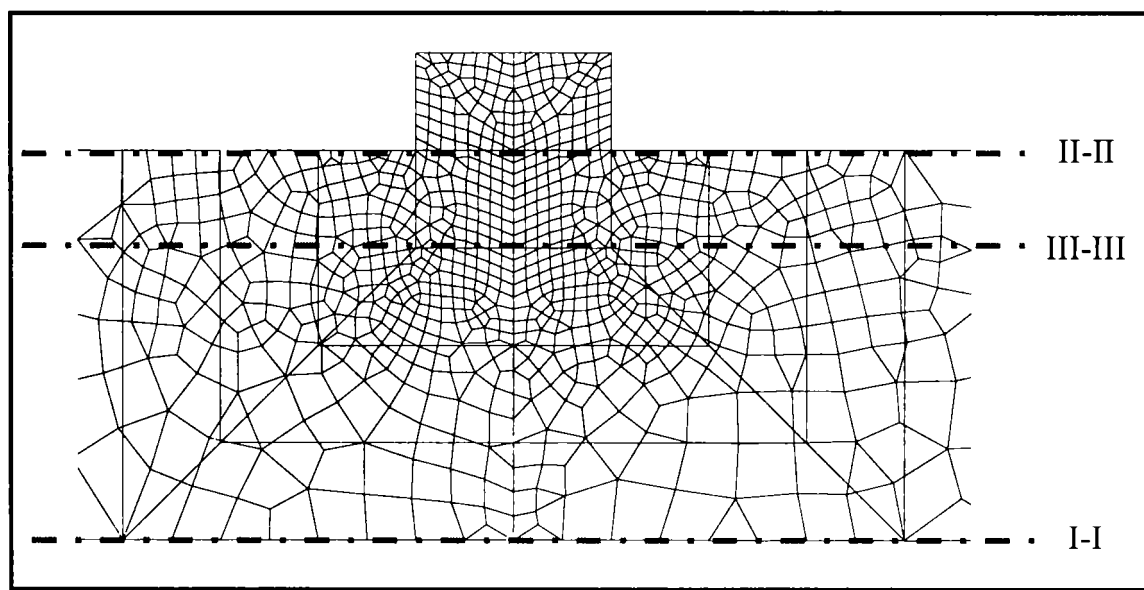
**Figura 4. 15** Distribuția căldurii pe sectoarele suprafețelor de frecare

Conform celor trei variante de distribuție a acestei cantități de căldură, pe fiecare dintre cele cinci segmente egale, în care am împărțit raza suprafețelor circulare de frecare (figura 4.15), este generată o cantitate de căldură, conform tabelului 4.6.

**Tabelul 4.6** Cantitatea de căldură dezvoltată pe suprafețele de frecare în cazul cuplului de oțeluri OLC45-42MoCr11

Cantitatea de căldură, $q_i$ , W	Modelul A	Modelul B	Modelul C
$q_1$	96477,946	173660,3028	93583,60762
$q_2$	96477,946	135069,1244	112879,19682
$q_3$	96477,946	96477,946	112879,19682
$q_4$	96477,946	57886,7676	93583,60762
$q_5$	96477,946	19295,5892	69464,12112

Pentru a evalua calitatea modelării cu ajutorul analizei cu elemente finite, folosind modelele realizate, am trasat curbele de variație a temperaturii în funcție de timp, în câteva puncte ale îmbinării sudate modelate. Analizând aceste grafice vom putea stabili care dintre modelele elaborate este cel mai potrivit pentru descrierea fenomenelor termice care se petrec într-o îmbinare sudată disimilară realizată prin frecare convențională.



**Figura 4. 16** Direcțiile pe care se află punctele în care am determinat evoluția temperaturii.

Pentru aceasta am ales trei seturi de puncte amplasate de-a lungul a trei direcții (I-I, II-II și respectiv III-III), conform figurii 4.16, atât numerotarea nodurilor cât și calcularea exactă a coordonatelor fiecărui punct, fiind făcute cu ajutorul calculatorului. Axa I-I este amplasată chiar în lungul axei de simetrie a îmbinării realizate (componentelor), axa II-II este situată chiar pe generatoarea componentelor care se sudează, iar axa III-III este poziționată la o distanță de circa 2mm de suprafața componentelor, paralelă cu generatoarea.

În fiecare componentă am ales câte un set de 6 până la 24 de puncte, astfel încât să se poată determina evoluția temperaturii de o parte și de alta a planului îmbinării, în zona de maxim interes (Z.I.T.). Pentru a ușura vizualizarea locului de amplasare a acestor axe, împreună cu nodurile rețelei în care se va calcula valoarea temperaturii, am ales pentru exemplificare varianta unei rețele de discretizare în care am renunțat la numerotarea nodurilor (figura 4.16).

În urma modelării, utilizând cele trei variante de distribuție a căldurii generate pe suprafețele de frecare, am obținut curbele de variație a temperaturii în funcție de timp și spațiu (pentru câteva puncte de pe cele trei direcții alese), care sunt prezentate în figurile următoare (figura 4.17, 4.18, 4.19, 4.20, 4.21, 4.22). De remarcat, că din necesitatea de a diminua durata de rulare a modelelor realizate la un nivel rezonabil (între 8 și 12 ore), am ales rețele de discretizare rare, iar parcurgerea timpului s-a făcut într-un număr mic de pași, fiecare pas având o durată mai mare. Acest fapt vine să explice eventualele evoluții “ciudate” ale temperaturii în imediata vecinătate a planului de separație, unde variațiile acesteia sunt foarte rapide.

Analizând aspectul câmpului termic simulat prin aceste modele se pot face câteva observații.

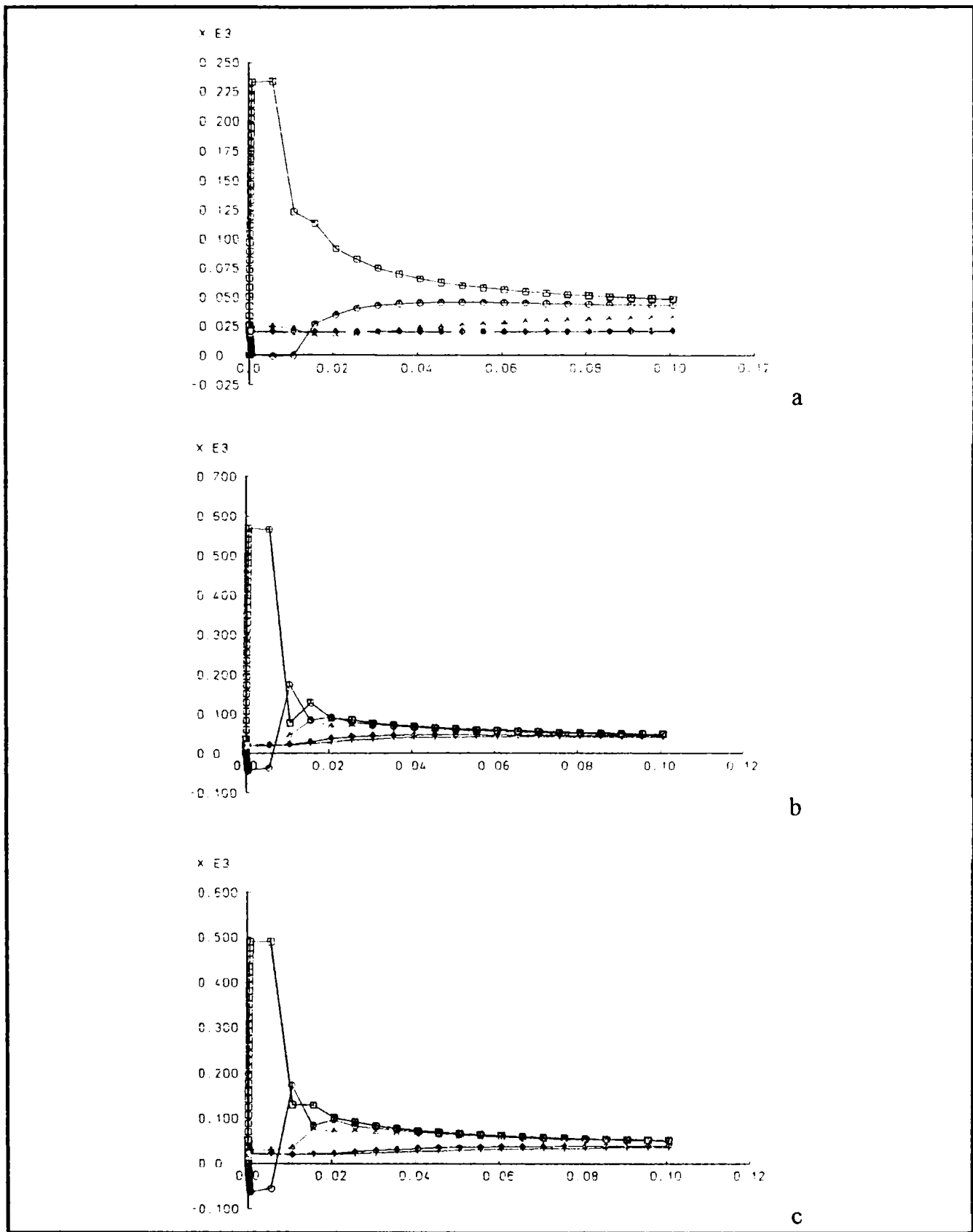
În cazul modelului care considera cantitatea de căldură ca fiind uniform distribuită pe suprafețele de frecare (modelul A), curbele de variație a temperaturii prezentate în figurile 4.17 și 4.18 prezintă o distribuție destul de echilibrată a temperaturii între diferitele zone ale suprafețelor de frecare. Cu toate acestea temperatura atinsă în oricare dintre cele trei zone analizate este mult prea mică pentru a se putea realiza o îmbinare sudată de calitate.

Temperaturile maxime sunt localizate în zonele periferice ale îmbinării, astfel încât în punctele situate chiar pe planul de separație între cele două materiale, pe axa II-II se atinge o valoare de 580°C (figura 4.17.b și 4.18.b), iar pe axa III-III circa 500°C (figura 4.17.c și 4.18.c). Valoarea minimă a temperaturii pe suprafețele de frecare este atinsă în zona centrală (în lungul axei I-I) și are valori de circa 240°C (figura 4.17.a și 4.18.a).

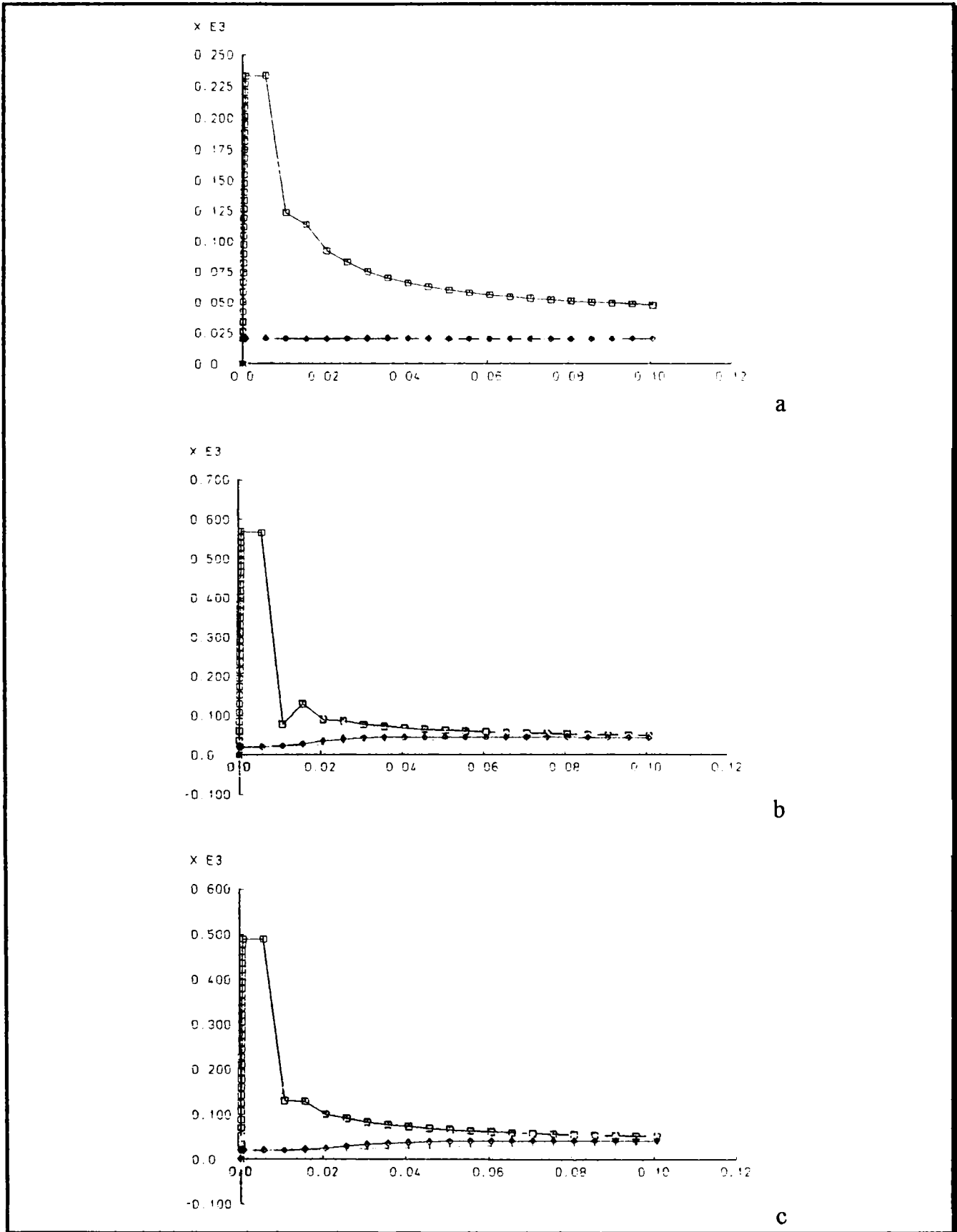
În cazul acestei ipoteze, valorile atât de scăzute ale temperaturii nu justifică transformările fazice și structurale care au fost puse în evidență în cazul acestui cuplu de materiale și care sunt evidențiate în figura 4.23. Prin urmare este clar că acest model, chiar dacă este folosit de unii autori, nu reușește să simuleze fenomenele termice reale care au loc într-o îmbinare sudată prin frecare convențională.

Analizând câmpul termic simulat pentru cazul în care cantitatea de căldură generată în fiecare punct de pe suprafața de frecare s-ar distribui direct proporțional cu distanța de la punctul respectiv la axa piesei (modelul B), valorile maxime ale temperaturii s-ar atinge în zonele situate la periferia suprafețelor de frecare. Acest lucru contravine observațiilor făcute pe parcursul cercetărilor experimentale, prezentate în paragraful § 4.3, când am observat că densitatea maximă de microsuduri formate este atinsă într-o zonă inelară, cuprinsă între o treime și două treimi din raza componentelor.

Valoarea maximă a temperaturii de pe suprafețele de frecare, de circa 2000°C, este atinsă într-un punct situat pe axa II-II (la suprafața componentelor) (figura 4.19.b și 4.20.b). În cazul în care acest lucru ar fi conform realității, ar însemna că în timpul procesului de frecare se atinge și chiar se depășește temperatura de fuziune a celor două materiale componente.

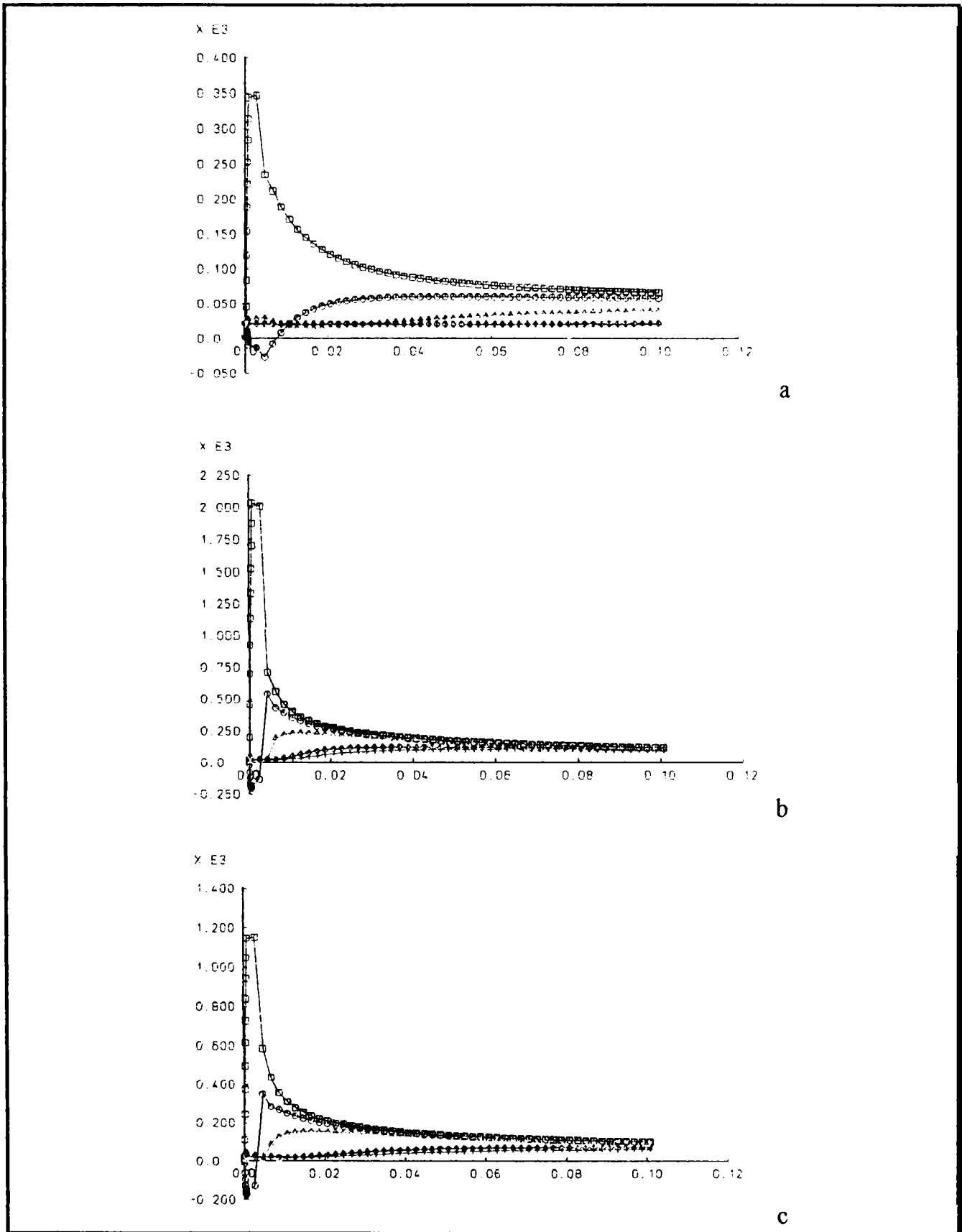


**Figura 4. 17** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel OLC45, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta A de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.

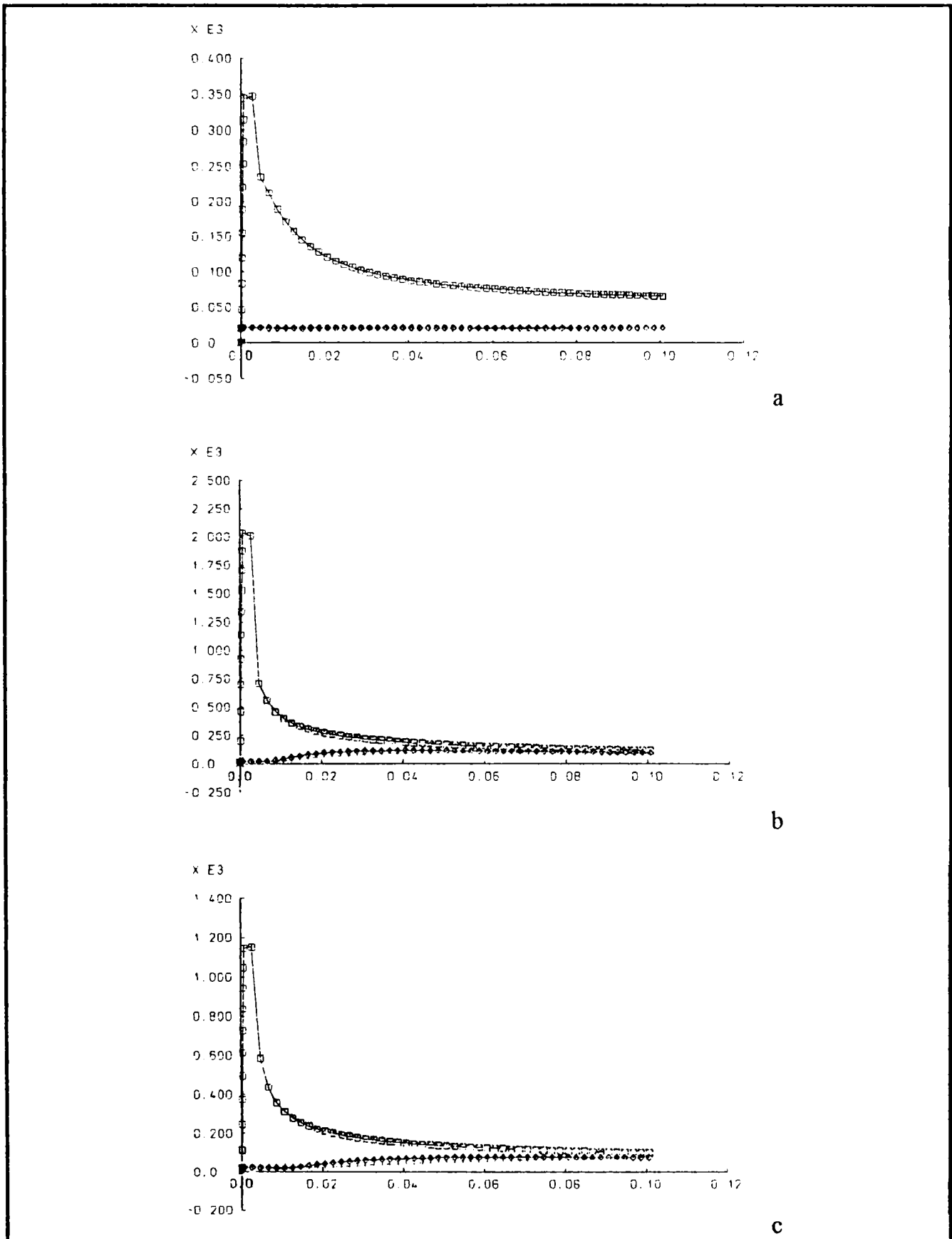


**Figura 4. 18** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel 42MoCr11, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta A de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.

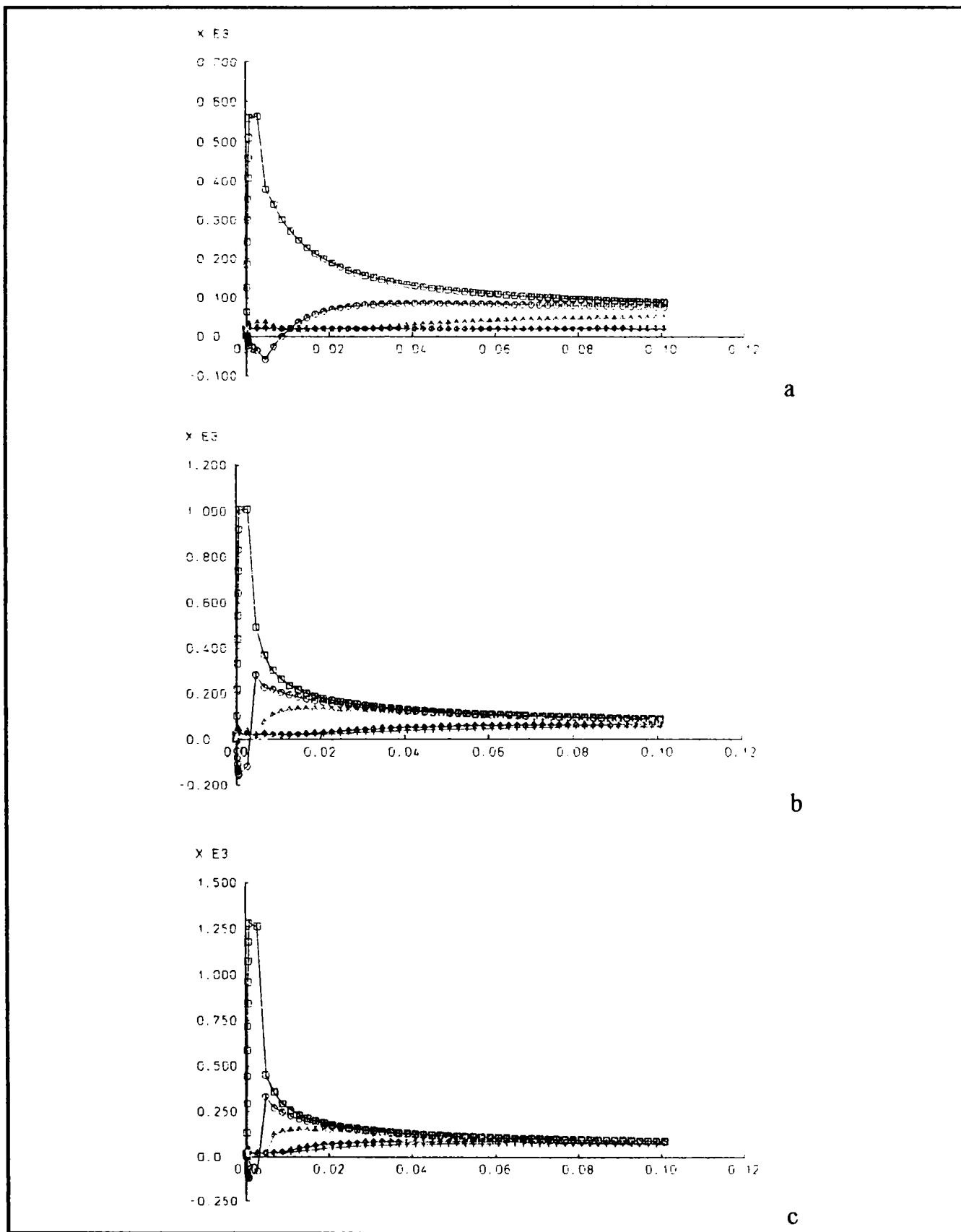




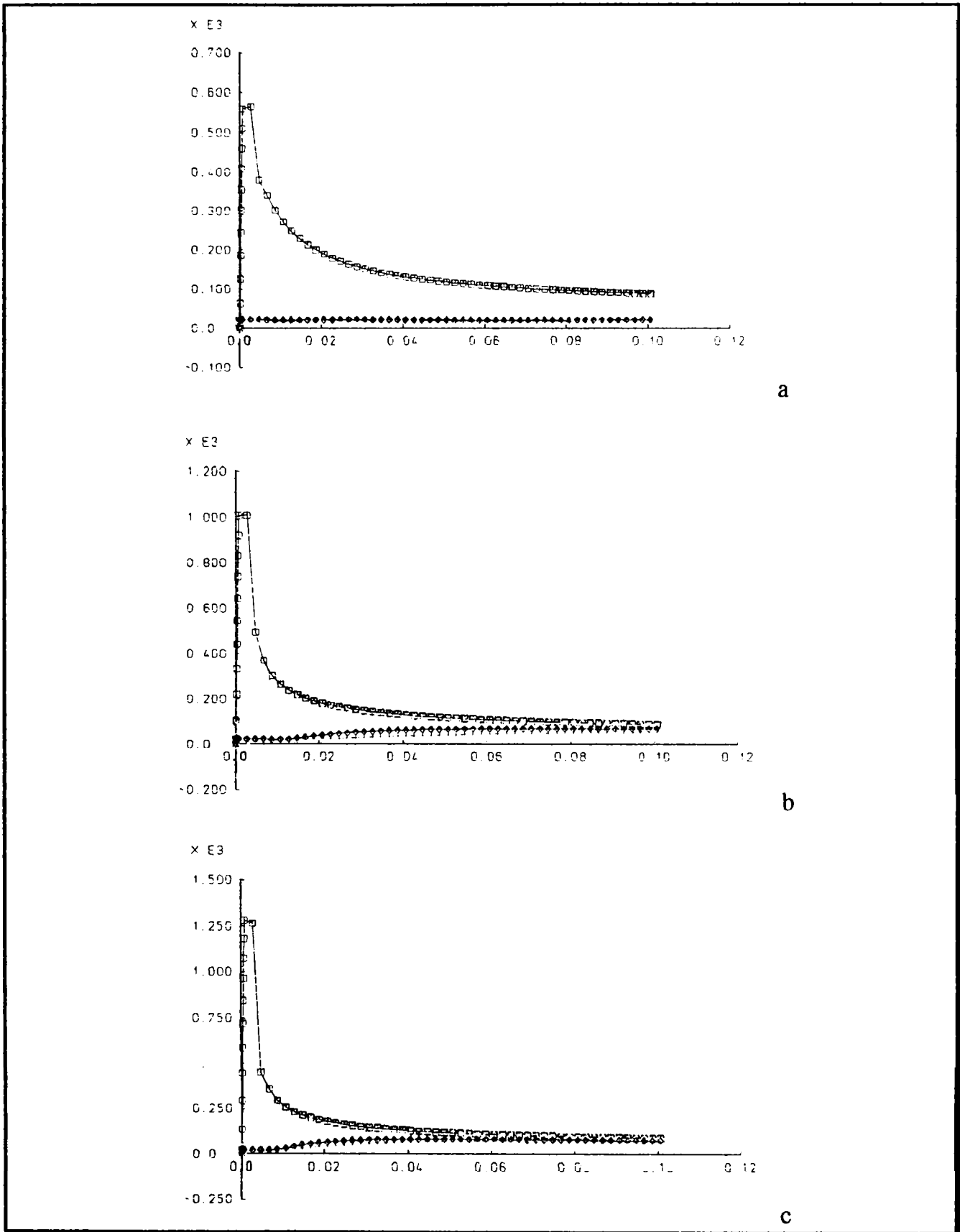
**Figura 4. 19** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel OLC45, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta B de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.



**Figura 4. 20** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel 42MoCr11, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta B de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.



**Figura 4. 21** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel OLC45, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta C de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.



**Figura 4. 22** Câmpul termic calculat pentru componenta din oțel 42MoCr11, îmbinare OLC45-42MoCr11, varianta B de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare, a - direcția I-I, b - direcția II-II, c - direcția III-III.



**Figura 4. 23** Microstructura zonei îmbinării, în cazul cuplului OLC45-42MoCr11 (M.O.  $\times 500$ )

Apariția unor cantități, chiar mici, de metal topit într-o zonă situată la marginea bavurii ar conduce la apariția unor stropi de metal lichid care ar fi expulzați spre exterior, ca în cazul procesului de sudare electrică prin presiune, fapt care nu se întâmplă în realitate. Mai mult, rezultatul investigațiilor microstructurale prezentate în figura 4.23, infirmă existența în zona îmbinării a unor structuri rezultate în urma unor procese de solidificare.

Pe măsură ce ne îndepărtăm de suprafața componentelor, temperatura scade astfel încât pe axa III-III punctele de pe suprafețele de frecare ating valori cu puțin inferioare celei de  $1200^{\circ}\text{C}$  (figura 4.19.c și 4.20.c). Această scădere a temperaturii se produce ca urmare a evacuării căldurii spre volume mai reci de material, aflate în zona axei pieselor.

Cu toate că prin conducție o mare parte din cantitatea de căldură este transferată spre straturile reci din profunzimea componentelor, temperatura atinsă în aceste zone este însă foarte scăzută. În zona planului îmbinării, pe axa I-I se atinge o valoare maximă a temperaturii de numai  $350^{\circ}\text{C}$  (figura 4.19.a și 4.20.a), ceea ce este total insuficient pentru obținerea unei îmbinări sudate de calitate corespunzătoare. În cazul în care fenomenele reale s-ar petrece după acest model, rezultatul ar fi obținerea unei îmbinări sudate de calitate necorespunzătoare, cu o capacitate insuficientă de preluare a eforturilor. Rezultatele la care am ajuns în realizarea îmbinărilor sudate între materiale diferite, precum și cele ale încercărilor de tracțiune statică, pe care le vom prezenta într-unul dintre capitolele următoare, infirmă posibilitatea ca acest model să fie cel după care evoluează câmpul termic într-o îmbinare sudată disimilară realizată prin frecare convențională.

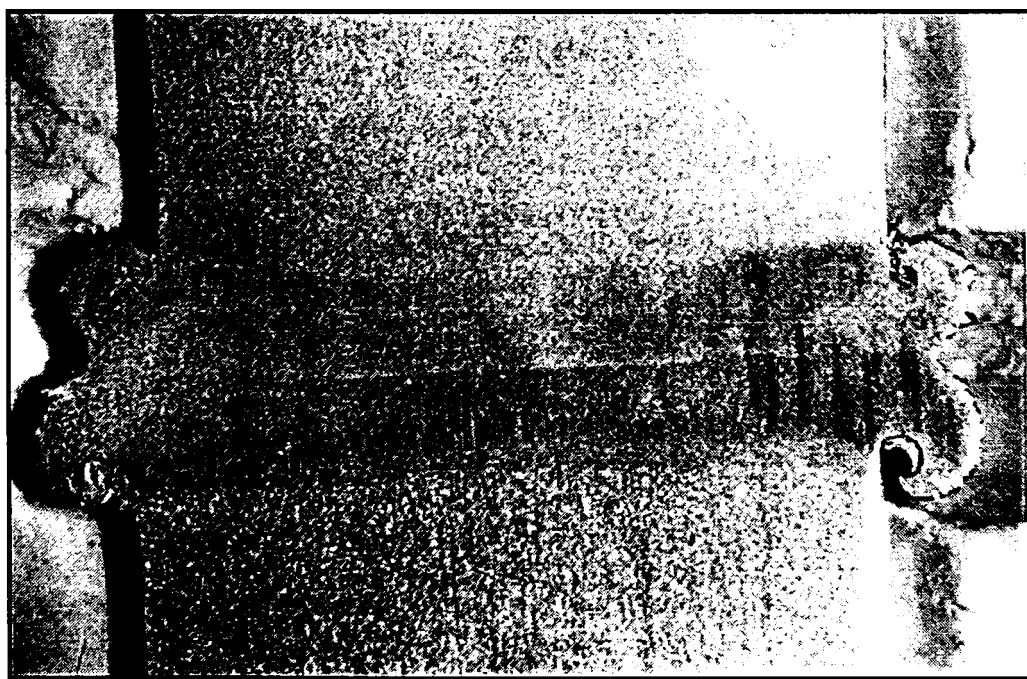
Rezultatele furnizate de cel de al treilea model de distribuție a căldurii pe suprafețele de frecare sunt sintetizate în figurile 4.21 și 4.22. Analizând aceste grafice se poate observa că temperatura maximă atinsă în îmbinarea sudată este localizată pe axa II-II și este puțin inferioară celei de  $1400^{\circ}\text{C}$  (figura 4.21.b și 4.22.b). La circa 2mm de suprafața componentelor, pe axa III-III, temperatura maximă atinsă pe suprafețele de frecare este de

circa 1200°C (figura 4.21.c și 4.22.c), iar în axa pieselor temperatura maximă este de circa 600°C (figura 4.21.a și 4.22.a).

Analizând aceste valori putem observa că ele se corelează cu celelalte informații cu privire la îmbinările sudate realizate. Astfel, temperaturile atinse sunt destul de ridicate pentru a asigura condiții corespunzătoare obținerii unor îmbinări sudate de calitate. Cu toate acestea, temperaturile nu ating valorile corespunzătoare celor de topire pentru nici unul dintre materialele din care sunt realizate componentele care se sudează.

Căldura generată în zona inelară a suprafețelor de frecare este evacuată cu precădere spre straturile exterioare ale componentelor, de unde este disipată spre mediul exterior. Deoarece transmiterea ei prin conducție spre zonele mai reci ale materialului de la suprafața componentelor se face rapid, viteza de încălzire a acestor straturi este ridicată. Modul de variație al căldurii, rezultat prin analiza comparativă a formei graficelor din figurile 4.21 b și c cu cele din figurile 4.22 b și c, evidențiază acest aspect, prin lipsa unei decalări semnificative în timp a maximumului atins în cele două zone.

Totodată, evacuarea căldurii se face preponderent spre straturile reci dinspre exteriorul inelului circular în care ea este generată, comparativ cu straturile reci dinspre miezul componentelor. Ca urmare a faptului că evacuarea ei de aici spre mediul exterior, prin convecție și prin radiație, este mai lentă se produce o acumulare a căldurii în această zonă. La aceste aspecte se mai adaugă și efectul pe care îl are formarea bavurii în zona exterioară a componentelor, care produce pe lângă o acumulare de material încălzit în această zonă, și o barieră termică, ce diminuează viteza de evacuare a căldurii înspre mediul exterior, conducând o dată în plus la acumularea căldurii preponderent în zona exterioară a componentelor. Ca urmare a acestor procese, zona influențată termic în cazul îmbinărilor sudate realizate prin frecare convențională are o formă specifică, cu o lățime mai mare înspre periferia componentelor comparativ cu zona centrală – formă de clepsidră (figura 4.24).



**Figura 4. 24** Forma și extinderea Z.I.T.-ului în cazul unei îmbinări OLC45-42MoCr11.

Odată stabilită evoluția câmpului termic atât în spațiu cât și în timp, cu ajutorul modelului creat, am încercat corelarea evoluției temperaturii cu diagramele de transformare anizotermă a austenitei subrăcite pentru cele două oțeluri. Dacă transformările reale care au

loc în timpul procesului de sudare, evidențiate prin această lucrare, sunt similare cu cele generate prin evoluția modelului teoretic, putem considera că am reușit să construim un instrument analitic cu ajutorul căruia se pot studia procesele termice din timpul sudării prin frecare convențională.

Deoarece evoluția transformărilor fazice și structurale poate fi studiată prin timpul de răcire între 800°C și 500°C, mi-am concentrat atenția asupra acestui interval de temperaturi.

Pentru început am considerat un punct situat chiar în planul îmbinării (în planul comun al celor două componente, chiar în planul de separație dintre cele două componente) situat pe axa III-III (figura 4.16).

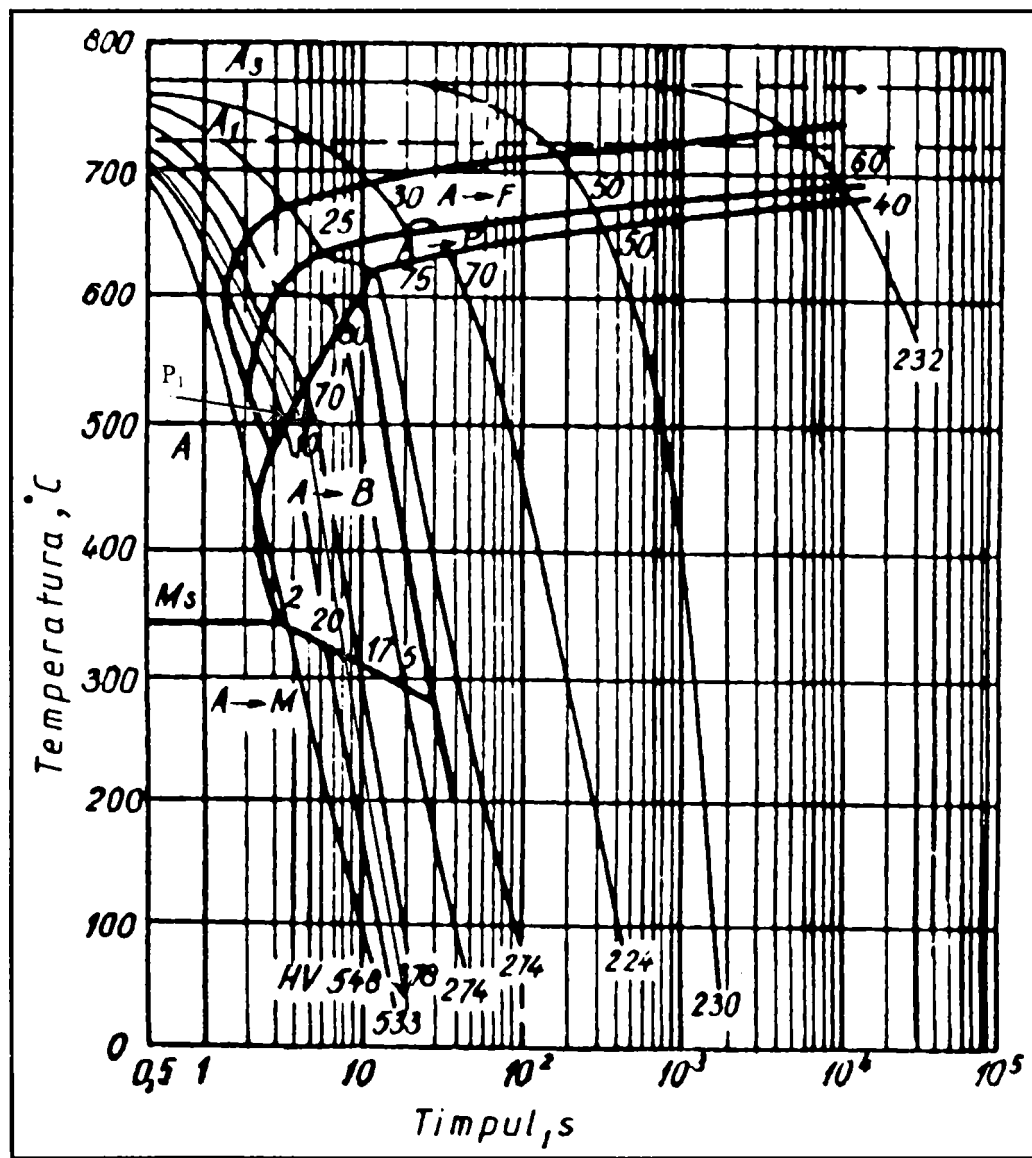


Figura 4. 25 Diagrama C.C.T.-OLC45 pe care este vizualizată curba de răcire calculată pe baza modelului analitic.

Dacă avem în vedere oțelul OLC45, putem considera un punct situat în zona din stânga, din imediata vecinătate a planului îmbinării, a cărei temperatură variază în timp conform curbei marcate cu linie neagră, care trece printre valorile calculate reprezentate prin pătrate negre în figura 4.21.c (—□—). Din această curbă rezultă că viteza de răcire este echivalentă cu un timp de răcire  $t_{8/5}$  de 6s (0,0016h), ceea ce corespunde unei curbe de răcire care trece prin punctul P<sub>1</sub> de pe diagrama de transformare la răcire anizotropă a austenitei pentru acest oțel (figura 4.25). Conform diagramei C.C.T.-OLC45 această viteză

de răcire conduce la obținerea unei durități situate între 378HV5 (curba care trece prin dreapta punctului  $P_1$ ) și respectiv 533HV5 (curba care trece prin stânga punctului  $P_1$ ).

Valoarea medie a durității teoretice este astfel în jur de 455HV5, ceea ce corespunde durității maxime obținute chiar în planul îmbinării, așa după cum se poate observa și din curba de variație a durității, măsurată experimental și prezentată în figura 4.27.

Urmărind evoluția ciclului termic corespunzător unor puncte din ce în ce mai îndepărtate de planul îmbinării, putem observa că temperatura maximă atinsă este din ce în ce mai mică, iar viteza de răcire se diminuează în mod corespunzător. În acest mod, pentru un punct situat la circa 2mm de planul îmbinării (figura 4.17.b, curba marcată cu linie verde, care trece printre punctele marcate cu triunghiuri ( $-\Delta-$ ), temperatura maximă atinsă este inferioară temperaturilor de transformare.

Deoarece în aceste condiții nu se mai produc transformări de fază, acest punct nu aparține zonei influențate termic. Prin urmare extinderea Z.I.T.-ului, conform modelului teoretic este de circa 2mm, valoare care corespunde investigațiilor experimentale și se corelează atât cu transformările fazice observate prin analize microscopice și macroscopice (figura 4.23 și 4.24) cât și cu evoluția durității, prezentată în figura 4.27, în care se poate observa o extindere a Z.I.T.-ului de circa 2,5mm.

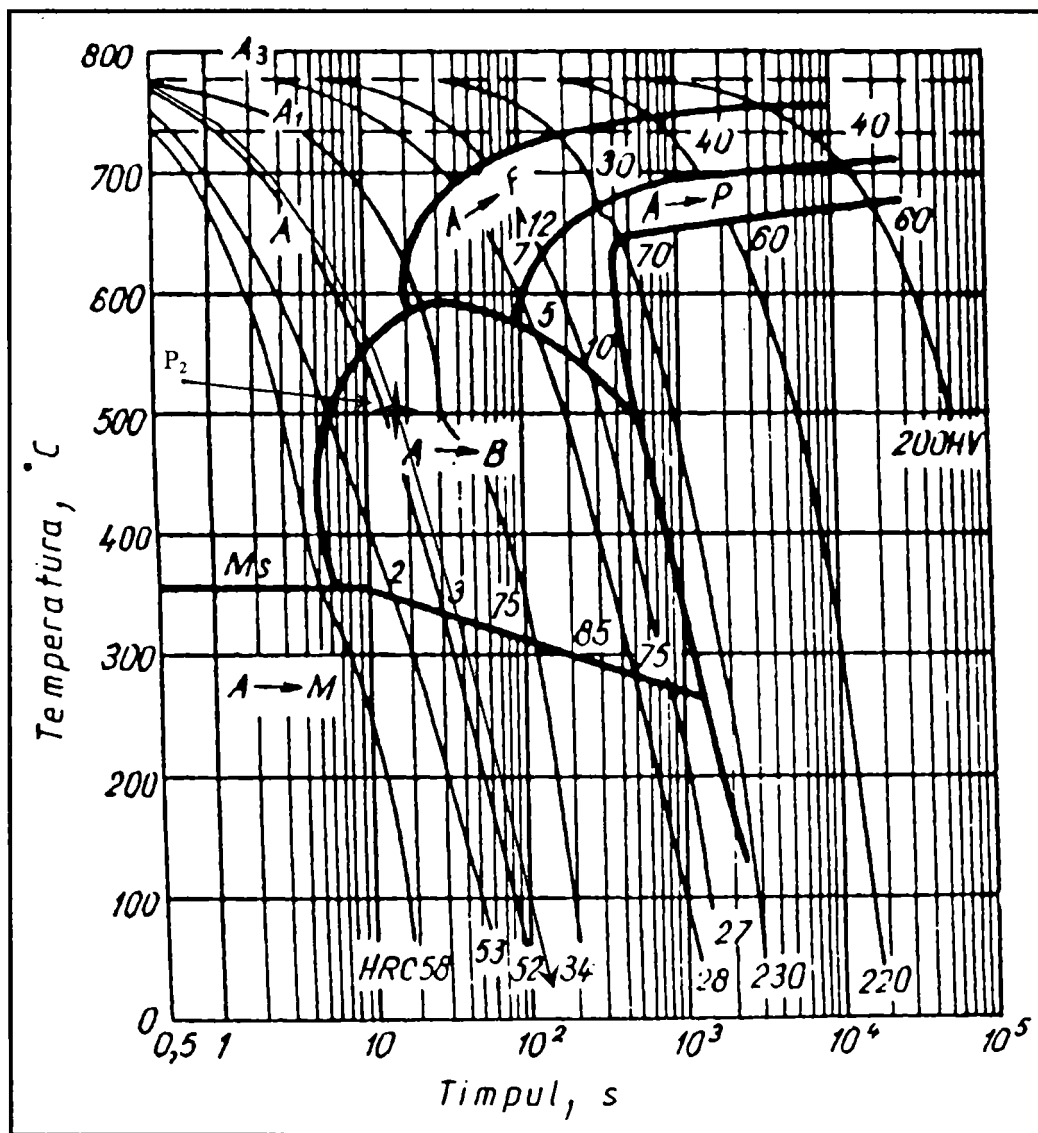


Figura 4. 26 Diagrama C.C.T.-42MoCr11 pe care s-a vizualizat curba de răcire calculată pe baza modelului teoretic.



În mod similar, pentru a urmări evoluția temperaturii în zona planului îmbinării pentru oțelul 42MoCr11 am considerat un punct din imediata vecinătate dreaptă a punctului de pe planul îmbinării. Evident existența unui contact fizic între cele două materiale face ca acesta să atingă aceeași temperatură maximă ca punctul similar considerat anterior pentru oțelul OLC45. Diferențele dintre ele vor fi produse de cantitățile diferite de căldură absorbite și de vitezele diferite de răcire, ca urmare a proprietăților termofizice diferite ale celor două materiale.

Viteza de răcire teoretică pentru acest punct este (conform curbei marcate —□— din figura 4.22.b) echivalentă cu un timp de răcire  $t_{8/5}=11s$  (0,003h), ceea ce corespunde unei curbe de răcire care trece prin punctul  $P_2$ , de pe diagrama C.C.T.-42MoCr11 (figura 4.26). Această viteză de răcire conduce la atingerea unor durități cuprinse între 34HRC (315HV5, corespunzătoare curbei din dreapta punctului  $P_2$ ) și respectiv 52HRC (525HV5, corespunzătoare curbei din stânga punctului  $P_2$ ).

Valoarea medie obținută prin măsurătorile experimentale pentru acest punct este de circa 450HV5 (figura 4.27), iar valoarea teoretică este de circa 419HV5, ceea ce arată o corelare bună a modelului teoretic cu realitatea determinată prin măsurători experimentale.

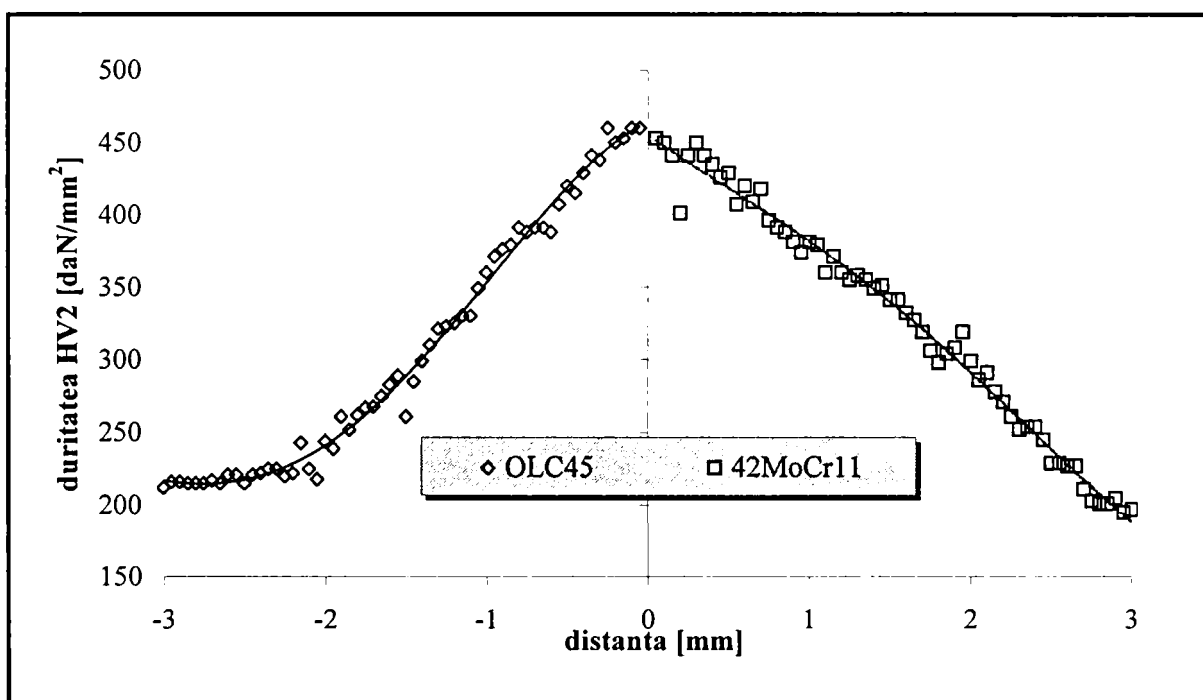


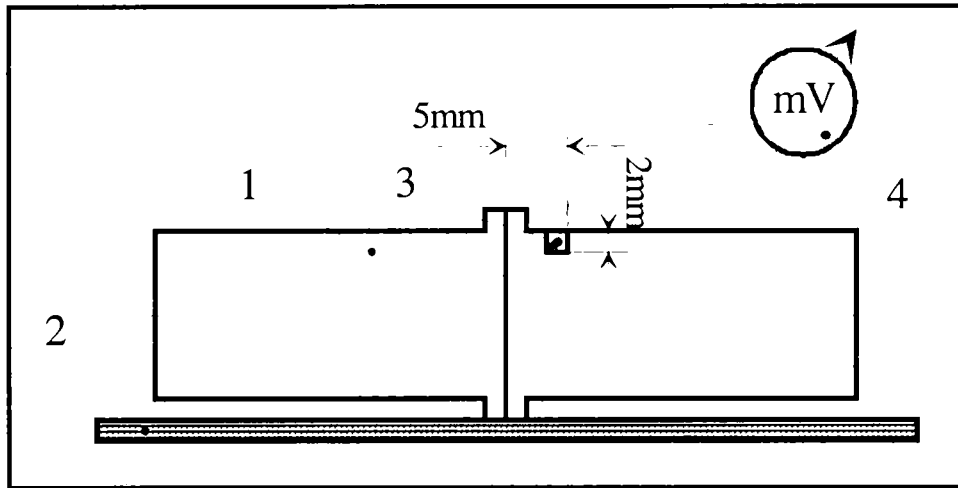
Figura 4.27 Curbele de variație a durității în lungul îmbinării OLC45-42MoCr11

În mod similar, pentru un punct situat la circa 2mm de planul îmbinării, ciclul termic de sudare prezintă un maxim al temperaturii situat sub valorile corespunzătoare declanșării unor transformări fazice și structurale. Extinderea teoretică a Z.I.T.-ului în acest caz este de circa 2mm, ceea ce corespunde evoluției durității măsurate experimental.

Ținând cont de toate aceste aspecte putem considera că modelul matematic elaborat reușește să descrie bine ciclul termic la care au fost supuse materialele în timpul procesului de sudare prin frecare convențională.

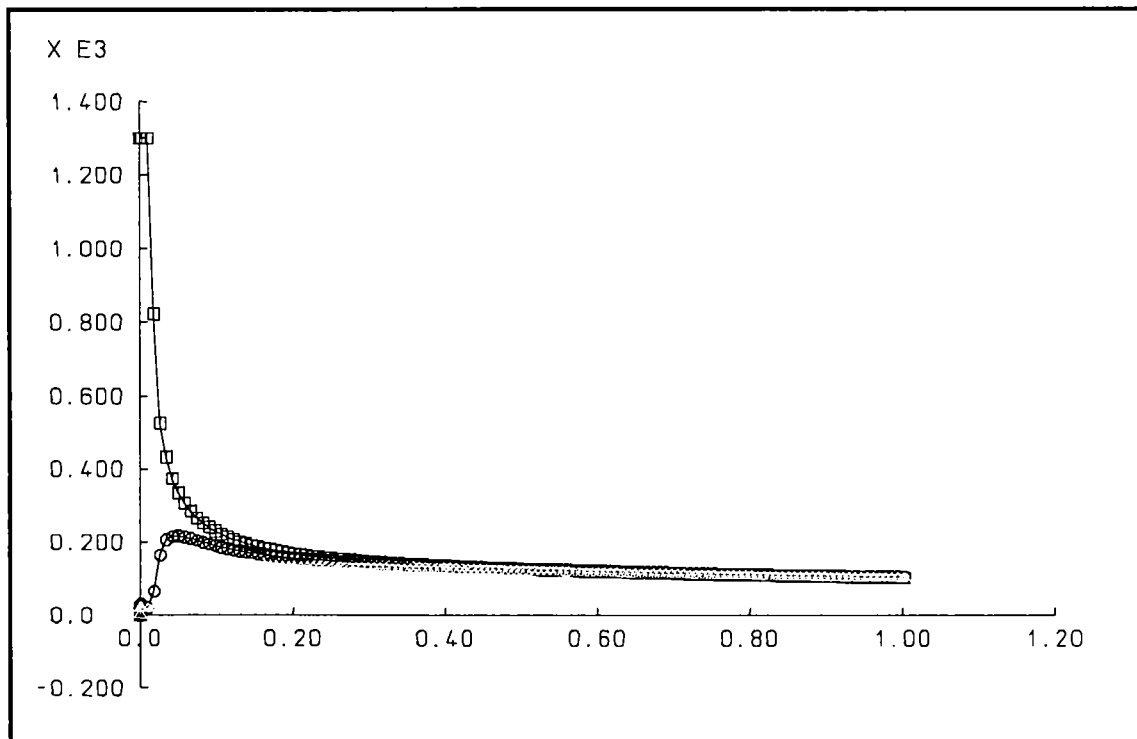
Pentru a estima mai bine calitatea modelului realizat am comparat valorile determinate analitic, cu ajutorul modelului matematic, cu valorile obținute în urma unor măsurători experimentale. Pentru aceasta am realizat un stand de măsurare a temperaturii în îmbinări sudate realizate prin frecare, care este prezentat în figura 4.28. Imediat după realizarea îmbinării sudate (1), aceasta este scoasă dintre bacurile mașinii de sudat prin frecare pentru

a evita mărirea vitezei de răcire prin evacuarea căldurii în masa de metal rece a mașinii. Piesa este așezată pe o placă de azbest (2) și într-o gaură executată înaintea sudării într-una dintre componente, la o distanță de circa 6mm de capătul ei, se amplasează punctul cald al unei termocuple (3), legată la un milivoltmetru digital (4). Adâncimea la care este introdusă termocupla este de aproximativ 2mm, ceea ce amplasează punctul măsurat pe axa III-III, din figura 4.16. Astfel, punctele în care se fac măsurătorile corespund celor pentru care am calculat analitic variația temperaturii și am reprezentat-o prin curbele (—○—), figura 4.29, pentru oțelul OLC45 și respectiv (—○—), figura 4.30, pentru oțelul 42MoCr11.



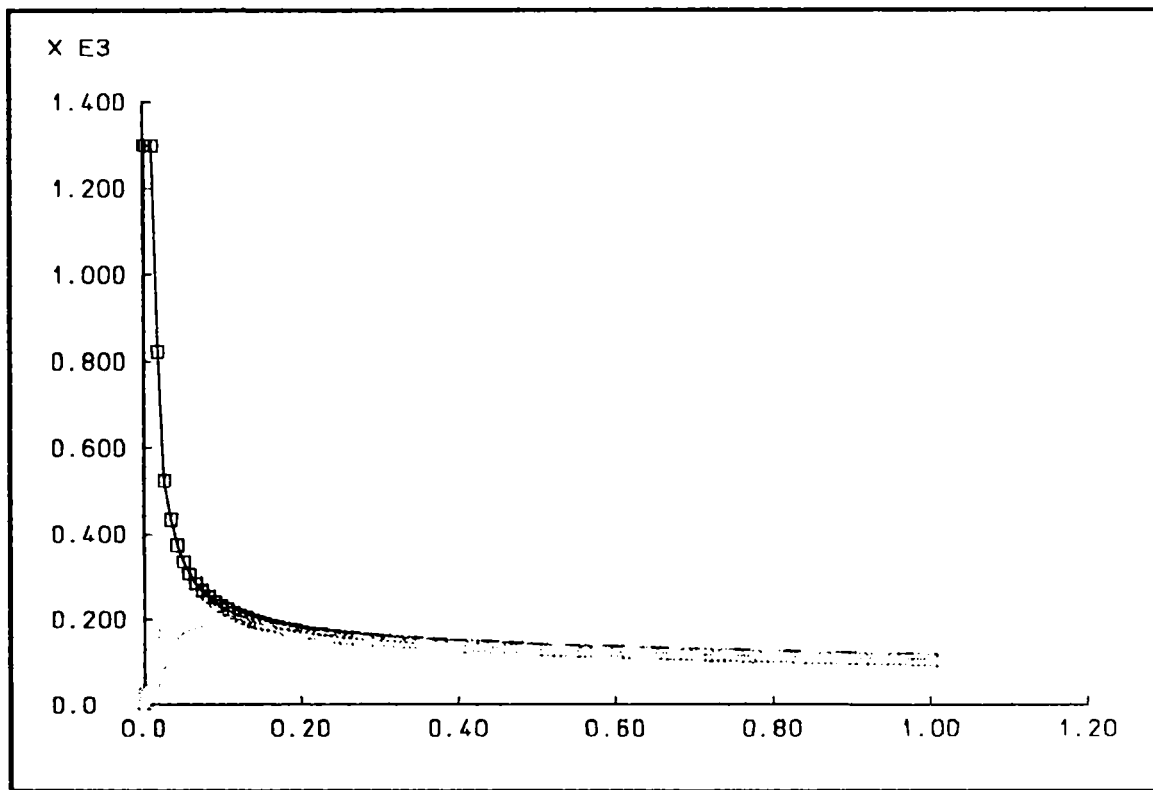
**Figura 4. 27** Stand pentru măsurarea experimentală a temperaturii în îmbinări sudate realizate prin frecare convențională

Rezultatele măsurătorilor experimentale în acest punct, atât pentru oțelul OLC45 cât și pentru 42MoCr11 sunt prezentate în figura 4.31.



**Figura 4. 28** Câmpul termic calculat pentru câteva puncte din imediata vecinătate a planului îmbinării OLC45-42MoCr11, aflate în oțelul OLC45

Similitudinea curbelor teoretice cu cele experimentale se poate observa atât în ceea ce privește valoarea maximă a temperaturii atinse în cele două materiale, cât și dacă urmărim alura curbelor pe durata răcirii. Aceste similitudini confirmă încă o dată faptul că modelul matematic realizat cu ajutorul metodei elementelor finite se apropie foarte mult de modul în care se distribuie temperatura într-o îmbinare reală.



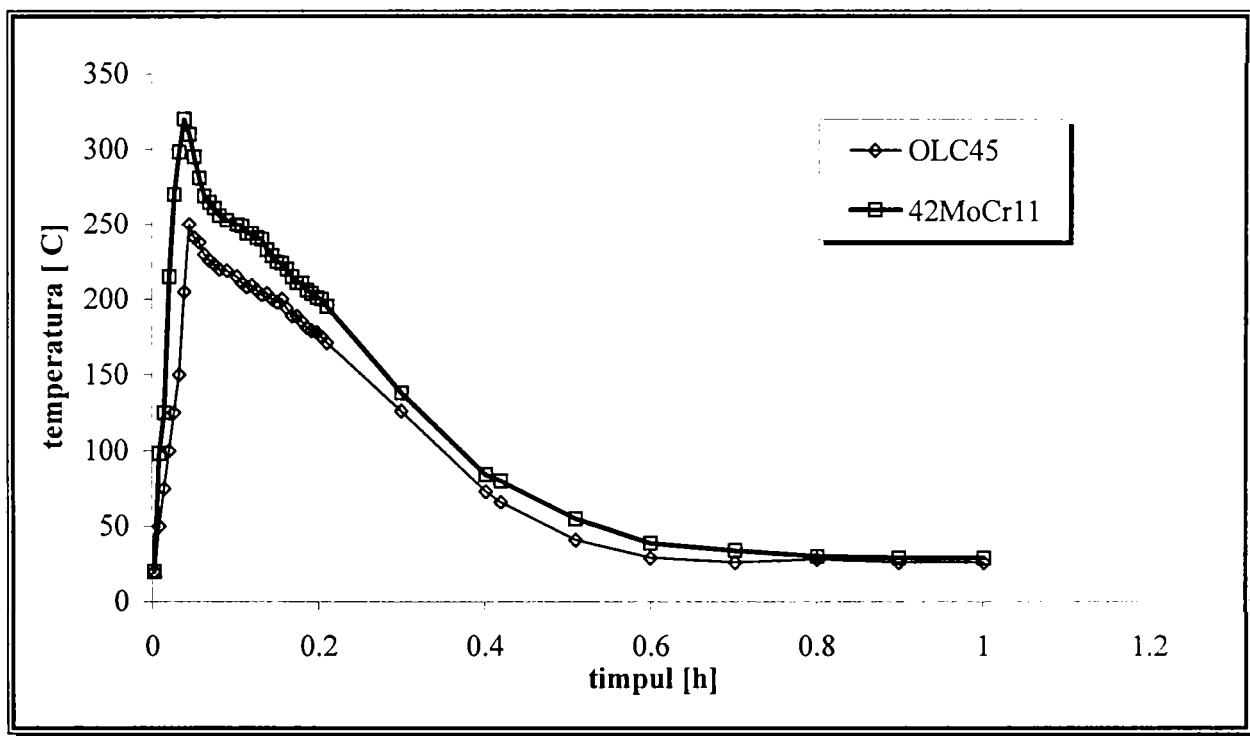
**Figura 4. 30** Câmpul termic calculat pentru câteva puncte din imediata vecinătate a planului îmbinării OLC45-42MoCr11, aflate în oțelul 42MoCr11

Pentru a putea analiza stabilitatea modelului realizat, am rulat acest model matematic păstrând condițiile de încărcare, cu diferite densități ale rețelei de discretizare și cu diferiți pași de parcurgere a intervalului de timp studiat. Rezultatele similare demonstrează că modelul este stabil, iar informațiile furnizate sunt demne de încredere. Totodată rularea modelului cu ajutorul unei rețele foarte dese de discretizare și cu pași de timp foarte mici a condus la curbele de câmp termic prezentate în figurile 4.30 și respectiv 4.31, pe care nu se mai observă eventualele "anomalii" care se pot remarca în cazul unor rulări preliminare a modelelor, când un factor foarte important este scurtarea duratei de ocupare a echipamentului de calcul.

Se poate observa că în aceste condiții de "rulare" a modelului de calcul, dispăre căderea de temperatură care apărea în momentul în care se trece de la momentul inițial, în care suprafețele de frecare nu sunt încărcate cu căldură, la momentul în care apar pe suprafețele de frecare cantitățile de căldură generate prin frecare. Acest moment este plasat în imediata vecinătate temporală cu momentul în care odată încărcate suprafețele de frecare cu cantități foarte mari de căldură, temperatura crește brusc, atingând valori foarte ridicate, specifice procesului de sudare prin frecare. Această creștere rapidă a temperaturii, determină în cazul unei rețele rare sau a unor pași de timp mari (ambele condiții alese astfel din dorința de reducere a timpului de calcul) apariția unei evoluții locale instabile a sistemului. Prin urmare, rezultatele obținute în rezolvarea sistemului de ecuații format, conduc la apariția pe curbele de variație a temperaturii unor puncte din Z.I.T. a unor scăderi ale valorii

temperaturii (ceea ce semnifică o "răcire" în timp), uneori chiar până la valori negative, fapt imposibil pentru un fenomen fizic de genul celui urmărit prin acest model.

Așa după cum s-a putu observa din unele grafice prezentate mai sus, acest fenomen de instabilitate își face simțită prezența chiar în condițiile în care rețeaua de discretizare utiliza 1249 noduri (1236 elemente) pentru fiecare material și pasul cu care se parcurgea intervalul de timp era cuprins între  $6,88 \cdot 10^{-5}$ s și  $0,19 \cdot 10^{-8}$ s, rularea unei variante de calcul durând peste 24 de ore. Prin urmare, chiar și aceste valori sunt prea mari pentru a putea descrie continuu fenomenele termice. Pentru a arăta stabilitatea modelului și a obține o descriere continuă a fenomenelor termice am rulat modelul realizat cu o rețea de două ori mai deasă și cu pași de timp și mai mici, obținând după mai mult de 36 de ore rezultate ca cele prezentate în figurile 4.29 și 4.30. Se poate observa că în aceste grafice temperatura variază continuu crescător pe perioada de încălzire și continuu descrescător pentru perioada de răcire, fără salturile bruște în perioada încălzirii, care apăreau în zonele unde temperatura variază rapid de la un punct la altul și de la un moment la altul.



**Figura 4. 30** Curbele de variație a temperaturii măsurate experimental pentru cele două oțeluri componente ale îmbinării OLC45-42MoCr11

În concluzie putem arăta că am reușit să realizăm un model analitic de simulare a câmpului termic de sudare pentru cazul sudării prin frecare convențională a două componente din materiale diferite. Acesta simulează bine procesele termice care se desfășoară în timpul sudării, oferind o modalitate reală și eficientă de previzionare a comportării la sudare prin frecare convențională a oricărui cuplu de materiale. Singurele probleme sunt legate de capacitatea de calcul pe care o avem la dispoziție și de timpul de rulare al modelului matematic de care dispunem.

Indiferent de inconvenientul pe care îl prezintă durata mare de rulare a modelului, se pot face economii însemnate prin faptul că se pot elimina o serie de variante tehnologice care nu vor conduce la rezultatele dorite, rămânând ca în practică experimentările să înceapă de la un număr mai mic de variante, respectiv de la acele variante tehnologice care au condus pe modelul teoretic la rezultate acceptabile.

# Capitolul 5

## REAȚII DE INTERFAȚĂ LA ÎMBINĂRI SUDATE ETEROGENE REALIZATE PRIN FRECARÉ

Așa după cum am mai arătat, pe parcursul procesului de sudare prin frecare convențională se manifestă o serie de fenomene complexe de natură termo-deformaționale care au o influență determinantă asupra calității îmbinării sudate realizate. Evident cunoașterea și stăpânirea acestora permite "optimizarea" procesului de sudare prin frecare convențională.

Dacă ținem cont că aplicabilitatea acestui procedeu de sudare este tot mai largă, cu precădere datorită posibilității realizării unor îmbinări sudate între materiale diferite, foarte dificil, dacă nu chiar imposibil, de îmbinat prin alte procedee tehnologice de sudare, putem să ne confruntăm cu manifestările unor fenomene complexe, care vor avea implicații deosebite atât asupra desfășurării procesului de sudare, în sine, cât și asupra rezultatului obținut.

Apariția și desfășurarea acestora vor fi determinate în mod hotărâtor de:

- natura materialelor care se sudează, prin diferențele mai mari sau mai mici care există între ele din punctul de vedere al:
  - compoziției chimice;
  - caracteristicilor termo-fizice;
  - caracteristicilor de rezistență mecanică și de plasticitate;
  - aptitudinii la deformare plastică și recristalizare;
  - valorii vitezelor critice de călire în cazul oțelurilor;
  - sensibilității la ecruisare mecanică și fazică în cazul oțelurilor;
  - granulației structurale,
- câmpul termo-deformațional care se creează în timpul procesului de sudare.

Având în vedere aceste aspecte, în îmbinările sudate eterogene obținute prin frecare se pot manifesta o serie de procese și fenomene, cum ar fi:

- reacții de interfață de tipul difuziei, formării unor compuși chimici sau intermetalici, precipitări de faze secundare, etc.;
- transformări de fază în stare solidă;
- finisarea granulației în zonele îmbinării afectate de ciclul termo-deformațional;
- amestecări de natură pur mecanică a materialelor de pe suprafețele de frecare ale componentelor;
- deplasări ale planului de frecare față de planul de separație, înspre una sau alta dintre componente;
- procese de formare și distrugere a unor microsuduri de pe suprafețele de frecare;

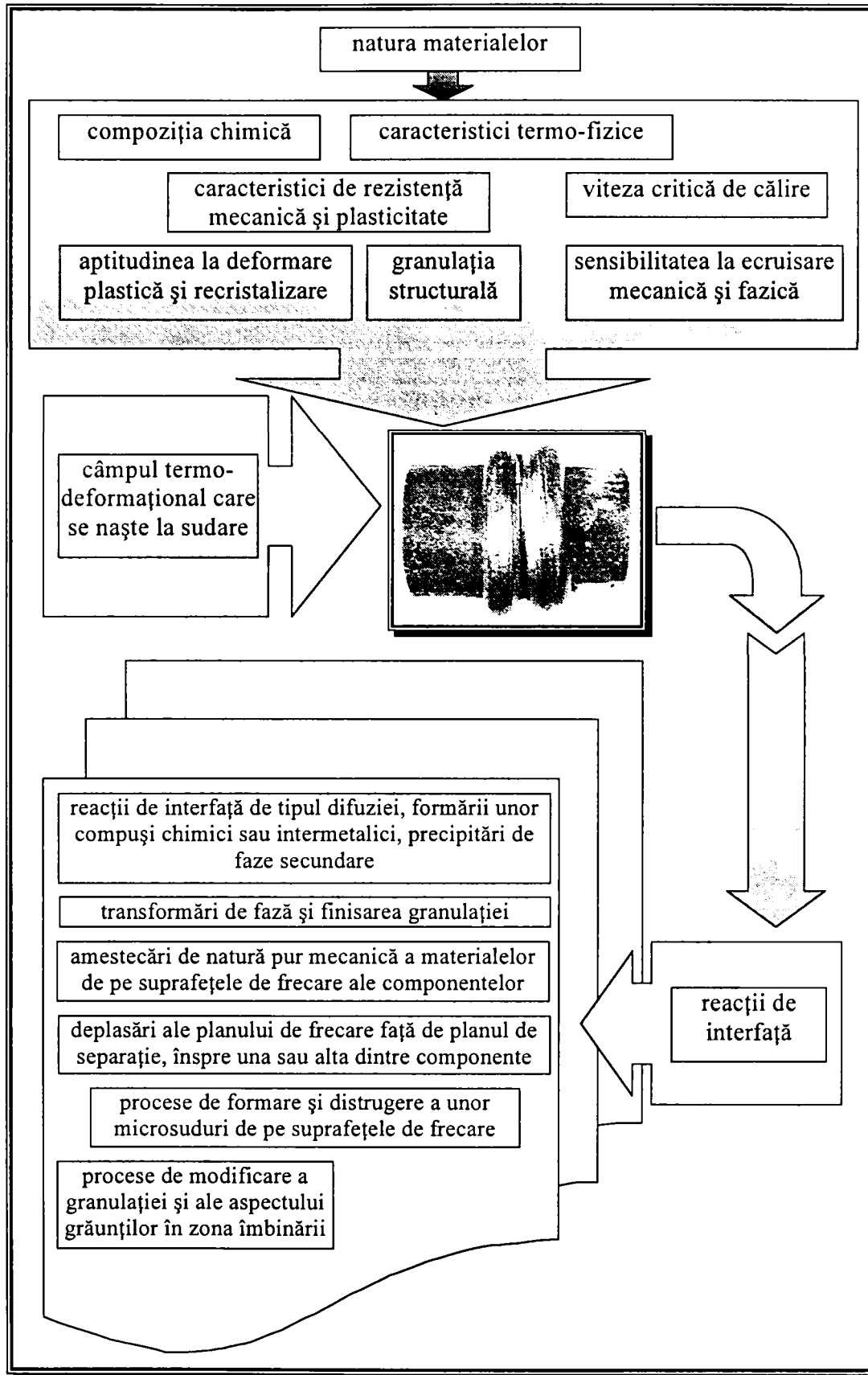


Figura 5. 1 Factorii determinanți și reacțiile de interfață declanșate de aceștia la îmbinările sudate eterogene realizate prin frecare.

Toate aceste aspecte sunt sintetizate în figura 5.1 și vor face obiectul cercetărilor care se vor prezenta în acest capitol.

Importanța studierii acestor reacții și a rezultatelor lor asupra structurii materialelor din zona îmbinării rezidă din faptul că aceasta din urmă conferă spectrul de proprietăți al

îmbinării realizate. Orice modificare structurală va determina o modificare a proprietăților materialului în care are loc modificarea structurii. Cunoașterea acestor modificări permite luarea unor măsuri tehnologice care să permită înlăturarea efectelor nedorite sau a unor măsuri mai complexe care să preîntâmpine apariția lor sau care să atenueze efectul lor. Aceste măsuri constau fie în modificarea valorilor parametrilor tehnologici ai procesului de sudare și/sau a variantei tehnologice alese, fie în aplicarea unor tratamente termice anterioare sau post sudare.

### 5.1 Procese de transfer de masă prin difuzie

Unul dintre principalele fenomene întâlnite la îmbinările sudate disimilare este legat de transferul de masă prin difuzie. Studiarea acestui proces este de extremă importanță deoarece difuzia unor atomi ai elementelor de aliere dintr-o componentă în alta, poate conduce la formarea unor faze secundare, fragile, care pot compromite calitatea îmbinării sudate realizate.

Analizând etapele procesului de sudare prin frecare, prezentate în capitolul 2, precum și evoluția câmpului termic dezvoltat se poate observa că transformarea energiei mecanice în energie termică conduce la ridicarea temperaturii în zona îmbinării până la o valoare maximă corespunzătoare echilibrului termic între căldura produsă și cea pierdută prin radiație și convecție.

Fortarea apropierei celor două suprafețe frontale prin aplicarea presiunii de frecare conduce treptat la trecerea de la starea inițială (figura 5.2.a) la aplatizarea asperităților și fragmentarea impurităților, simultan cu mărirea suprafeței de contact la nivel atomic (figura 5.2.b). Legăturile puternice care se formează între atomii marginali, în această etapă, permit

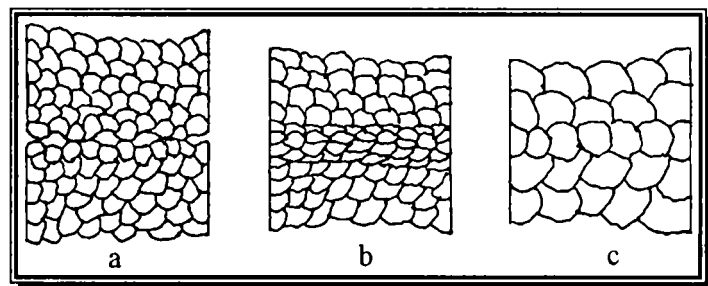


Figura 5. 2 Etapele formării zonei de difuzie la îmbinările sudate prin frecare.

realizarea îmbinării celor două materiale, temperaturile ridicate declanșând procesele de difuzie a atomilor de-a lungul limitelor dintre grăunți. Întrucât difuzia pe limitele grăunților este rapidă, această a doua etapă se produce într-un timp scurt, iar eventualele goluri rămase sunt izolate de limitele grăunților aflați în creștere prin recristalizare. Eliminarea completă a acestora se produce în cea de-a treia etapă (figura 5.2.c), în care are loc o difuzie volumică, timpul necesar fiind mai îndelungat.

Transferul de masă prin difuzie constă din deplasarea unor atomi prin interfața dintre componentele care se sudează, deci trecerea unui număr de atomi din materialul unei componente în materialul celeilalte componente. Prin urmare, procesul fiind legat de difuzia unor elemente chimice, este implicit dependent de existența unui gradient de concentrație diferit al elementelor de aliere a căror difuzie se urmărește. Aceasta înseamnă că trebuie să existe o variație a concentrației respectivelor elemente în lungul direcției de interes, fapt posibil doar în condițiile unor îmbinări disimilare. Având în vedere acest aspect, devine evidentă importanța acestui proces în cazul îmbinărilor eterogene, unde sunt îndeplinite condițiile producerii fenomenului de difuzie.

Fenomenul de transfer de masă prin difuzie este guvernat de legile lui Fick, care exprimă matematic atât direcția în care se deplasează atomii, cât și amploarea deplasării.

Astfel, prima lege a lui Fick arată că difuzia se produce în timp, prin deplasarea atomilor din zona de concentrație ridicată spre zona cu concentrație redusă. Cu alte cuvinte deplasarea se produce întotdeauna în direcția în care scade gradientul concentrației, relația matematică având următoarea formă:

$$J = \frac{1}{S} \cdot \frac{dm}{dt} = -D \cdot \frac{dc}{dx} \quad (5.1)$$

unde:

$J$  este fluxul de material, respectiv cantitatea de material sau element de aliere care trece prin suprafața  $S$ , perpendiculară pe direcția de difuzie, în timpul  $t$ , [g];

$S$  – suprafața prin care se produce deplasarea atomilor, [cm<sup>2</sup>];

$x$  – distanța pe care se deplasează atomii în timpul difuziei, [cm];

$m$  – masa de atomi care s-au deplasat prin suprafața  $S$ , în timpul  $t$ , [g];

$c$  – concentrația în elementul de aliere studiat, [g/cm<sup>3</sup>];

$D$  – coeficientul de difuzie al elementului de aliere a cărei evoluție este urmărită, [cm<sup>2</sup>/s].

Semnul minus are tocmai semnificația deplasării atomilor de la concentrații mai mari spre concentrații mai mici.

Pentru studierea proceselor de difuzie în îmbinări sudate disimilare este mai utilă folosirea celei de-a doua legi a lui Fick, care se obține aplicând prima lege a lui Fick la un volum de material, limitat de două plane paralele, aflate la o distanță  $dx$  unul față de celălalt.

Fluxul de material care trece prin primul plan va fi:

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (5.2)$$

Iar cel ce trece prin celălalt plan va fi

$$J + \frac{\partial J}{\partial x} dx = -D \frac{\partial c}{\partial x} - \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) dx \quad (5.3)$$

Scăzând prima ecuație din cea de-a doua obținem:

$$\frac{\partial J}{\partial x} = -\frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (5.4)$$

Această ecuație arată că mărimea fluxului cu distanța  $x$  este echivalentă cu micșorarea în timp a concentrației elementului de aliere studiat  $\left( -\frac{\partial c}{\partial t} \right)$ , care a difuzat în unitatea de volum luată în considerare.

Prin urmare, a doua lege a lui Fick poate fi scrisă astfel:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (5.5)$$

În cazul în care, pentru simplificare, considerăm că  $D$ , coeficientul de difuzie, este constant (nu depinde de concentrație), a doua lege a lui Fick ia forma:

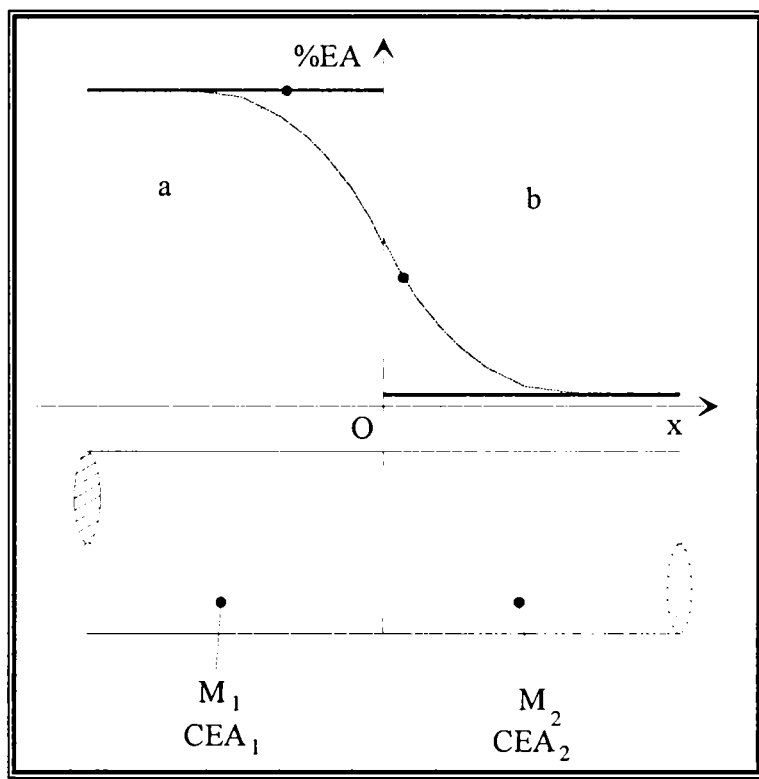


$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (5.6)$$

Pentru a determina soluția acestei ecuații diferențiale în condițiile unei îmbinări sudate, vom porni de la faptul că cele două materiale sunt în contact intim, realizând între atomii marginali legături care asigură continuitatea materialului. Astfel, putem considera o îmbinare sudată, ca cea reprezentată schematic în figura 5.3, pe care vom analiza difuzia unui element de aliere dintr-un material în celălalt, deplasările atomilor fiind raportate la axa de simetrie orizontală a îmbinării realizate.

În aceste condiții, procesul de difuzie poate fi analizat pornind de la un element de aliere (EA), care se găsește în concentrația  $CEA_1$  în materialul  $M_1$  și respectiv  $CEA_2$  în materialul  $M_2$ . La momentul inițial, al începerii procesului de sudare prin frecare convențională, concentrația în acest element de aliere este cea reprezentată printr-o linie continuă (a), observându-se trecerea bruscă de la concentrația ridicată în materialul  $M_1$  la cea scăzută din materialul  $M_2$ .

Odată cu desfășurarea procesului de sudare, ridicarea temperaturii și trecerea timpului favorizează procesul de difuzie, astfel încât atomii ai elementului de aliere urmărit vor trece frontiera dintre cele două materiale, pătrunzând în materialul mai sărac în elementul de aliere ( $M_2$ ). Ca urmare, concentrația în acest element de aliere va scădea în materialul  $M_1$ , în apropierea planului de separație, iar în mod similar va crește în materialul  $M_2$ . Curba de variația a acestei concentrații va trece de la forma inițială (a - înaintea procesului de sudare) la forma (b), corespunzătoare îmbinării finale obținute (figura 5.3).



**Figura 5.3** Variația concentrației unui element de aliere în cazul îmbinării sudate disimilare realizate prin frecare convențională.

Soluția ecuației diferențiale (5.6) are următoarea formă:

- pentru partea de creștere a valorii concentrației în elementul de aliere studiat

$$c - c_1 = (c_2 - c_1) \cdot \left( 1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \right) \quad (5.7)$$

- pentru partea de scădere a valorii concentrației în elementul de aliere studiat

$$c = c_1 \cdot \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \quad (5.8)$$

unde:

$c$  este concentrația necunoscută a elementului de aliere studiat, în [%];

$c_1$  – concentrația în elementul de aliere studiat a materialului  $M_1$ , în [%];

$c_2$  – concentrația în elementul de aliere studiat la suprafața materialului  $M_1$ , deci în materialul  $M_2$ , în [%];

$$\operatorname{erf}(y) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^y e^{-y^2} dy \text{ este funcția erorii [155].}$$

În realitate, difuzia se declanșează ca urmare a diferenței de concentrație pentru un element de aliere, între două puncte oarecare dintr-un material, intensitatea fenomenului fiind determinată atât de diferența de concentrație dintre cele două puncte cât și de temperatura la care se desfășoară procesul. Acest din urmă factor are o influență hotărâtoare asupra fenomenului de difuzie prin efectul pe care îl are asupra coeficientului de difuzie,  $D$ , creșterea temperaturii determinând o creștere exponențială a coeficientului de difuzie, conform relației:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (5.9)$$

unde:

$D_0$  este coeficientul de difuzie la temperatura ambiantă;

$Q$  – energia de activare a difuziei;

$R$  – constanta gazelor.

Atât valorile corespunzătoare funcției erorii cât și valorile coeficientului de difuzie și ale energiei de activare [57, 58, 155] pot fi găsite în literatura de specialitate, în cazul ultimelor două mărimi, funcție de materialul în care se produce difuzia.

Considerând materialul  $M_1$  și coeficientul de difuzie al unui element de aliere  $EA_1$ , în acest material ( $D_{1,1}$ ), putem scrie conform celei de-a doua legi a lui Fick, ținând cont și de sistemul de axe, următoarea ecuație.

$$\frac{\partial}{\partial t} = D_{1,1} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \text{ pentru } -\infty < x < 0 \quad (5.10)$$

În mod similar, pentru materialul  $M_2$ , în care coeficientul de difuzie al elementului de aliere  $EA_1$  este ( $D_{2,1}$ ), putem scrie

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_{2,1} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \text{ pentru } 0 < x < \infty \quad (5.11)$$

Pentru un element de aliere oarecare ( $EA_i$ ) putem scrie

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_{1,i} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \text{ și respectiv } \frac{\partial c}{\partial t} = D_{2,i} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (5.12)$$

Totodată, pe interfața dintre cele două materiale trebuie respectată următoarea condiție:

$$c(-0, t) = c(+0, t) \quad (5.13)$$

care arată că interfața aparține ambelor materiale, trecerea de la un material la celălalt realizându-se, în timp, continuu, fără salturi de concentrație. Deci putem scrie:

$$D_{1,i} \frac{\partial c(-0,t)}{\partial x} = -D_{2,i} \frac{\partial c(+0,t)}{\partial x} \quad (5.14)$$

Transferul de material prin interfață trebuie să respecte legea conservării masei, respectiv cantitatea de materie care iese din materialul  $M_1$  trebuie să fie egală cu cantitatea de materie care trecând prin interfața dintre cele două materiale pătrunde în materialul  $M_2$ . Matematic acest lucru se poate scrie astfel pentru orice element de aliere  $i$  studiat.:

$$|\Phi_i(1)| = |\Phi_i(2)| \quad (5.15)$$

Vom considera că îmbinările sudate disimilare, sunt realizate prin procedeul de sudare prin frecare convențională, între diferite oțeluri, la care vom considera, pentru simplificare, coeficienții de difuzie ai fiecărui element de aliere în discuție ca fiind egali în ambele oțeluri. Acest lucru are următoarea semnificație matematică:

$$D_{1,i} = D_{2,i} \quad (5.16)$$

Ținând cont de acestea, rezolvarea ecuațiilor diferențiale (5.12) conduce la următoarele soluții:

$$c(x,t) = c_2 + \frac{c_1 - c_2}{2} \left( 1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \right) \quad (5.17)$$

pentru  $-\infty < x < 0$  (materialul  $M_1$ ) și respectiv

$$c(x,t) = c_2 + \frac{c_1 - c_2}{2} \left( 1 + \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \right) \quad (5.18)$$

pentru  $0 < x < \infty$  (materialul  $M_2$ ).

Relațiile (5.17) și (5.18) descriu variația unui element de aliere ( $i$ ) în lungul unei îmbinări sudate disimilare realizate prin frecare convențională.

Cu ajutorul acestor relații și cunoscând coeficienții de difuzie ai diferitelor elemente de aliere în oțeluri, precum și istoria termică a îmbinării, putem determina modul de variație al concentrației acestora în lungul îmbinării sudate realizate.

Cercetările experimentale, întreprinse cu scopul de a verifica relațiile matematice de mai sus, s-au concentrat pe îmbinări sudate realizate din cuplul de oțeluri OLC45-Rp3, utilizând tehnologii de sudare caracterizate de următoarele valori ale parametrilor tehnologici principali:

**Tabelul 5.1** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare convențională a cuplului OLC45-Rp3.

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
A01	1450	244	244	7,44	0,09	7,16
A02	1450	244	293	7,44	0,09	7,16
A03	1450	244	390	7,44	0,09	7,16
A04	1450	244	244	12,20	0,09	7,16

Având în vedere compozițiile chimice ale celor două oțeluri (oțel carbon de calitate, respectiv oțel rapid pentru scule), mi-am concentrat atenția asupra difuziei elementelor de

aliere Cr, W și V din componenta realizată din Rp3 în cea realizată din OLC45, pornind de la situația inițială sintetizată în tabelul 5.2.

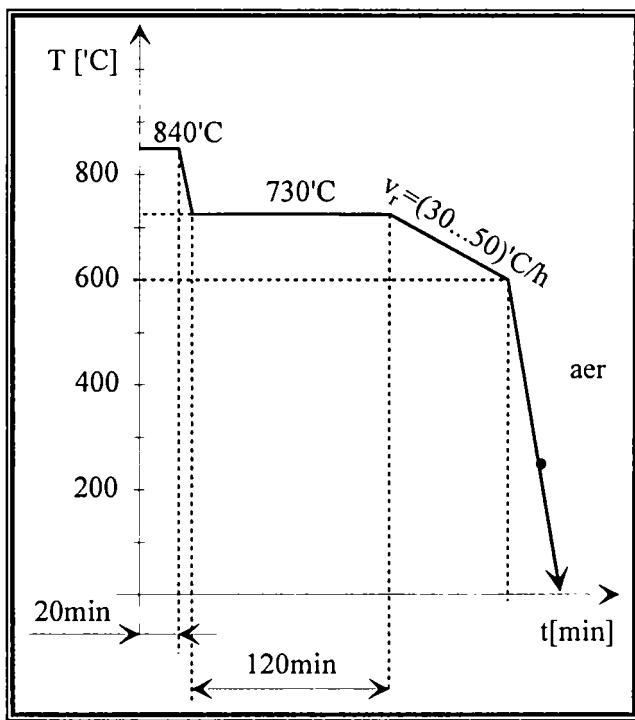
**Tabelul 5.2** Valorile coeficienților de difuzie ai Cr, W și V în oțel și a concentrațiilor acestor elemente de aliere în cele două oțeluri, în condițiile inițiale

Elementul de aliere	Coeficientul de difuzie, $D$ , $\text{cm}^2/\text{s}$	Concentrația elementului de aliere, %	
		OLC45	Rp3
Cr	$1,58 \cdot 10^{-12}$	max. 0,3	3,6-4,4
W	$5,29 \cdot 10^{-15}$	-	1,0-1,4
V	$6,69 \cdot 10^{-15}$	-	17,5-19,5

Istoria termică a acestor îmbinări are în vedere faptul că imediat după sudare, acestea sunt introduse într-un cuptor pentru tratament termic post sudare. Tratamentul termic constă dintr-o recoacere cu încălzire la  $T_{\text{inc}}=840^\circ\text{C}$ , urmată de o menținere izotermă la  $T_{\text{men}}=730^\circ\text{C}$  timp de 2 ore, după care până la  $600^\circ\text{C}$  răcirea se face cu  $(30\div 50)^\circ\text{C}/\text{h}$ , conform ciclogramei din figura 5.4. Scopul acestuia constă în micșorarea durității, reducerea tensiunilor interne, a pericolului de fisurare la rece și uniformizarea distribuției constituenților structurali.

Îmbinările sudate realizate fără aplicarea unor răciri controlate după sudare s-au rupt chiar în timpul răcirii, fără a fi solicitate mecanic din exterior, indiferent de valorile parametrilor tehnologici folosiți. Explicația acestui fenomen constă din apariția și propagarea unor fisuri chiar în zona îmbinării, pe fondul cumulării a două efecte nedorite. În primul rând este vorba de generarea unor tensiuni interne de valori ridicate ca urmare a vitezelor de răcire ridicate din zona îmbinării, iar în al doilea rând formarea, tot datorită acestor viteze de răcire, a unor structuri cu fragilitate și duritate mare. Apariția unor viteze de răcire ridicate în cazul îmbinărilor sudate prin frecare între aceste oțeluri este justificată în continuare.

Dacă până la temperatură de circa  $600^\circ\text{C}$  conductivitatea termică a oțelului carbon este superioară celei corespunzătoare oțelului rapid, diferența dintre ele fiind invers proporțională cu temperatura, odată depășită această valoare raportul dintre ele se inversează. Acest fapt face ca la începutul procesului de sudare căldura generată pe suprafețele de frecare să se îndrepte preferențial spre componenta din oțel carbon, încălzindu-se o cantitate mai mare de material din această componentă, rezultând o zonă influențată termic mai extinsă (circa 3mm conform figurilor 5.5 a, b, c și d). În același timp zona influențată termic din oțelul rapid este mai redusă (circa 2mm, conform figurilor 5.5 a, b, c și d). Odată cu încălzirea materialului



**Figura 5.4** Ciclu de tratament termic post-sudare aplicat îmbinărilor OLC45-Rp3.

din zona îmbinării peste 600°C, căldura este transmisă prin difuzie preponderent în componenta din oțel rapid, producându-se încălzirea mai rapidă a acestui material.

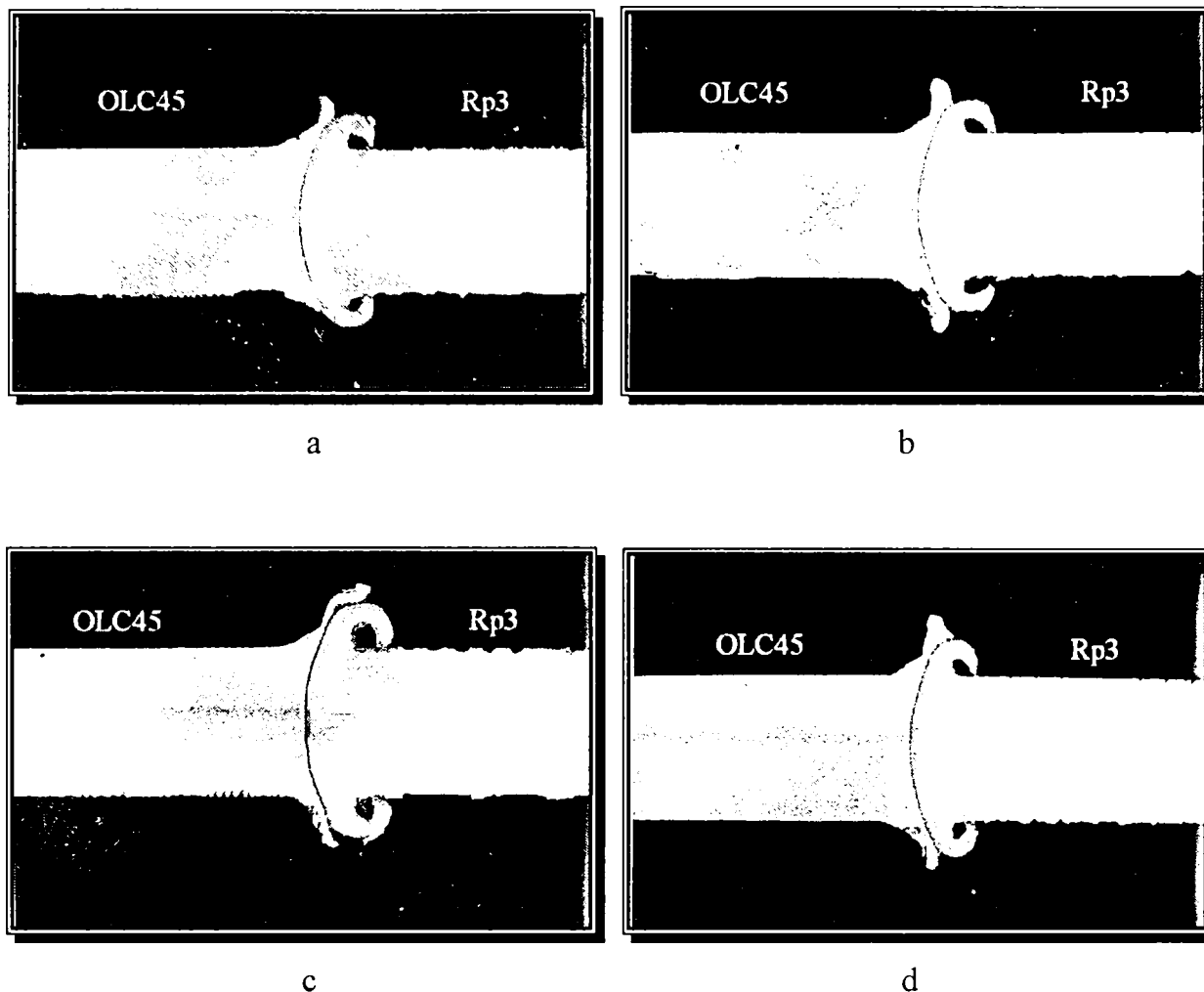


Figura 5. 5 Aspecte macroscopice ale îmbinărilor sudate ale cuplului OLC45-Rp3

În momentul în care procesul de sudare este finalizat, pe suprafețele de frecare nu se mai degajă căldură, începând procesul de răcire a materialelor din zona îmbinării. Temperatura atinsă la sfârșitul perioadei de frecare fiind mult superioară celei de 600°C căldura este evacuată mai rapid din oțelul de scule, asigurându-se astfel o viteză ridicată de răcire, cu atât mai mult cu cât cantitatea de material încălzit din acest oțel este relativ mică.

Pe lângă vitezele de răcire mari, la apariția tensiunilor interne ridicate își aduc aportul și distribuția neuniformă a căldurii generate pe suprafețele de frecare, așa după cum am arătat și în capitolul 4, precum și valorile diferite ale coeficienților de dilatare termică liniară ale celor două materiale.

Având în vedere ciclurile termice la care au fost supuse îmbinările sudate realizate, precum și relațiile matematice care descriu modelul matematic ce stă la baza difuziei, putem descrie profilul concentrației oricărui element de aliere în lungul unei îmbinări sudate realizate prin frecare convențională.

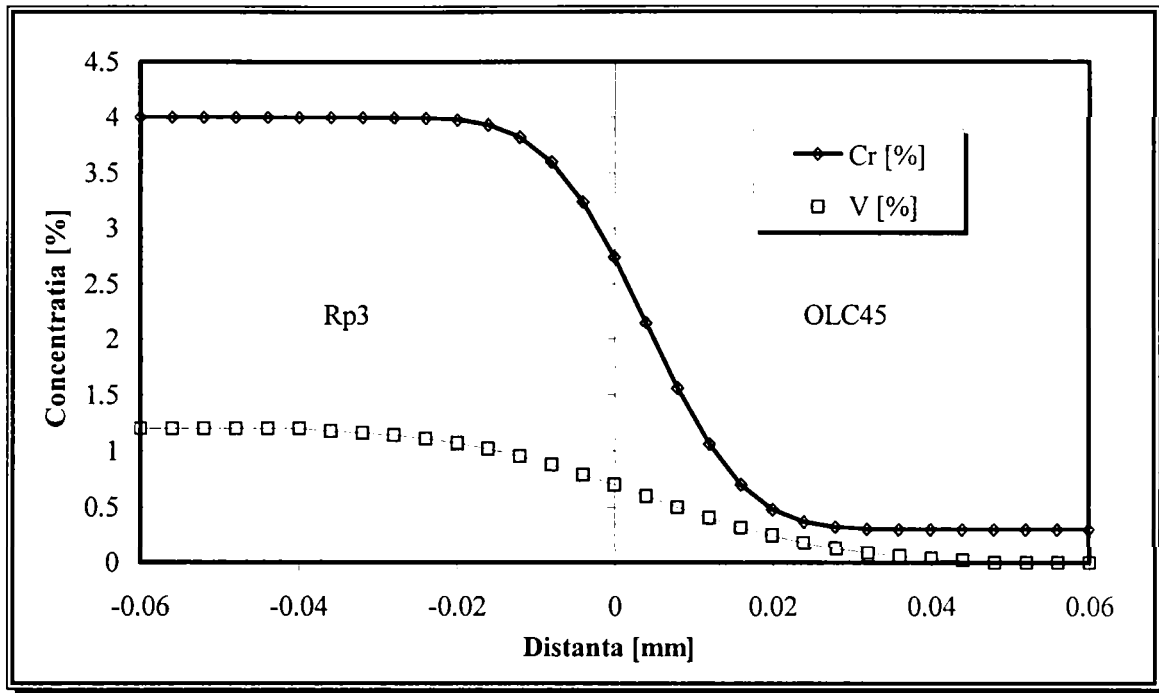


Figura 5. 6 Variația concentrației de Cr (jos) și V (sus) în îmbinările OLC45-Rp3, rezultată din modelul teoretic

Pentru a putea aprecia exactitatea modelului matematic, am trasat curbele de variație a concentrației în Cr și V (figura 5.6) și respectiv W (figura 5.7) în lungul unei îmbinări, conform acestuia. Rezultatele pot fi comparate cu aceleași curbe de variație obținute pe calea măsurătorilor experimentale, utilizând o microsondă electronică.

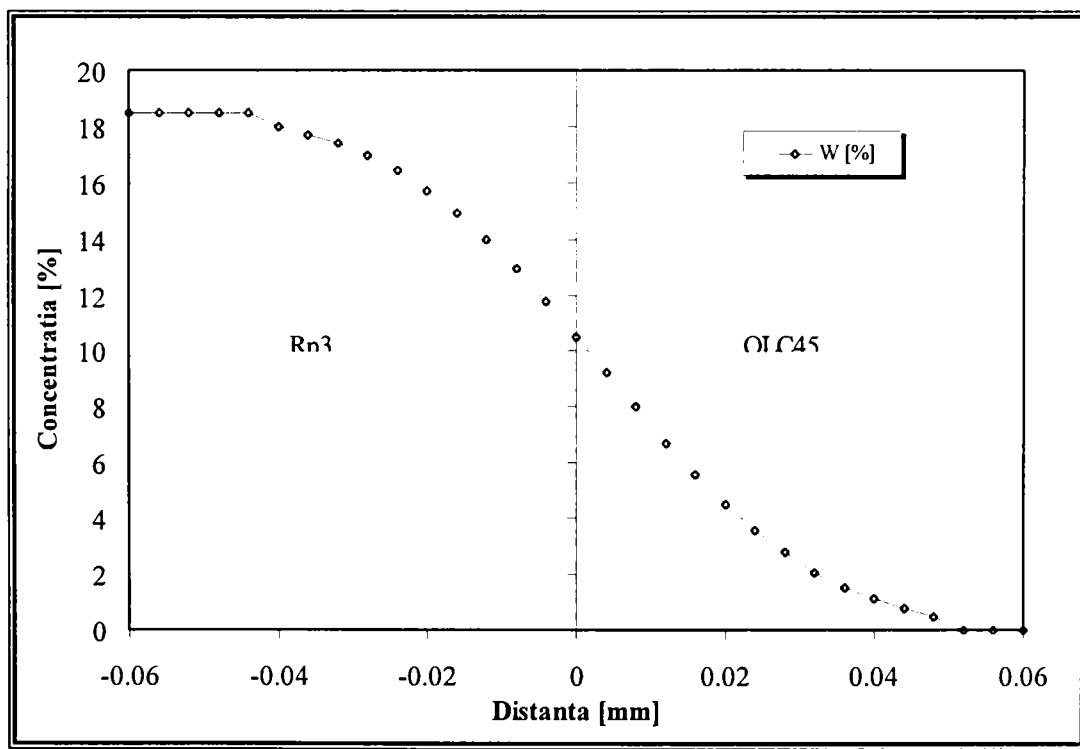
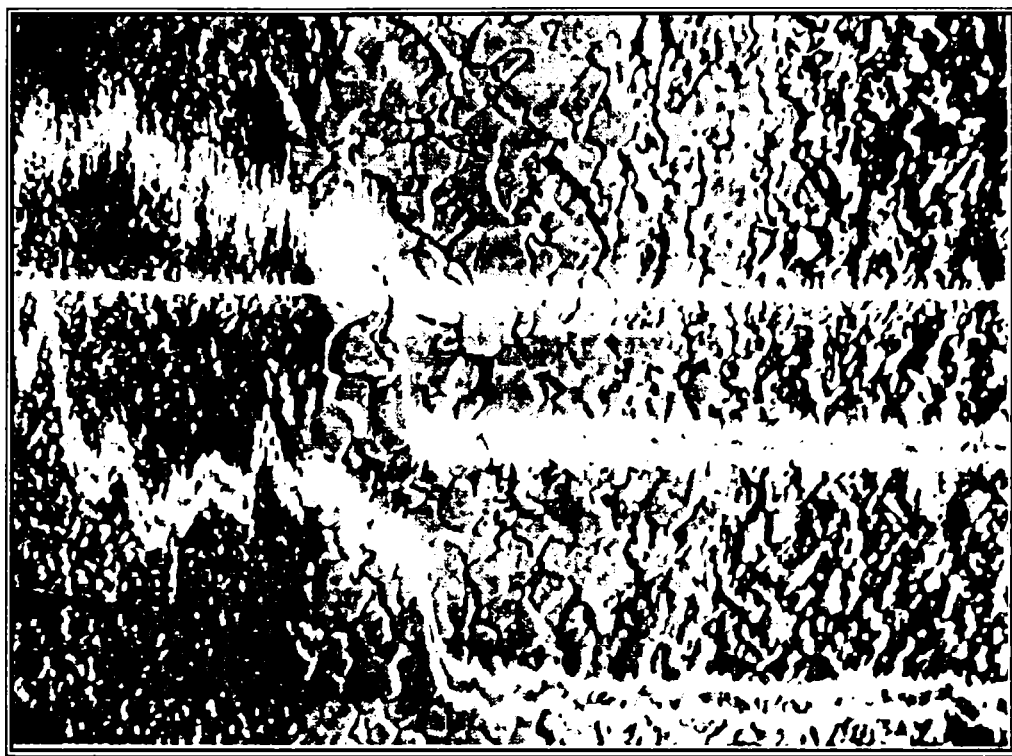
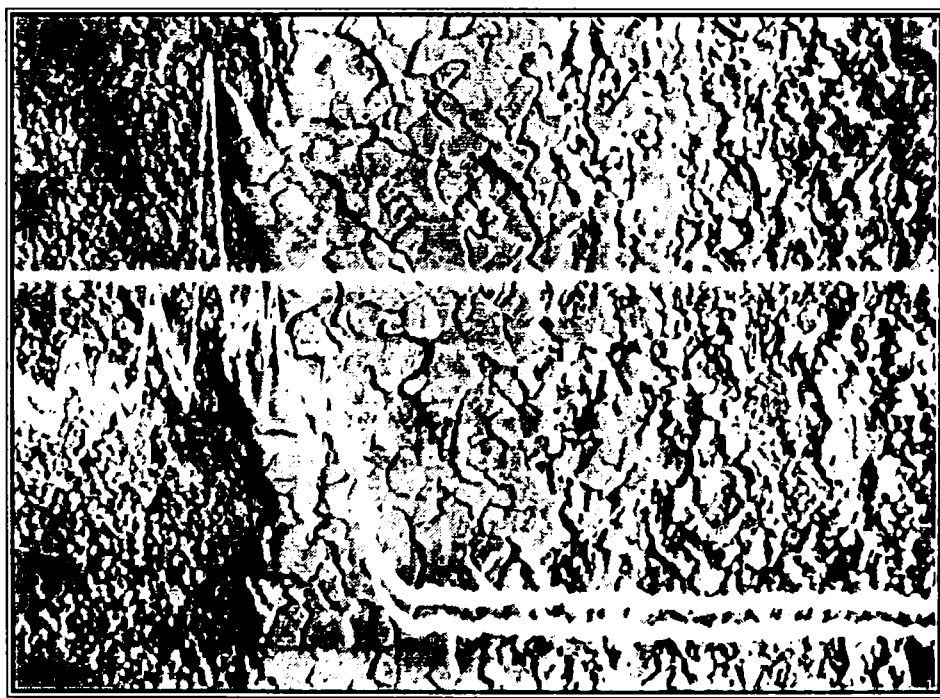


Figura 5. 7 Variația concentrației de W în îmbinările OLC45-Rp3, rezultată din modelul teoretic

Curbele obținute în urma investigațiilor experimentale sunt prezentate în figurile 5.8 și respectiv 5.9.



**Figura 5. 8** Curbele de variație ale Cr (jos) și V (sus) determinate experimental cu ajutorul microsondei electronice



**Figura 5. 9** Curba de variație a W determinată experimental cu ajutorul microsondei electronice

Analizând comparativ cele două categorii de rezultate obținute (teoretice și experimentale), se pot observa câteva aspecte:

- variațiile concentrațiilor elementelor de aliere studiate pe modelul teoretic, au aceeași alură ca în cazul investigațiilor experimentale, ceea ce confirmă descrierea destul de exactă a fenomenului real de către modelul experimental;
- distanțele pe care s-au putut observa difuzii ale elementelor de aliere, determinate cu ajutorul măsurătorilor experimentale, pe probele din îmbinările sudate realizate din cuplul de oțeluri OLC45-Rp3, sunt aproximativ următoarele: 30μm pentru Cr, 40μm pentru V și 40μm pentru W;
- determinarea pe cale analitică a distanțelor pe care se produce difuzia acestor elemente de aliere m-a condus la rezultate foarte apropiate de valorile obținute experimental, fapt ce se poate observa prin compararea graficelor prezentate în figurile 5.6...5.9.

La o analiză mai atentă a imaginilor obținute cu ajutorul microsondei electronice se poate distinge foarte clar o zonă decarburată, din oțelul carbon de calitate, situată în imediata vecinătate a suprafeței de separație dintre cele două oțeluri, cu o lățime de circa 100μm. În continuare vom încerca elucidarea acestui fenomen precum și verificarea, încă o dată a modelului matematic, pentru cazul variației concentrației de carbon în lungul îmbinării.

Explicația acestui fenomen, la o primă vedere paradoxal, este destul de simplă. Cu toate că în oțelul rapid pentru scule concentrația medie a carbonului este aproape de două ori mai mare decât în oțelul carbon de calitate - (0,42-0,50)%C în OLC45 respectiv (0,7-0,8)%C în Rp3 - acesta este legat sub formă de carburi, stabile, prin legături puternice, care sunt distruse doar la temperaturi foarte ridicate.

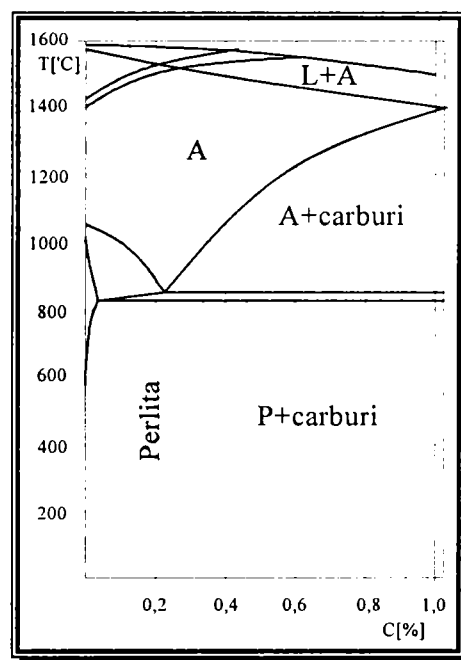
**Tabelul 5.3** Structura și proporția constituenților structurali în oțelul Rp3 recopt

Constituent	Sorbită	Carburi globulare
Proporție, %	71	29 (9% M <sub>23</sub> C; 18,5% M <sub>6</sub> C; 1,5% MC)

În aceste condiții, menținerea izotermă la circa 730°C timp de 2h asigură descompunerea într-o măsură suficientă a austenitei în constituenți de treaptă perlitică (sorbită), pe lângă care există carburi globulare distribuite uniform. Proporția acestor constituenți este conform tabelului 5.3.

Prezența elementelor de aliere din acest oțel produce o modificare a diagramei Fe-Fe<sub>3</sub>C cunoscută, aspectul noii diagrame de echilibru cvasibinare Fe-C cu 18%W, 4%Cr și 1%V, fiind cel din figura 5.10.

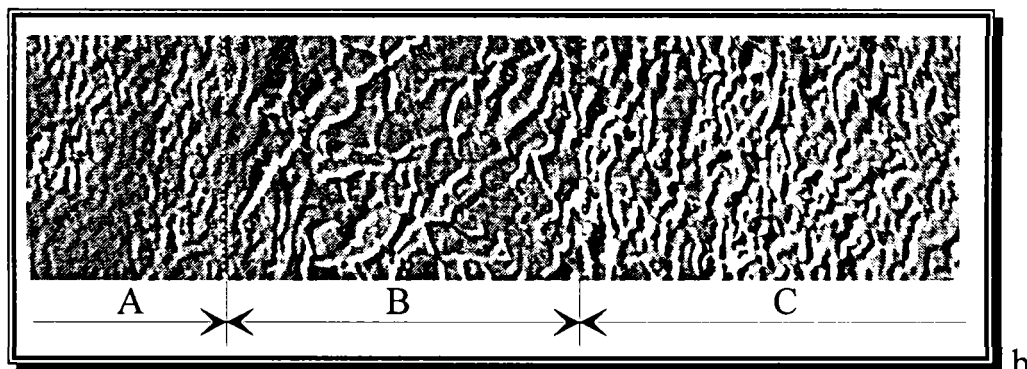
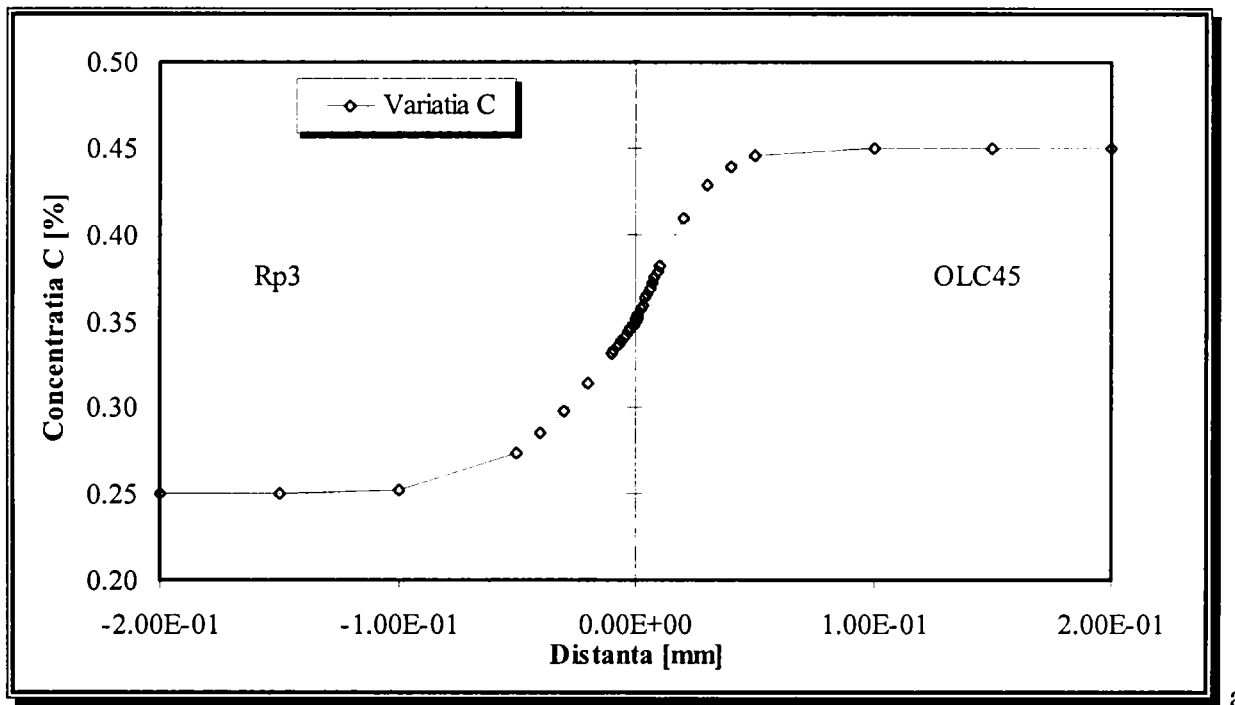
Se observă ridicarea temperaturii punctului critic A<sub>c1</sub> de la 727°C la circa 830÷840°C și modificarea concentrației eutectoidului de la 0,77%C la circa 0,25%C, solubilitatea maximă a carbonului în austenită scăzând de la 2,11%C la circa 1,1%C. În aceste condiții, pe lângă carbonul existent în carburi, cantitatea existentă în matricea de bază, sorbitică, este corespunzătoare unei concentrații de numai 0,25%C.



**Figura 5. 10** Diagrama de echilibru cvasibinară a aliajului Fe-18%W-4%Cr-1%V, funcție de concentrația în carbon



Spre deosebire de aceasta, în oțelul carbon de calitate carbonul este legat sub formă de cementită ( $\text{Fe}_3\text{C} - 6,67\%\text{C}$ ) și respectiv dizolvat în ferită ( $0,002\%$ ). În ambele situații legăturile sunt mult mai slabe decât în cazul oțelului Rp3. Astfel, zonele din vecinătatea carburilor din oțelul rapid au concentrații mai reduse în carbon decât masa de bază a oțelului OLC45. Această situație face ca difuzia carbonului, care se produce întotdeauna de la concentrații mai ridicate spre concentrații mai reduse, să se producă dinspre oțelul carbon spre oțelul rapid.



**Figura 5. 11** Variația concentrației în carbon în lungul îmbinării sudate, reliefând grosimea stratului decarburat: a - teoretic; b - experimental (A - componenta din oțel Rp3; B - strat decarburat din imediata vecinătate a suprafeței de frecare a componentei din oțel OLC45; C - componenta din oțel OLC45)

Rezultatele analitice obținute pe modelul teoretic pentru difuzia carbonului în îmbinarea sudată sunt prezentate în figura 5.11, și ele confirmă la rândul lor exactitatea modelului analitic, lățimea stratului decarburat fiind de circa  $100\mu\text{m}$ .

Concordanța foarte bună dintre rezultatele teoretice și cele experimentale confirmă exactitatea modelului teoretic.

Imaginile reprezentând repartiția elementelor de aliere analizate (V, Cr, W) într-un câmp de electroni secundari, prezentate în figurile 5.12, 5.13 și respectiv 5.14 împreună cu

investigațiile cu ajutorul microsondei electronice prezentate anterior relevă câteva aspecte semnificative.

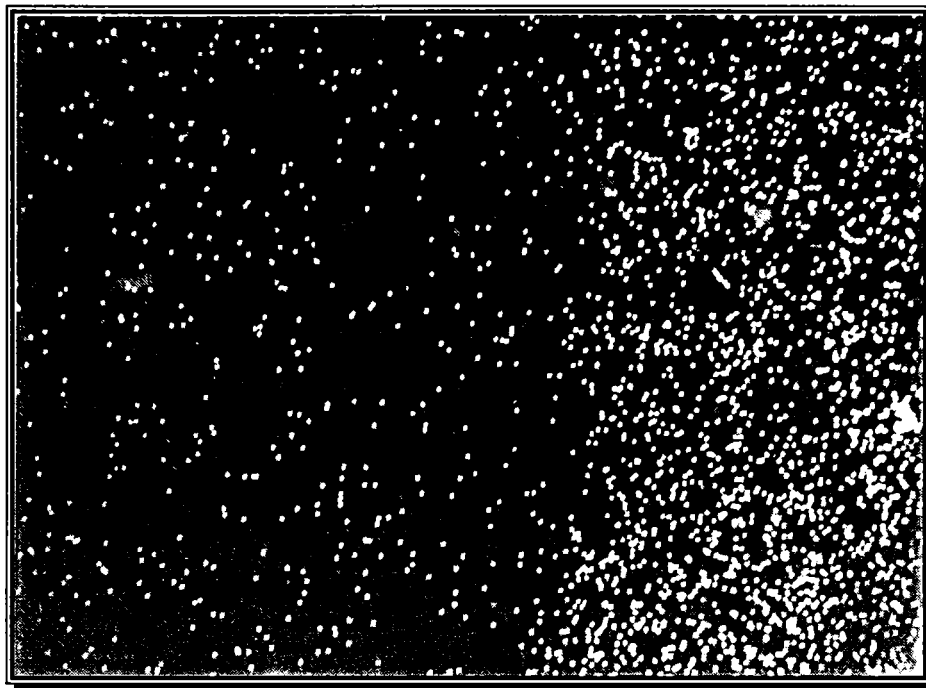


Figura 5. 12 Distribuția V în lungul îmbinării sudate OLC45-Rp3

- Variația lentă a conținutului de crom, comparativ cu celelalte elemente de aliere avute în vedere.
- Salturile bruște și dese de pe curba de variație a W, marcând variații accentuate ale concentrației acestui element de aliere, trădează prezența unor carburi de wolfram care s-au format în oțelul carbon, în stratul limitrof planului îmbinării.
- Formarea unei structuri predominant feritice cu mici cantități de perlită globulizată în stratul componentei din oțel carbon situate în imediata vecinătate a planului îmbinării, ca urmare a fenomenului de difuzie a atomilor de carbon.
- Creșterea puternică a granulației în zona decarburată, fenomen datorat presiunilor ridicate din timpul ciclului de sudare, micșorării pragului termic de recristalizare și valorilor ridicate ale temperaturii dezvoltate în zona planului de separație.
- Prezența unei structuri formate din carburi plasate într-o masă sorbitică în materialul de bază Rp3.
- Gradul mai mare de finisare al carburilor cât și împrăștierea lor mai uniformă în materialul Z.I.T.-ului, comparativ cu materialul de bază Rp3, în special ca urmare a presiunii ridicate din faza de refulare a procesului de sudare, care a realizat pe lângă o deformare plastică la cald a materialului și o fragmentare mecanică a carburilor existente.

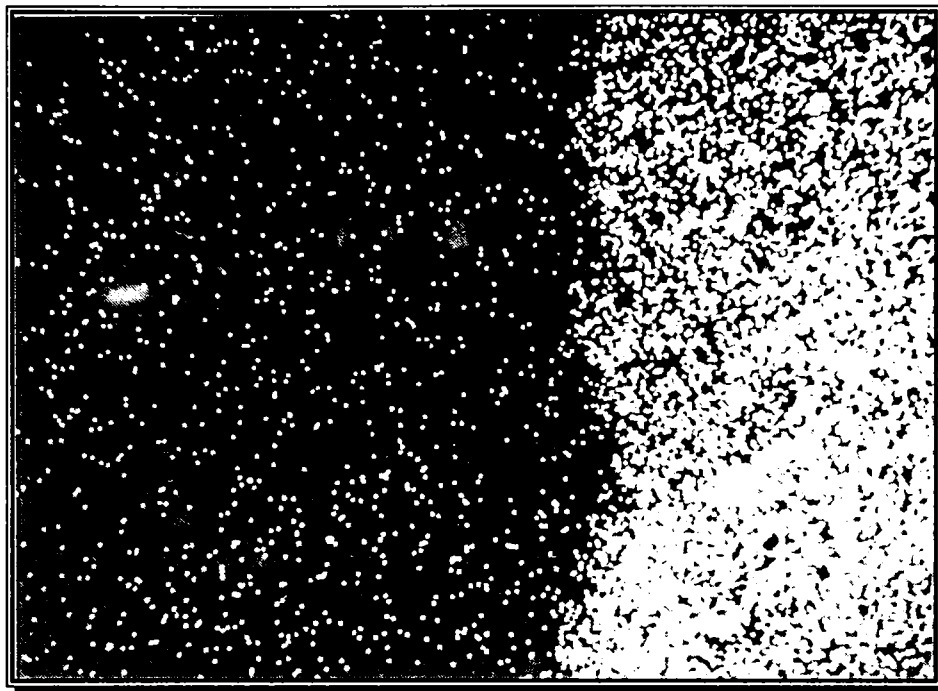


Figura 5. 13 Distribuția Cr în lungul îmbinării sudate OLC45-Rp3

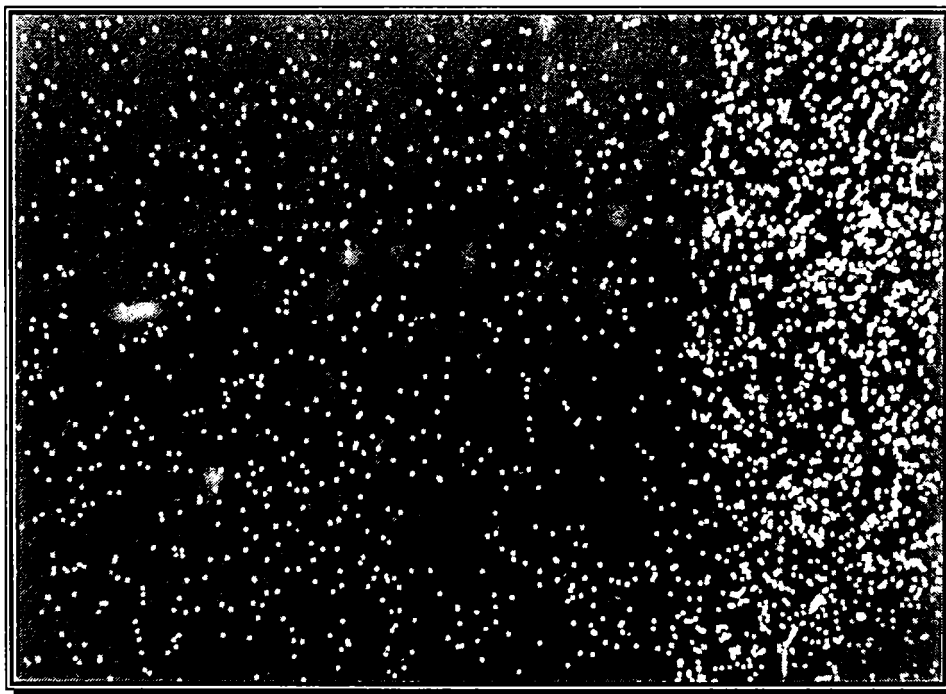


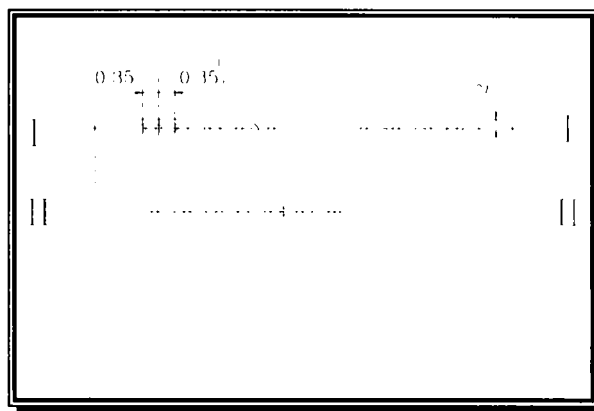
Figura 5. 14 Distribuția W în lungul îmbinării sudate OLC45-Rp3

Structurile obținute după răcire, prezentate mai sus poartă amprenta tratamentului termic de recoacere aplicat după sudare. Dar aceste transformări mai sunt influențate și de câmpul deformațional dezvoltat în timpul procesului de sudare. Acest aspect se observă cel mai bine analizând granulația fină obținută în zona îmbinării (figura 5.8, 5.9 și 5.11.b), cu toate că temperatura atinsă în timpul procesului de sudare este ridicată.

Finisarea granulației este pusă în evidență în special într-o fâșie din Z.I.T.-OLC45 situată între fâșia decarburată și materialul de bază.

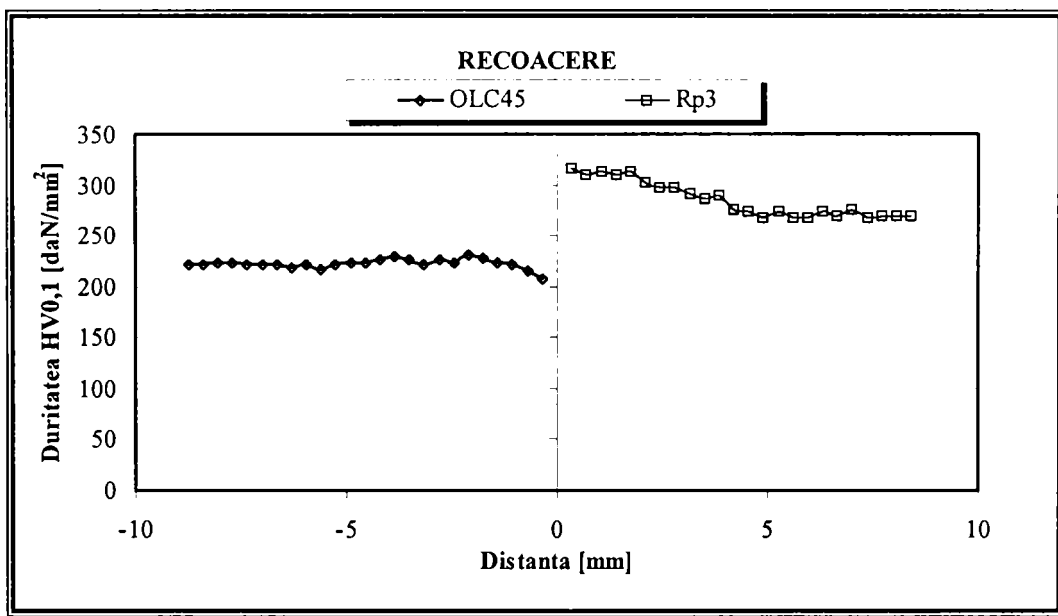
Tutte aspectele tratate în prezentă lucrare, și evidențiate prin diversele metode de investigație avute la dispoziție, sunt confirmate suplimentar prin măsurătorile de duritate realizate, al căror rezultat va fi prezentat în continuare.

Pentru aceasta, pe probele metalografice secționate longitudinal, în lungul îmbinării, am efectuat măsurători de duritate folosind un microdurimetru Vickers, utilizând o sarcină de 100g. Amprețele măsurătorilor au fost amplasate de-a lungul a două direcții, una fiind axa de simetrie longitudinală a îmbinării (direcția II-II, figura 5.15), iar cealaltă paralelă cu aceasta, dar situată la circa 2mm de suprafața pieselor (direcția I-I, figura 5.15).



**Figura 5. 15** Schema de amplasare a direcțiilor după care s-au făcut măsurătorile de microduritate

Rezultatele medii ale valorilor de microduritate sunt prezentate în figura 5.16. Analizând curba de variație a durității în lungul îmbinărilor sudate din cuplul OLC45-Rp3, se poate observa că:



**Figura 5. 16** Diagrama de variație a microdurității în lungul îmbinării sudate OLC45-Rp3

- valoare maximă (317HV0,1) este atinsă în Z.I.T.-ul oțelului rapid pentru scule;
- duritatea maximă în Z.I.T.-ul oțelului carbon de calitate este de numai 230HV0,1;
- este evident că la aceste valori materialul nu mai ridică probleme deosebite de prelucrare prin așchiere în vederea înlăturării bavurii și realizării geometriei sculei, fapt care confirmă alegerea și executarea corectă a tratamentului termic de recoacere aplicat imediat după realizarea îmbinării sudate;

- saltul maxim de duritate este de 104 unități HV0,1, astfel fiind evitată formarea unui concentrator de tensiune structural, care să producă fragilizarea îmbinării și ruperea ei;
- valorile sunt în concordanță cu rezultatele investigațiilor prezentate până în acest moment.

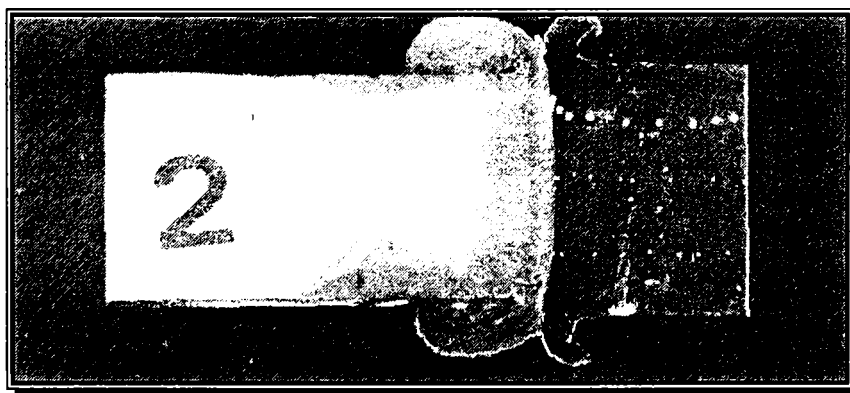
Un alt cuplu de materiale, care are ca scop valorificarea avantajelor oferite de acest procedeu de sudare și pe care s-a evidențiat transferul de masă prin difuzie, este format dintr-un oțel carbon de calitate (OLC45) și un oțel inoxidabil austenitic (10TiNiCr180). Posibilitatea de a realiza îmbinări eterogene între aceste materiale permite obținerea unor piese care să ofere atât capacitate ridicată de rezistență la solicitări mecanice, în partea de prindere a piesei realizată din oțelul carbon de calitate, cât și rezistență ridicată la coroziune, pentru partea din piesă realizată din oțelul inoxidabil. Ca urmare a diferențelor foarte mari între aceste două materiale din toate punctele de vedere, se pot manifesta fenomene de difuzie prin interfața de separare a celor două componente.

Îmbinări sudate între aceste materiale s-au realizat pornind de la piese cilindrice cu dimensiunile  $\varnothing 13 \times 60$  mm, utilizând tehnologii de sudare prezentate în tabelul 5.4.

**Tabelul 5.4** Tehnologiile de sudare utilizate pentru cuplul OLC45-10TiNiCr180

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
F01	1450	35	40	2,21	0,09	2,21
F02	1450	35	40	3,22	0,09	2,21

Aspectul microscopic caracteristic acestor îmbinări este prezentat în figura 5.17 observându-se cu ușurință faptul că deformarea plastică s-a produs cu precădere asupra oțelului inoxidabil austenitic. Explicația este simplă și constă în caracteristicile de rezistență mecanică mai scăzute ale acestui material, comparativ cu cele ale oțelului carbon de calitate, în special la temperaturi mai ridicate.



**Figura 5.17** Aspectul microscopic al îmbinărilor OLC45-10TiNiCr180

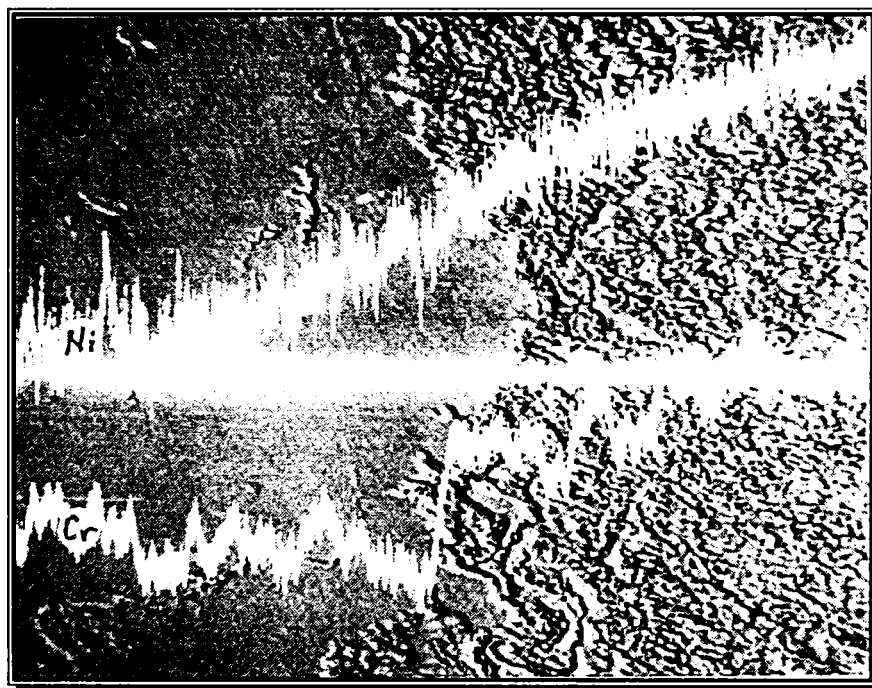
Analizând compoziția chimică a celor două oțeluri se remarcă diferențele semnificative în ceea ce privește conținutul în Cr și Ni. Dacă în cazul oțelului inoxidabil acestea se găsesc în cantități relativ mari ( 17÷19%Cr și respectiv 9,0÷11,5%Ni), în oțelul OLC45 ele se găsesc în cantități reziduale (max. 0,3%).

Analiza variației concentrației acestor elemente în lungul îmbinării sudate, realizată cu ajutorul microsondei electronice a condus la obținerea curbelor prezentate în figura 5.18. Din alura lor se remarcă, un aspect valabil pentru ambele elemente chimice, și anume o

deplasare a unor atomi ai acestor elemente din oțelul aliat în oțelul carbon, realizându-se o creștere a concentrației acestora dinspre componenta din OLC45 spre componenta din 10TiNiCr180. Dar pe lângă punerea în evidență a fenomenului de difuzie, investigațiile întreprinse au mai relevat și câteva aspecte specifice celor două elemente chimice, care pot fi explicate având în vedere factorii de influență ai coeficientului de difuzie. Valorile acestor coeficienți sunt prezentate în tabelul 5.5.

**Tabelul 5.5** Factorii de influență ai coeficientului de difuzie pentru Cr și Ni

Metalul de bază	Elementul difuzant	$D_0$ , $\text{cm}^2/\text{s}$	Q, cal/mol
Fe $\alpha$	Cr	30000	82000
Fe $\gamma$	Cr	18000	97000
Fe $\alpha$	Ni	4,1	64000
Fe $\gamma$	Ni	-	-



**Figura 5. 18** Variația Ni (sus) și Cr (jos) în lungul unei îmbinări sudate eterogene OLC45-10TiNiCr180, realizate prin frecare

1. Trecerea de la concentrația medie de 10,25%Ni a oțelului inoxidabil austenitic la valoarea corespunzătoare oțelului OLC45 se face treptat, scăderea nefiind bruscă (figura 5.18 - sus).
2. Distanța pe care se produce difuzia nichelului este mai mare decât în cazul cromului. stratul de material sărăcit în Ni din oțelul 10TiNiCr180 este mai mare, respectiv grosimea stratului îmbogățit cu Ni din oțelul OLC45 este mai mare.
3. Scăderea concentrației în crom la trecerea de la 10TiNiCr180 la OLC45 se face brusc, distanța pe care se deplasează atomii fiind mult mai mică și astfel stratul sărăcit și respectiv îmbogățit în acest element fiind mult mai înguste, comparativ cu ceea ce s-a petrecut la difuzia nichelului (figura 5.18 - jos).

4. În stratul mai sărac în crom, de la interfața de trecere spre oțelul carbon se observă câteva variații bruște ale concentrației în crom, care pot fi puse pe seama prezenței unor carburi de crom. Acestea au stabilitate mare la temperaturi ridicate și astfel ele nu sunt dizolvate în timpul procesului de sudare, concentrația în crom rămânând ridicată în zona carburilor simultan cu diminuarea ei în zona metalului de bază.

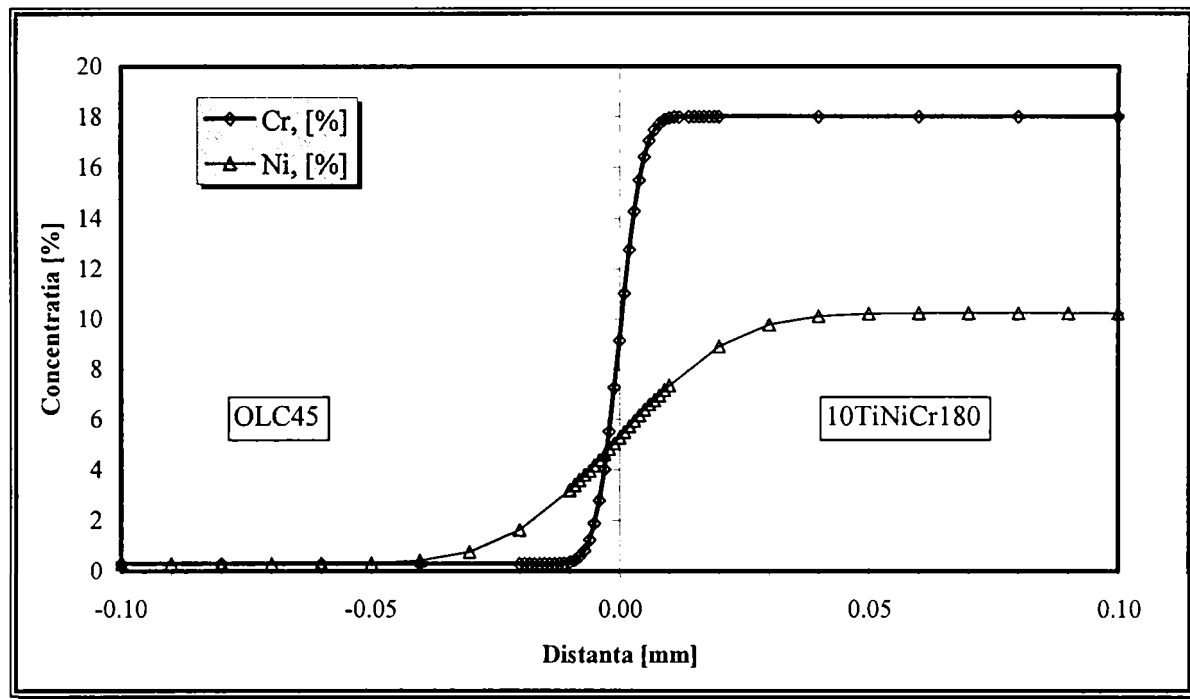


Figura 5. 19 Variația Ni și Cr în lungul unei îmbinări sudate OLC45-10TiNiCr180 determinată pe baza modelului matematic.

Aceleași observații sunt valabile și pentru rezultatul modelării matematice a difuziei Ni și Cr în acest tip de îmbinare sudată (figura 5.19), remarcându-se grosimea stratului de difuzie de circa 4 ori mai mare în cazul primului element de aliere, comparativ cu cel din urmă.

Cercetările experimentale axate pe un cuplul de oțeluri format dintr-un oțel aliat pentru îmbunătățire, foarte larg utilizat în cazul realizării unor organe de mașini intens solicitate și un oțel carbon de calitate, în cazul nostru concret 42MoCr11 și respectiv OLC45, a permis de asemenea studierea difuziei cromului în lungul îmbinării, dinspre oțelul aliat înspre oțelul carbon (figura 5.20 și 5.21).

Concentrația în crom a oțelului aliat variază în limitele (0,9...1,3)%, iar întrucât acesta este un element de aliere formator de carburi, iar oțelul a fost livrat în stare îmbunătățită, modificările și salturile de concentrație prezente în zona materialului de bază 42MoCr11 sunt normale. În oțelul OLC45 acest element chimic este unul rezidual, admis în concentrații de până la 0,3%, dar și în acest caz se pot observa variații bruște ale concentrației, care pot fi puse pe seama formării unor mici cantități de carburi. Investigațiile experimentale realizate cu ajutorul microsondei electronice au permis evaluarea cantitativă a difuziei acestui element de aliere, curba de variație a concentrației acestuia scoțând în evidență existența unei zone de difuzie cu lățimea totală de circa 24,7μm, situată de o parte și alta a planului îmbinării (figura 5.20 și 5.21).

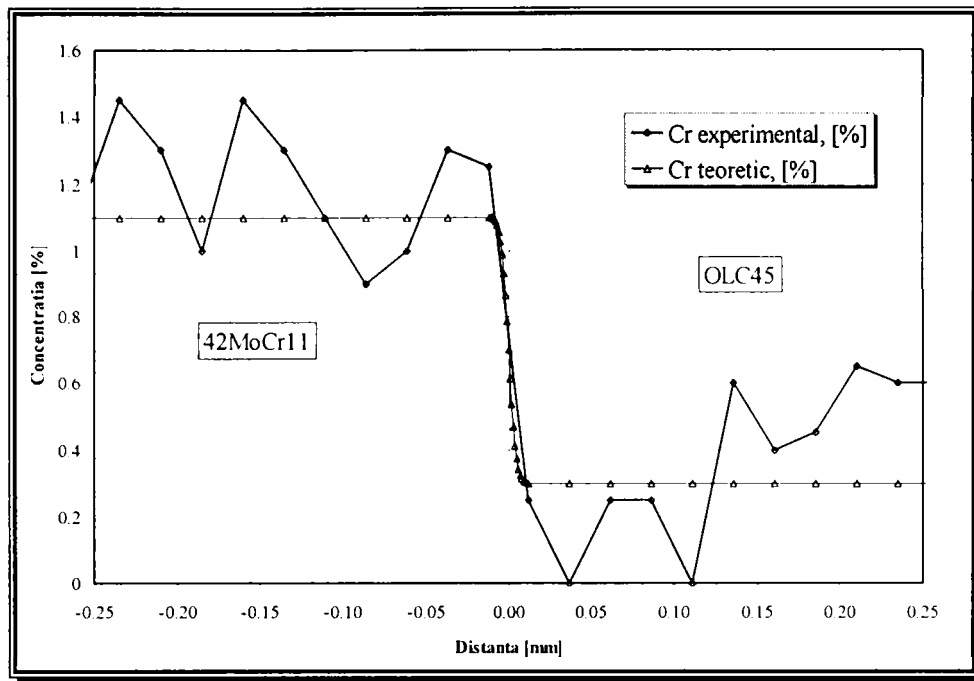


Figura 5. 20 Curbele de variație a concentrației în Cr într-o îmbinare sudată prin frecare OLC45-42MoCr11.

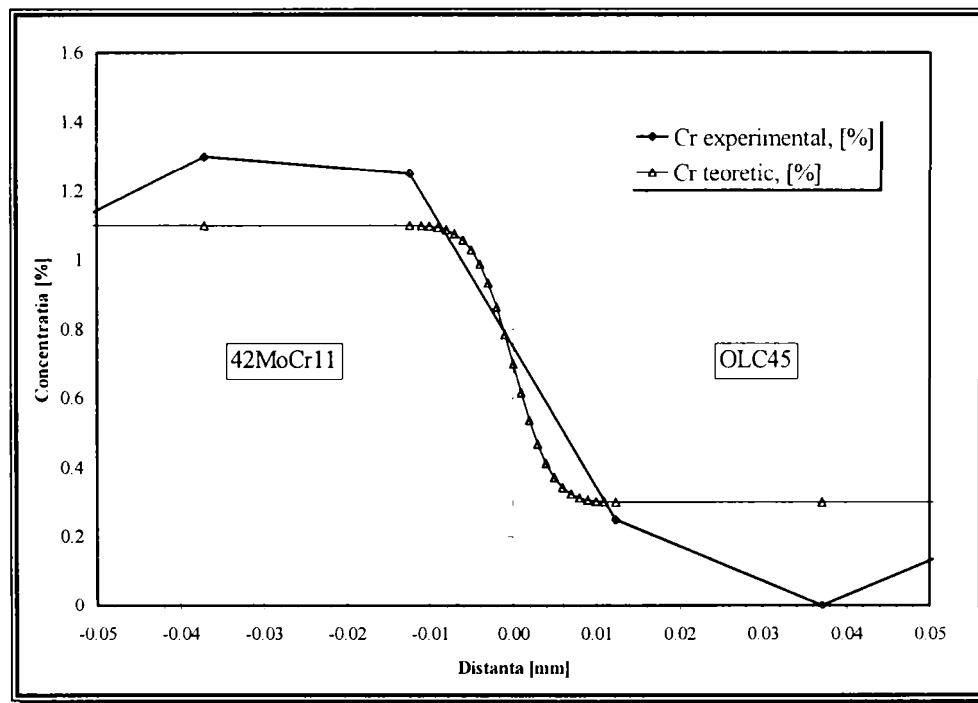


Figura 5. 21 Detaliu din zona planului de separație a variației concentrației în Cr într-o îmbinare sudată prin frecare OLC45-42MoCr11.

Rezultatele modelării matematice realizate, prezentate de asemenea pe aceste grafice prin curbe suprapuse pe cele experimentale, confirmă precizia modelării, fapt evidențiat mai ales pe detaliul din zona îmbinării (figura 5.21), care evidențiază trecerea continuă de la concentrația corespunzătoare oțelului aliat la cea corespunzătoare oțelului carbon, precum și extinderea zonei de difuzie, care este în perfectă concordanță cu rezultatele experimentale.



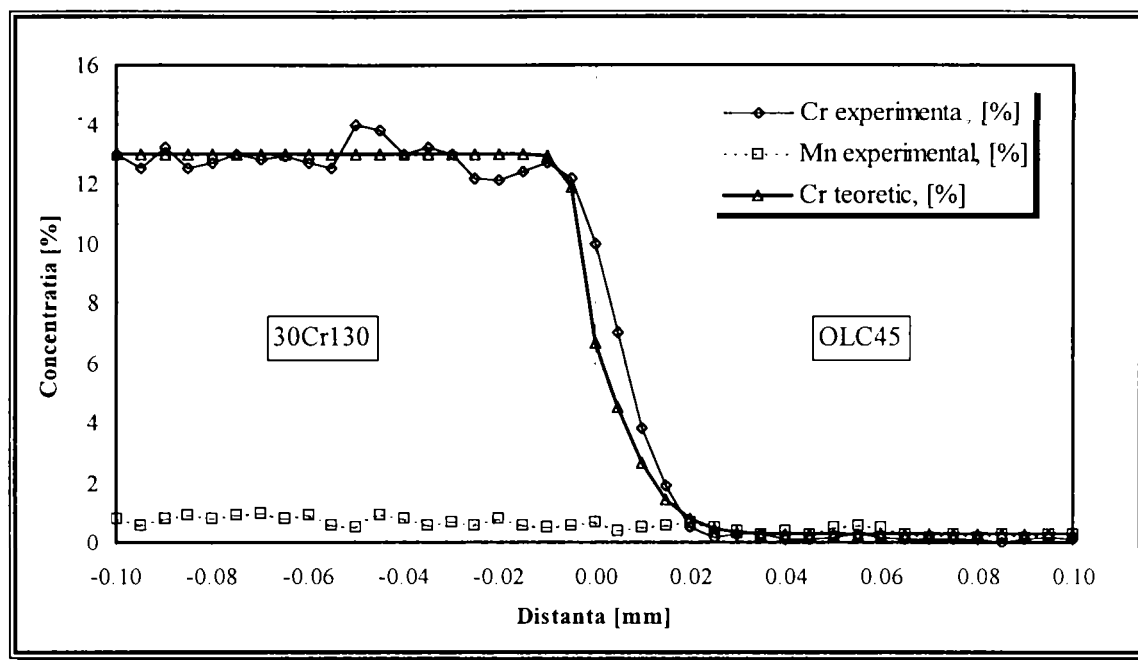


Figura 5. 22 Variația concentrației în Cr și Mn într-o îmbinare sudată prin frecare OLC45-30Cr130.

Extinzând investigațiile întreprinse și asupra unor îmbinări sudate eterogene, realizate prin frecare, între un oțel carbon de calitate (OLC45) și unul inoxidabil cu structură martensitică (30Cr130), am analizat difuzia cromului în lungul acestor îmbinări. Rezultatele obținute în urma investigațiilor experimentale cu ajutorul unei microsonde electronice sunt materializate în figura 5.22 (curbele *Cr experimental* și respectiv *Mn experimental*). Acestea dovedesc existența unui strat de difuzie a cromului dinspre componenta din oțel 30Cr130 înspre cea din oțel carbon de calitate, a cărei lățime este de circa 20μm.

Suprapunerea rezultatelor calculelor realizate pe baza modelului matematic peste aceste valori experimentale confirmă încă o dată calitatea ridicată a modelării matematice, extinderea stratului de difuzie având în ambele cazuri valori foarte apropiate.

Apropierea foarte mare dintre valorile concentrației în Mn în cele două oțeluri nu a permis evidențierea unor procese de difuzie în ceea ce privește acest element chimic.

Extinderea investigațiilor cu privire la fenomenele de difuzie și asupra unor îmbinări sudate realizate prin frecare, între un oțel inoxidabil din clasa celor austenitice (10TiNiCr180) și unul inoxidabil din clasa celor martensitice (30Cr130), s-a concentrat asupra principalelor elemente de aliere: Cr și Ni. Acestea se găsesc în cantități mai mari în oțelul primul material comparativ cu cel de al doilea.

Rezultatele experimentale obținute cu ajutorul microsondei electronice au evidențiat formarea unui strat de difuzie cu lățimea de circa 20μm, de o parte și de alta a planului de separație, în cazul cromului și respectiv de circa 40μm în cazul Ni (figurile 5.23 și 5.24).

Detaliul din figura 5.24 vine să evidențieze pe de o parte, trecerea continuă de la concentrațiile ridicate în aceste elemente de aliere din componenta din oțel inoxidabil austenitic, la cele mai scăzute din cealaltă componentă, iar pe de altă parte, apropierea mare dintre rezultatele analitice și cele obținute experimental. Acest aspect evidențiază încă o dată nivelul ridicat de precizie al modelării.

La fel ca și evoluția manganului în cazul cuplului de oțeluri prezentat anterior, siliciul nu variază semnificativ în cele două oțeluri, astfel încât evoluția să se remarce în mod spectaculos.

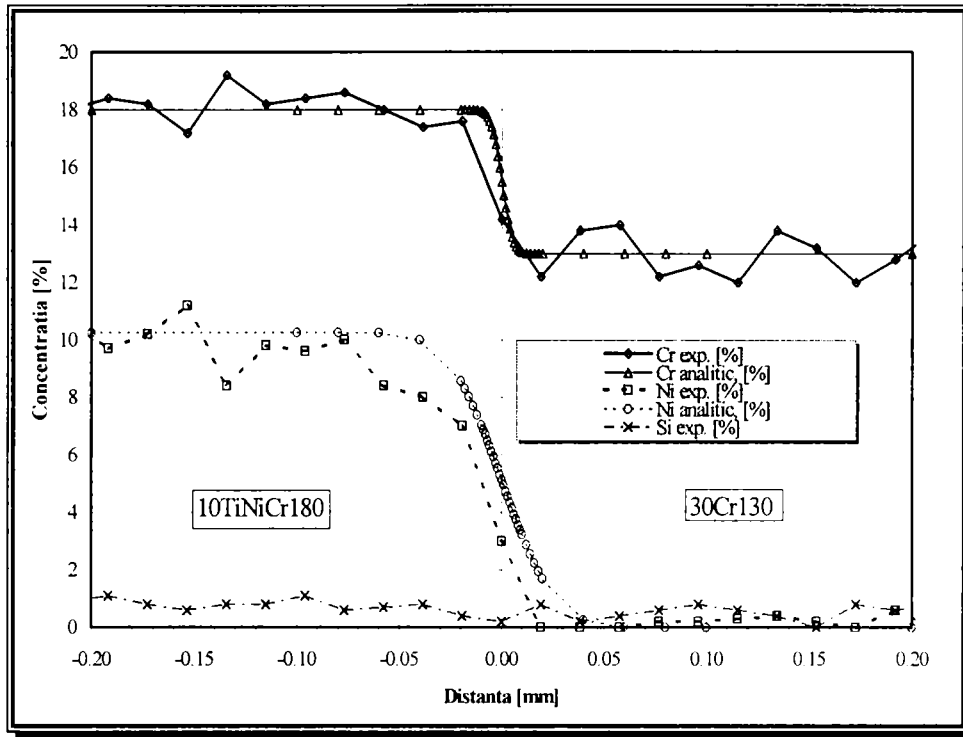


Figura 5. 23 Curbele de variație a concentrației în Cr, Ni și Si, într-o îmbinare sudată prin frecare 30Cr130-10TiNiCr180.

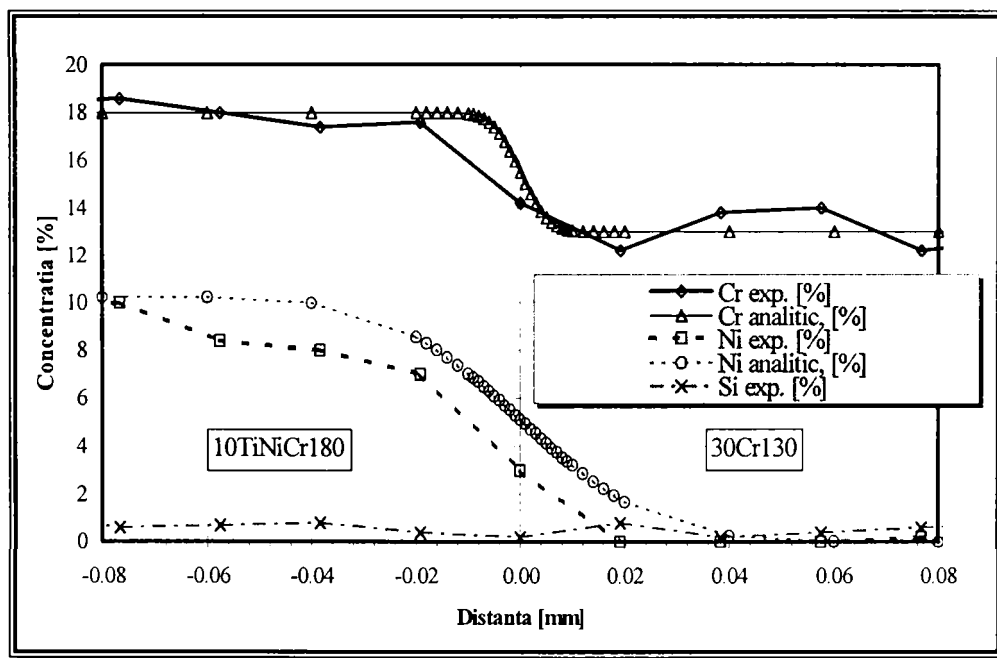


Figura 5. 24 Detaliu din zona planului de separație a variației concentrației în Cr, Ni și Si, într-o îmbinare sudată prin frecare 30Cr130-10TiNiCr180.

Toate investigațiile experimentale cât și calculele analitice, făcute pe baza modelării matematice, pe toate cuplurile de materiale analizate, au scos în evidență calitativ și cantitativ fenomenele de difuzie produse subliniind viabilitatea modelării și precizia ridicată a modelului creat.

## 5.2 Procese de formare și distrugere a microsudurilor pe suprafețele de frecare

### 5.2.1 Suprafața reală a materialelor metalice

Observând cât de importantă este, pentru întregul proces de sudare, frecarea dintre suprafețele frontale ale celor două componente, se impun câteva observații cu privire la acest fenomen.

Toate materialele metalice, cu excepția celor amorfe, au o structură cristalină, în care atomii sunt amplasați într-un aranjament spațial regulat, ocupând cu precădere nodurile rețelei (eventual anumite poziții pe fețele, laturile sau în interiorul celei elementare), iar electronii lor de valență sunt "puși în comun" formând "norul electronilor liberi. Prin urmare acești ioni pozitivi (metalici, iar uneori nemetalici) interacționează simultan cu mai mulți electroni. Monolitismul blocului metalic este asigurat, în aceste condiții, de forțele coulombiene de coeziune dintre electronii în mișcare și ioni pozitivi, celulele elementare fiind legate între ele prin forțe de aceeași natură.

Teoretic, dacă s-ar reuși apropierea suprafețelor a două piese metalice la o distanță comparabilă cu mărimea parametrului rețelei cristaline, ar putea avea loc un schimb de electroni liberi, apărând astfel forțe de coeziune între suprafețele de contact. Practic acest lucru nu este posibil datorită câtorva aspecte caracteristice suprafețelor reale, care vor fi prezentate în continuare.

În primul rând toate suprafețele metalice sunt obținute în urma unor prelucrări mecanice, care inevitabil produc neregularități (ondulații și rugozități) ale suprafețelor generate, indiferent de finețea prelucrării. Prin urmare contactul real între suprafețele a două corpuri care se deplasează relativ unul față de celălalt (cu viteza  $v$ ), fiind apăsată cu o forță normală una pe cealaltă ( $F_n$ ) (figura 5.25.a), se va face numai prin intermediul unor "microzone de contact", notate  $c_1, c_2, c_3, \dots, c_n$ , constituite din vârfurile unora dintre proeminențele acestor suprafețe (figura 5.25.b).

Având în vedere aceste aspecte, *aria reală de contact* ( $A_r$ ), reprezentată de suma acestor microzone de contact este mult mai mică decât *aria teoretică de contact*, numită *arie nominală* sau *arie geometrică* ( $A_n$ ), rezultată prin proiectarea conturului corpului cu suprafață de contact mai mică pe suprafața de contact a celuilalt corp. Prin urmare putem scrie:

$$A_r = \sum_{i=1}^n c_i \ll A_n = l_1 \cdot l_2 \quad (5.19)$$

Aria reală de contact nu poate fi determinată și prin urmare, în tehnică, ea poate fi estimată prin intermediul ariei aparente de contact ( $A_a$ ), care este reprezentată de suma microariilor ( $a_i$ ), care rezultă prin intersectarea coamelor ondulațiilor suprafeței reale cu o suprafață ideală, perfect plană, conform figurii 5.26. Având în vedere aceste considerente,

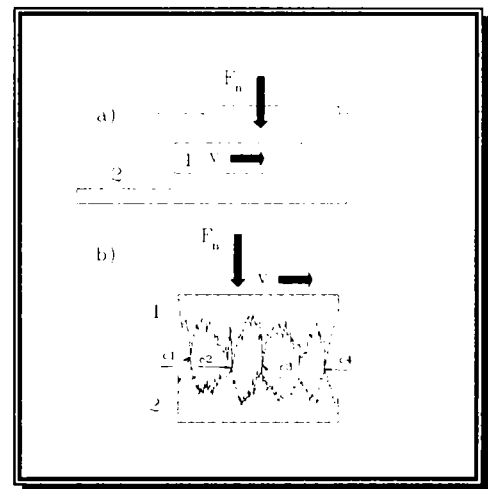


Figura 5. 25 Contactul a două corpuri reale.

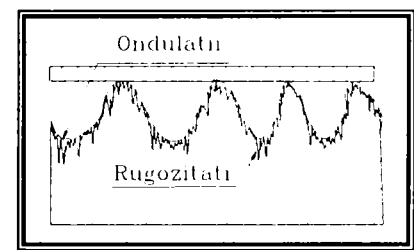


Figura 5. 26 Aria aparentă de contact a suprafețelor reale.

între aceste arii se poate scrie următoarea relație:

$$A_r < A_a = \sum_{i=1}^n a_i \ll A_n \quad (5.20)$$

Relația descrisă de această ecuație iese în evidență prin reprezentarea din vedere de sus a suprafeței de contact dintre două corpuri aflate în contact, sub acțiunea unei forțe, unul dintre acestea realizând și o deplasare relativă, printr-o rotație cu turația  $n$  (figura 5.27). Pentru calculele tehnice, aria reală reprezintă, funcție de gradul de finisare al suprafeței, între  $10^{-5}$  și  $10^{-2}$  din aria nominală.

Cu toate că eforturile cercetătorilor din domeniul tribologiei s-au îndreptat și în direcția stabilirii unor modalități de determinare sau de calculare a ariei reale de contact dintre corpuri, încă nu suntem în posesia unei metodologii unice care să permită calcularea acesteia. Printre motivele care determină această stare de fapt se numără și complexitatea și numărul mare de factori care determină obținerea unei anumite configurații a suprafeței reale, precum și dificultatea modelării contactului între suprafețele reale ca urmare a numărului foarte mare de mărimi care influențează modul în care se realizează acest contact.

Stabilirea ariei reale de contact între două suprafețe este foarte importantă deoarece ea este de fapt parametrul care controlează valoarea presiunii reale de contact dintre suprafețe. Evident, presiunea reală, notată  $P_r$ , este total diferită de presiunea medie nominală luată de obicei în considerare în calculele tehnice ( $P_n$ ).

$$P_r = \frac{F_n}{A_r} \gg P_n = \frac{F_n}{A_n} \quad (5.21)$$

Importanța cunoașterii ariei reale de contact devine și mai mare dacă ne gândim că valoarea presiunii, determină la rândul ei, ca într-o buclă de feedback, aria reală de contact dintre cele două suprafețe prin deformațiile plastice elastice și plastice pe care le generează asupra asperităților.

Al doilea motiv pentru care apropierea suprafețelor a două corpuri metalice reale nu conduce la stabilirea unor forțe de coeziune și constituie starea suprafețelor metalice reale supuse acțiunii atmosferei. Astfel, în urma contactului imperfect cu atmosfera înconjurătoare, acestea se acoperă cu un strat nemetalic format din mai multe substraturi, aranjate conform figurii 5.28. Acestea formează o barieră de potențial, împiedicând stabilirea unor legături între atomii planelor marginale de pe suprafețele în contact. Singurele materiale metalice care nu formează

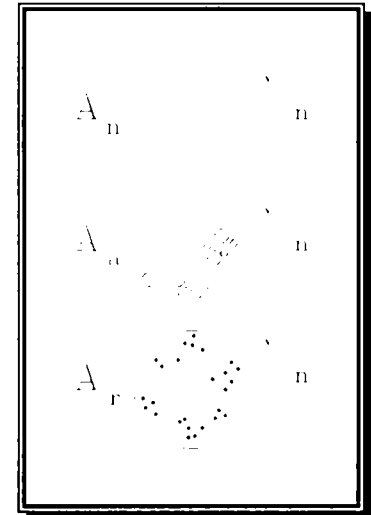


Figura 5.27 Imagine comparativă a ariilor de contact  $A_n$ ,  $A_a$  și  $A_r$ .

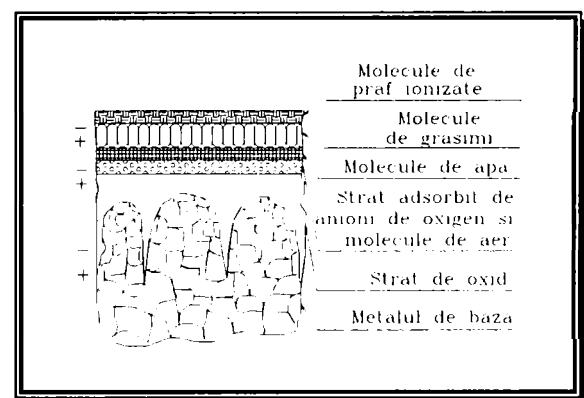


Figura 5.28 Aspectul stratului nemetalic format pe suprafețele metalice reale.

pe suprafață asemenea straturi nemetalice sunt metalele nobile și aliajele cu rezistență mare la oxidare.

Fără a insista asupra acestui aspect, stratul nemetalic este alcătuit din următoarele substraturi:

- substrat de oxizi ai metalului respectiv;
- substrat adsorbit de anioni de oxigen și molecule de azot;
- substrat de molecule de apă;
- substrat de molecule de grăsimi;
- substrat de particule de praf ionizate.

În al treilea rând mai trebuie să ținem cont și de faptul că între atomii planelor marginale ale celor două suprafețe apar bariere de potențial ce împiedică formarea legăturilor între rețelele cristaline, ca urmare a apariției unor forțe de respingere între atomi, în momentul în care distanța dintre atomi este mai mică decât o anumită valoare critică. Pentru învingerea acestei bariere de potențial este necesară introducerea din exterior a unei energii suplimentare.

În vederea stabilirii unor legături între rețelele cristaline ale celor două componente care se sudează trebuie găsite modalități pentru îndepărtarea acestor trei impedimente. Astfel, procesul de sudare va avea în vedere în primul rând aplatisarea suprafețelor de frecare și prin plastifierea materialului, o extindere a suprafeței reale de frecare astfel încât ea să ajungă cât mai apropiată ca valoare de suprafața nominală de frecare. Totodată, valorile ridicate ale presiunii și ale temperaturii vor favoriza deformarea plastică a materialului de pe suprafețele de frecare, acest fenomen conducând la distrugerea straturilor nemetalice de pe suprafețele de frecare și îndepărtarea în baură a materialului contaminat. Totodată, prin creșterea presiunii și a temperaturii, în timpul procesului de sudare se introduce în zona îmbinării o cantitate suplimentară de energie care permite surmontarea și a celui de al treilea impediment prezentat mai sus.

În concluzie, valorile parametrilor tehnologici ai procesului trebuie aleși astfel încât cantitatea de energie introdusă în zona îmbinării, combinată cu efectele prezentate mai sus, să creeze condițiile favorabile învingerii barierei de potențial dintre atomii celor două rețele și stabilirea astfel a unor noi legături între aceștia, realizându-se în final continuitatea rețelelor cristaline.

Obținerea unei îmbinări de calitate confirmă înlăturarea, în timpul procesului de sudare, a celor trei aspecte, care în mod obișnuit împiedică formarea unor legături între două metale.

### 5.2.2 Mecanismul de formare și distrugere a microsudurilor

Pe durata procesului de sudare există faze în care componentele se deplasează reciproc una față de cealaltă, suprafețele lor frontale fiind în contact, sub acțiunea unor forțe puternice de apăsare în lungul axei de rotație. Ca urmare a frecării intense dintre suprafețele frontale ale componentelor, temperatura acestora crește permanent și prin urmare rezistența mecanică și limita tehnică de curgere a materialelor scad până la valori la care sunt depășite de nivelul tensiunilor. În acest moment materialul începe să curgă prin deformare plastică.

Când suprafața reală de contact este mult mai mică decât aria nominală, suprafețele de frecare crește aria reală de contact apărând zone în care, ca urmare a presiunii și temperaturii ridicate, se formează legături moleculare între materiale (figura 5.29.a). Aceste legături, care se formează conform teoriei adeziunii moleculare, pe baza unor "microsuduri" (*micro-jonțiuni*), elaborată de Bowden și Tabor [197, 198], sunt distruse prin forfecare, ca urmare a deplasării relative a suprafețelor de frecare. Distrugerea acestor microsuduri se face urmând unul dintre următoarele mecanisme, descrise mai jos.

În cazul în care rezistența la forfecare a microsudurilor este mai mică decât rezistența la forfecare a oricărui material dintre cele de bază, se produce ruperea prin forfecare a microsudurilor chiar în zona de trecere de la un material la celălalt (figura 5.29.c).

Dacă însă rezistența la forfecare a microsudurilor este mai mare decât cea a unuia dintre materiale atunci ruperea se va produce în materialul mai slab. Acest mecanism are ca efect smulgerea unor particule din materialul cu rezistență la forfecare mai redusă și transferul lor pe suprafața de frecare a celuilalt material. Fenomenul acesta produce un *transfer de material* care conduce la distrugerea suprafețelor de frecare.

Analizând succesiunea fazelor și a etapelor din timpul unui ciclu complet de sudare prin frecare continuă, prezentate în capitolul 2, se pot evidenția fenomenele care se desfășoară și care au ca rezultat realizarea unei îmbinări sudate.

În prima etapă a fazei 1 (faza 1/1), componentele intră în contact, începând să se manifeste alunecarea relativă a celor două suprafețe nelubrefiate. Este evident că viteza relativă de deplasare a unui punct situat pe o rază este dependentă liniar de distanța "r" de la acel punct la axa de rotație (centrul barei), fiind astfel minimă și egală cu zero în axa barei și maximă la periferia ei.

Inițial contactul dintre suprafețele de frecare se realizează numai pe o porțiune foarte mică (aria reală de contact), care reprezintă mai puțin de 1% din aria nominală de contact. Ca urmare a acestui fapt, cantitatea mare de căldură degajată în timpul procesului pe suprafețele de frecare, concentrată fiind în aceste zone (puncte) va ridica temperatura materialului din zonele limitrofe contactului real. Odată cu creșterea temperaturii materialului din aceste zone, atât rezistența mecanică cât și limita tehnică de curgere a acestuia se vor diminua.

Totodată concentrarea contactului pe suprafețe mult mai mici decât aria nominală conduce la creșterea semnificativă a presiunii în aceste zone, astfel încât nivelul atins al tensiunilor ajunge să depășească tensiunile admisibile (limita tehnică de curgere), materialul începând să se deformeze plastic.

Combinăția între presiunile ridicate și temperaturile înalte din zonele de contact creează condiții propice formării unor "punți metalice" de legătură între suprafețele de contact ale celor două componente, numite în literatura de specialitate "microsuduri". Acestea se rup însă prin forfecare imediat ce s-au format, datorită continuării deplasării relative a celor două suprafețe de frecare și a rezistenței la forfecare scăzute a materialului încălzit.

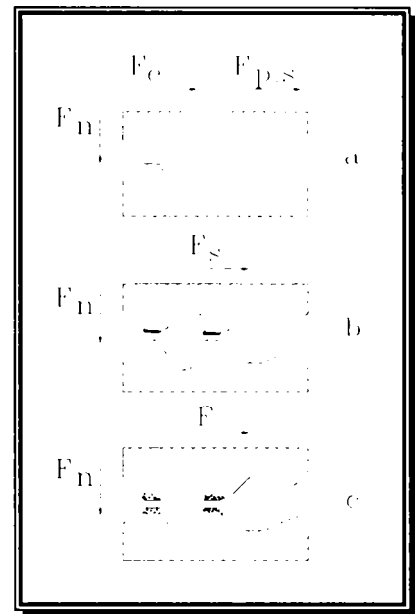


Figura 5. 29 Mecanismul uzării de adeziune a suprafețelor de frecare.

Simultan cu forfecarea microsudurilor formate și deformarea plastică a materialului încălzit, pe suprafețele de frecare continuă fenomenul de degajare de căldură, care conduce la creșterea în continuare a temperaturii materialului. Datorită fenomenului de conducție o parte din căldura generată este transmisă prin conducție spre zonele mai reci din material, încălzindu-le.

Plastifierea materialului de pe suprafețele de frecare împreună cu procesul de netezire a lor, datorat tot plastifierii materialului din aceste zone, ar trebui să conducă aparent la reducerea valorii momentului de frecare. Cu toate acestea analizând curbele de variație a temperaturii și a momentului de frecare (figura 2.8.e și 2.8.c), în această fază nu se observă o scădere a momentului de frecare odată cu creșterea temperaturii ci din contră, o creștere a acestuia.

Fenomenul de creștere a valorii momentului de frecare se datorează celor două tendințe contradictorii care se manifestă în această etapă a procesului de sudare. Astfel, tendința de scădere a valorii momentului de frecare este contracarată de o tendință de creștere a sa datorită a cel puțin două cauze. Prima dintre ele este generată de mărirea vitezei relative de rotație dintre componente, care se manifestă în această fază, până la valoarea de regim impusă prin tehnologie. A doua este generată de creșterea forței de apăsare relativă dintre componente până la valoarea forței prescrise de asemenea prin tehnologie. Acești parametri sunt în creștere în această fază, deoarece faza 1/1 fiind foarte scurtă (2÷3 rotații complete), nu este timp suficient pentru ca parametrii aceștia să atingă valorile de regim.

Datorită duratei foarte scurte a acestei etape și contactului dintre suprafețele de frecare, care este concentrat încă pe o arie mai restrânsă decât aria nominală, valorile temperaturii medii pe suprafețele de frecare și cele ale scurtării axiale nominale sunt încă reduse (vezi figura 2.8.e și 2.8.d). Prin urmare nu sunt încă asigurate condiții de plastifiere favorabile pentru transportul particulelor desprinse de pe suprafețele de frecare spre exterior, pe direcție radială. Această deplasare a particulelor este îngreunată și de forțele radiale mici care sunt generate în această fază. Ca urmare a împiedicării evacuării spre exterior a acestor particule, acestea se vor concentra într-o zonă a cărei extindere nu coincide cu suprafața nominală de frecare (secțiunea transversală a barelor care se sudează). În acest mod microsudurile care se formează între suprafețele de frecare ale celor două componente vor fi concentrate în această zonă.

Ca urmare a formării și distrugerii microsudurilor realizate între suprafețele de frecare ale celor două componente se degajă o cantitate mare de căldură, circa (85÷95)% din lucrul mecanic dezvoltat fiind transformat în căldură și numai restul fiind folosit pentru deformarea plastică propriu-zisă. Aceasta determină o extindere treptată a zonei în care se formează aceste microsuduri simultan cu uniformizarea nivelului de temperatură atins pe suprafețele de frecare.

Întreg procesul de extindere a legăturilor formate și de creștere și uniformizare a temperaturii pe suprafețele de frecare durează până la sfârșitul fazei 1, astfel încât la începutul fazei 2 temperatura atinge valoarea maximă. Urmărind variația momentului de frecare se poate observa că valoarea maximă a temperaturii este corespunzătoare opririi creșterii valorii momentului de frecare, ca urmare a plastifierii avansate a materialului. Acest moment marchează trecerea de la faza 1 la faza 2.

În faza a 2-a materialul plastifiat se deplasează spre exteriorul pieselor ca urmare a presiunii dintre piese, formând bavura. Prin răcirea sa, la contactul cu zonele mai reci de aici, se produce o intensificare a frecării care are ca efect generarea unei cantități mai mari de căldură. Datorită acestui aspect și al fenomenului de "autoreglare" al frecării, asupra

căruia vom reveni într-un alt paragraf, zona pe care se formează microsudurile se extinde pe întreaga suprafață de frecare. Mărimea cantității de material plastifiat corelată cu împingerea sa spre exterior favorizează fenomenul de "purificare" a suprafețelor, asupra căruia de asemenea vom mai reveni.

Pe parcursul acestei etape se realizează un câmp cvasistaționar de temperatură ce se manifestă prin scăderea momentului de frecare până la o valoare care se menține aproximativ constantă, ca urmare a stabilizării vitezei de scurtare axială. Acest moment caracterizează trecerea la faza a 3-a, în care începe frânarea mișcării de rotație.

Datorită încetinerii și apoi opririi complete a mișcării de rotație, temperatura atinsă pe suprafețele de frecare scade. Scăderea treptată a vitezei relative de rotație, coroborată cu scăderea temperaturii (ca urmare a generării unei cantități mai reduse de căldură și a difuziei ei spre zonele mai reci ale materialelor) conduc la creșterea momentului de frecare, atingându-se astfel cel de-al doilea maxim al momentului de frecare. În acest moment deformarea plastică puternică a materialului pe direcție axială conduce la împingerea sa spre exterior, în baură.

Deplasarea materialului spre baură conduce la creșterea frecării între materiale din această zonă și prin urmare se produce o scurtă încălzire a acestuia.

Acest fenomen se produce până la 1/3 rotații înaintea opririi complete, marcând totodată și trecerea de la faza 3/1 la faza 3/2. În această fază momentul de frecare are deja valoarea maximă, viteza de rotație scăzând foarte mult, fiind aproape de zero, iar ca o consecință cantitatea de căldură degajată scade la rândul ei spre zero.

Momentul de frecare se mai menține constant la valoarea ridicată încă o perioadă foarte scurtă de timp datorită compensării tendinței de scădere a sa determinată de scăderea vitezei de rotație (aceasta producând o scădere a temperaturii suprafețelor de frecare) de către tendința de creștere produsă de mărirea rezistenței la forfecare a materialului, tocmai ca urmare a scăderii temperaturii suprafețelor de frecare.

Odată oprită mișcarea de rotație se trece în faza a 4-a în care se definitivează realizarea îmbinării sudate începută în faza a 2-a. Acum se amplifică fenomenele de alunecare în straturile de material limitrofe planelor de frecare.

Tot acum, datorită creșterii forței de presare axială la valoarea corespunzătoare  $P_{ref}$  ( $F_{ref}$ ), se produce o mărire rapidă a vitezei de scurtare axială care duce la expulzarea completă în baură a materialului plastifiat. Prin acest proces se realizează și o purificare mecanică a materialului din zona îmbinării, deoarece se expulzează în baură și materialul acoperit cu eventualii oxizi formați la contactul materialului încălzit cu aerul atmosferic, ca urmare a unui contact mai slab între suprafețele de frecare. Rezultă o apropiere puternică, până la o distanță de ordinul câtorva distanțe interatomice, a suprafețelor de frecare a componentelor, creându-se astfel condițiile necesare realizării legăturilor metalice.

Odată cu oprirea mișcării de rotație începe răcirea componentelor. Deoarece temperatura din zona îmbinării este superioară temperaturii de recristalizare au loc fenomenele de recristalizare a materialului deformat plastic, iar ca un efect secundar se produce și detensionarea structurii, obținându-se astfel bune caracteristici de rezistență mecanică a îmbinării sudate.

### 5.2.3 Distribuția microsudurilor pe suprafețele de frecare

Având în vedere faptul că viteza de deplasare relativă a două puncte de pe suprafețele de frecare a celor două componente, diferă funcție de distanța de la punctele respective la axa



de rotație, este evident că microsudurile formate nu vor fi uniform distribuite pe aceste suprafețe. Din acest punct de vedere s-au pus următoarele probleme, la care am încercat să găsim răspunsuri:

- momentul în care apar microsudurile de pe suprafețele de frecare;
- modul în care se dezvoltă ele în timp;
- modul în care sunt distribuite pe suprafețele de frecare.

Pentru aceasta am realizat încercări de îmbinări sudate prin frecare convențională între următoarele cupluri de materiale: oțel OLC15 cu alamă CuZn40Pb1 și respectiv oțel OLC15 cu un aliaj de aluminiu (AlMg1). Alegerea acestor cupluri de materiale a avut la bază faptul că fiind foarte diferite, atât ca proprietăți cât mai ales ca aspect, observarea suprafețelor de frecare va fi mult mai facilă, întrucât evidențierea modului de distribuție al microsudurilor este făcută exclusiv în urma unei analize optice.

Finalizarea unui ciclu de sudare prin frecare, conduce la extinderea pe toată suprafața de frecare a zonelor în care s-au format microsudurile. Din acest motiv, după obținerea unei îmbinări sudate, nu se mai poate evidenția nici modul de apariție a lor și nici extinderea lor în faza de început (faza 1). Singura alternativă rămâne găsirea unei modalități de oprire rapidă a procesului de sudare la sfârșitul fazei 1 (de preferat înainte de încheierea fazei 1, chiar la trecerea de la faza 1/1 la faza 1/2), în momentul în care microsudurile nu s-au extins pe întreaga suprafață de frecare și îmbinarea nu este încă realizată.

Un argument suplimentar pentru alegerea acestor cupluri de materiale a fost și faptul că aceste aliajele metalice neferoase având conductivitate termică foarte bună, vor necesita durate mai mari de sudare ceea ce va oferi timpul necesar opririi procesului de sudare în cursul desfășurării lui, chiar în condițiile în care instalațiile de sudare avute la dispoziție nu oferă un control riguros la timpuri de frecare foarte scurți.

Pentru aceste experimentări am realizat încercări de sudare, pe probe cilindrice cu dimensiunile  $\varnothing 16 \times 40$  mm, utilizând tehnologiile de sudare prezentate în tabelul 5.6.

**Tabelul 5.6** Tehnologiile de sudare folosite pentru evidențierea formării microsudurilor pe suprafețele de frecare.

Marcaj	Cuplul de materiale	$P_{fr}$ , daN/mm <sup>2</sup>	N, rot/min	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
H01	OLC15-CuZn40Pb1	30	1450	2,22	0,09	0
H02	OLC15-AlMg1	25	1450	0,5	0,09	0
H03	OLC15-AlMg1	25	1450	2,21	0,09	0
H04	OLC15-AlMg1	25	1450	3,24	0,09	0
H05	OLC15-AlMg1	25	1450	4	0,09	0
H06	OLC15-AlMg1	25	1450	5	0,09	0
H07	OLC15-AlMg1	25	1450	7	0,09	0
H08	OLC15-AlMg1	25	1450	10	0,09	0
H09	OLC15-AlMg1	25	1450	13	0,09	0

Spre deosebire de tehnologiile de sudare “normale” pentru aceste materiale, timpul de frecare a fost scurtat la valorile minime pe care ni le-a permis instalația de sudate prin frecare (MSF10) pe care am avut-o la dispoziție, restul parametrilor rămânând la valorile normale pentru îmbinarea acestor materiale. După scurgerea timpului de frecare prevăzut

în tabelul 5.6 piesa se oprește brusc într-un interval de timp mai scurt de 0,09s, iar imediat după oprire, componenta prinsă între bacurile de pe păpușa mobilă este retrasă.

“Îmbinările sudate” pe cale de a se realiza nu sunt definitivitate deoarece durata frecării a fost insuficientă, iar perioada de refulare a lipsit complet. Cu toate acestea, analizând suprafețele de rupere formate se poate observa faptul că anumite zone de pe suprafața de frecare a componentei din oțel sunt acoperite cu aliaj neferos. Acest lucru demonstrează faptul că în anumite zone au fost create condiții propice stabilirii unor legături între cele două materiale. Totodată, legăturile create sunt suficient de rezistente pentru ca la supunerea “îmbinării” la solicitarea de tracțiune, ruperea să se producă în materialul cu rezistență mecanică mai redusă (aliajele neferoase), conform mecanismului descris anterior în figura 5.29.b. De aici încă un motiv pentru alegerea acestor cupluri de materiale, în care unul dintre ele are caracteristici de rezistență mecanică mult mai reduse.

Evident că odată cu acest fenomen se produce și transferul unei cantități de material de pe suprafața de frecare a componentei din aliaj neferos pe suprafața de frecare a componentei din oțel. În acest mod, microvolume din aceste materiale (CuZn40Pb1, respectiv AlMg1) au fost smulse și au rămas sudate de suprafața frontală a componentelor din oțel, putând fi astfel analizate, dar acest aspect va face obiectul unui paragraf ulterior.

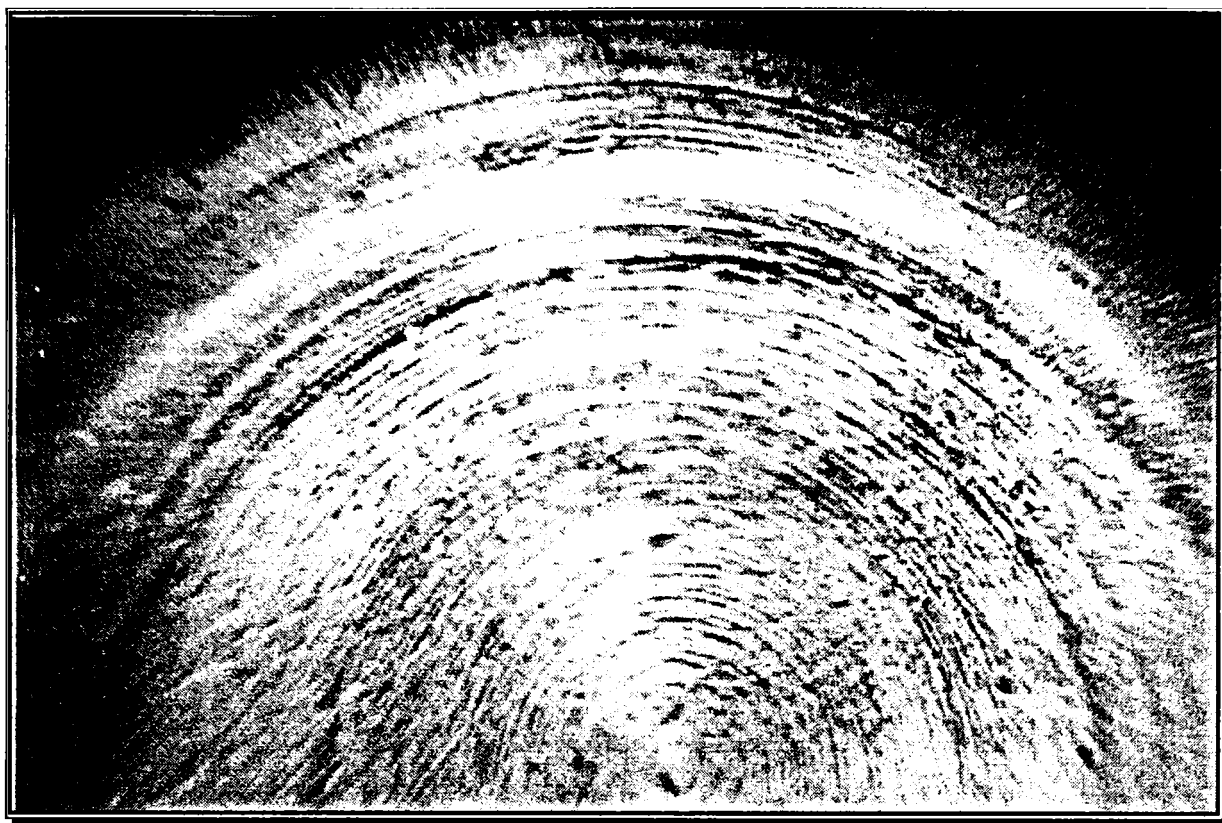
Din punct de vedere al modului de distribuție al microsudurilor formate pe suprafețele de frecare, putem considera fără să greșim că rezultatele sunt aceleași, indiferent dacă ruperea s-a produs ca urmare a forfecării produse de continuarea mișcării de rotație relativă dintre componente sau ca urmare a ruperii prin tracțiune produsă în momentul îndepărtării pieselor, după oprirea procesului de frecare.

Ca urmare a aplicării metodologiei prezentate mai sus, s-au obținut probe ale suprafețelor de frecare atât pentru cuplul de materiale OLC45-CuZn40Pb1 (figura 5.30), cât și pentru cuplul de materiale OLC15-AlMg1 (figura 5.31).

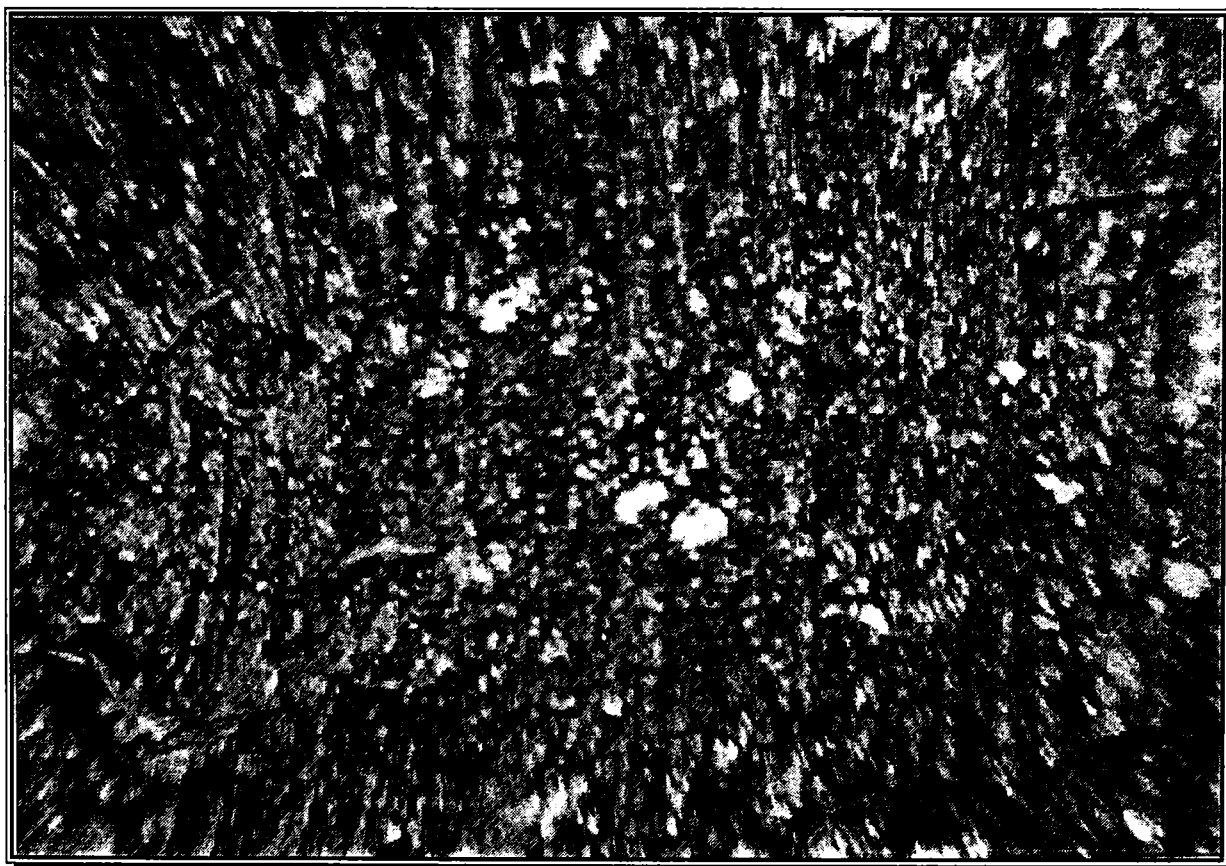
Totodată, analizând aspectul și distribuția stratului de alamă și de aliaj de aluminiu pe suprafețele de frecare după scurgerea perioade de frecare, putem face câteva observații asupra fenomenelor care s-au produs în timpul sudării.

- Întreaga suprafață de frecare a componentelor din oțel este acoperită cu o peliculă de metal neferos, fapt care confirmă realizarea unor microsuduri între cele două componente, pe întreaga suprafață de frecare. Excepțiile vor fi prezentate și analizate într-un alt paragraf.
- Distribuția acestor microsuduri pe suprafața de frecare este neuniformă, observându-se o concentrare a acestora într-o anumită zonă, fenomen prezent la ambele cupluri de materiale.
- Apariția smulgerilor de material "moale" ne conduce la concluzia că în timpul procesului de sudare ruperea se produce prin forfecarea materialului cu caracteristici de rezistență mecanică mai mici, fapt care confirmă totodată calitatea corespunzătoare a microsudurilor formate, proprietate care se va transfera întregii sudurii.

Deci cu toate că pe întreaga suprafață de frecare se formează "microsuduri", acestea sunt concentrate pe o suprafață de forma unei coroane circulare, delimitate de razele  $r_1$  și respectiv  $r_2$ . Acest aspect se poate evidenția analizând atât aspectul suprafețelor de frecare oțel-alamă, cât mai ales aspectul celor oțel-aliaj aluminiu, prezentate în figura 5.31.

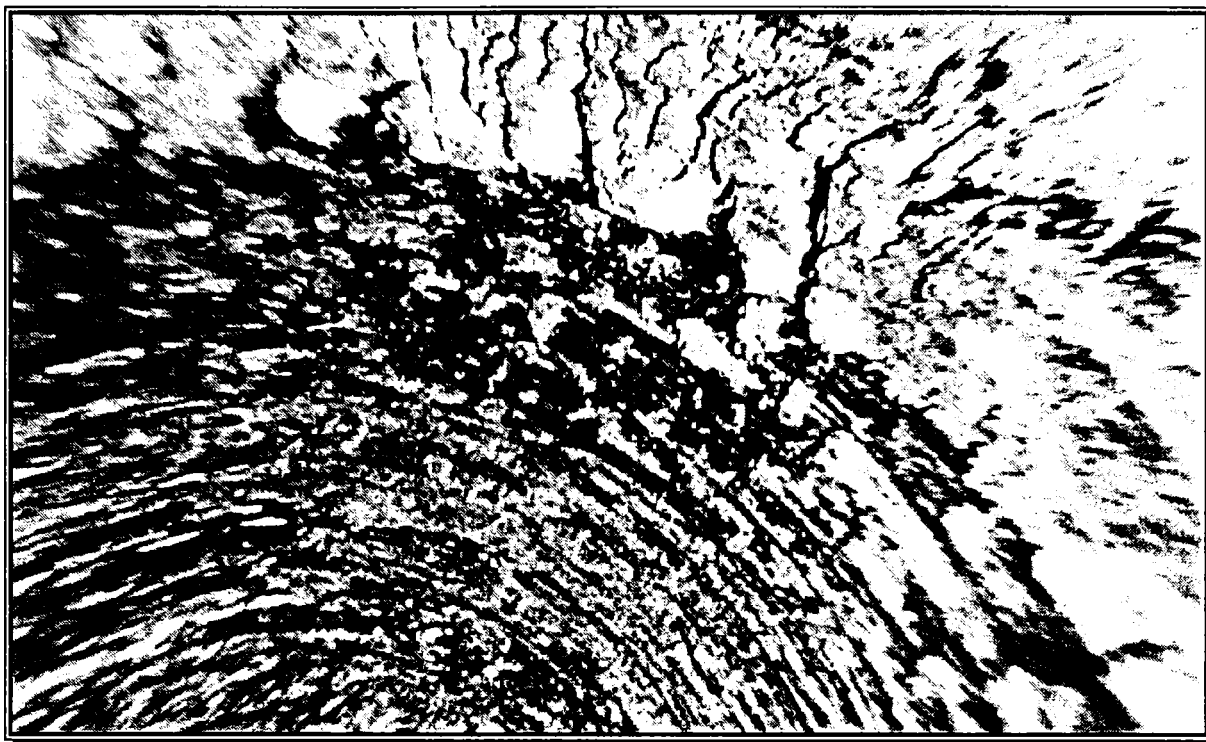


a

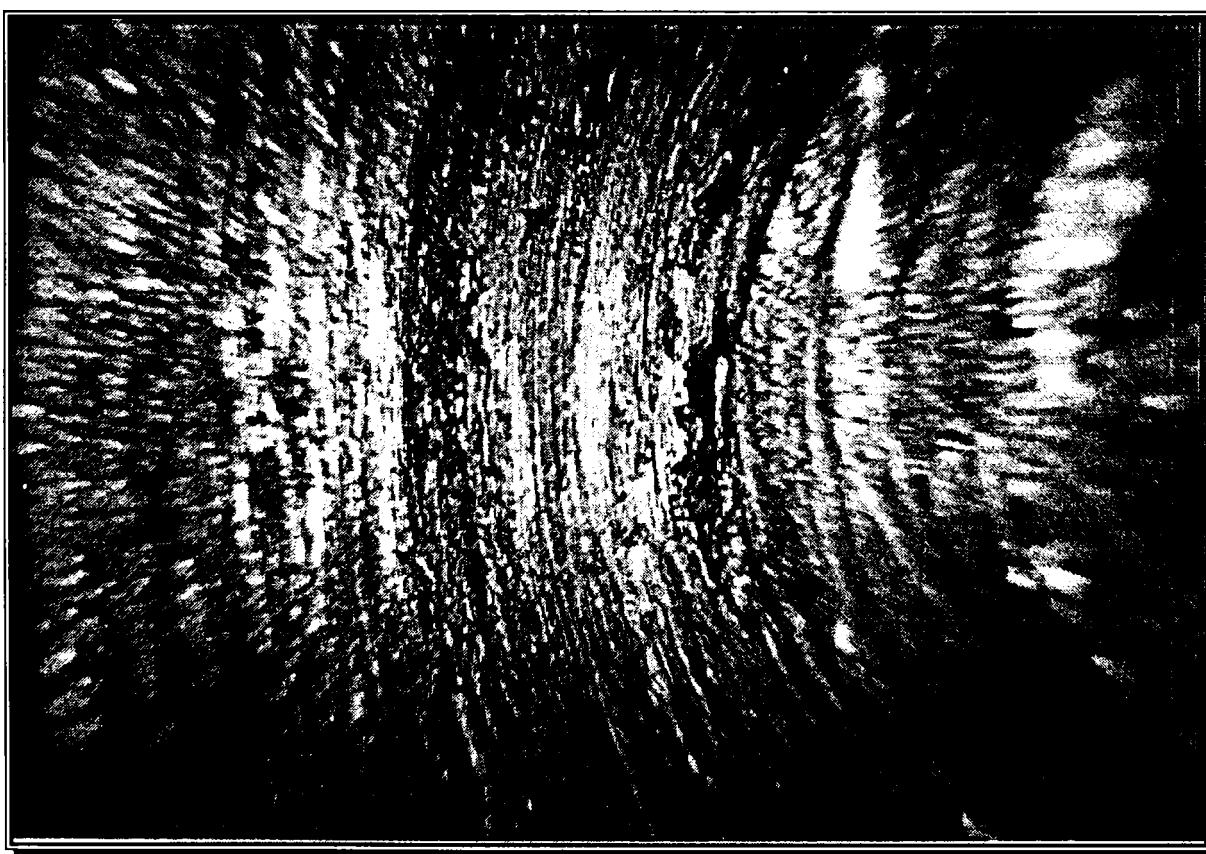


b

**Figura 5. 30** Suprafața de frecare în cazul cuplului OLC15-CuZn40Pb1.

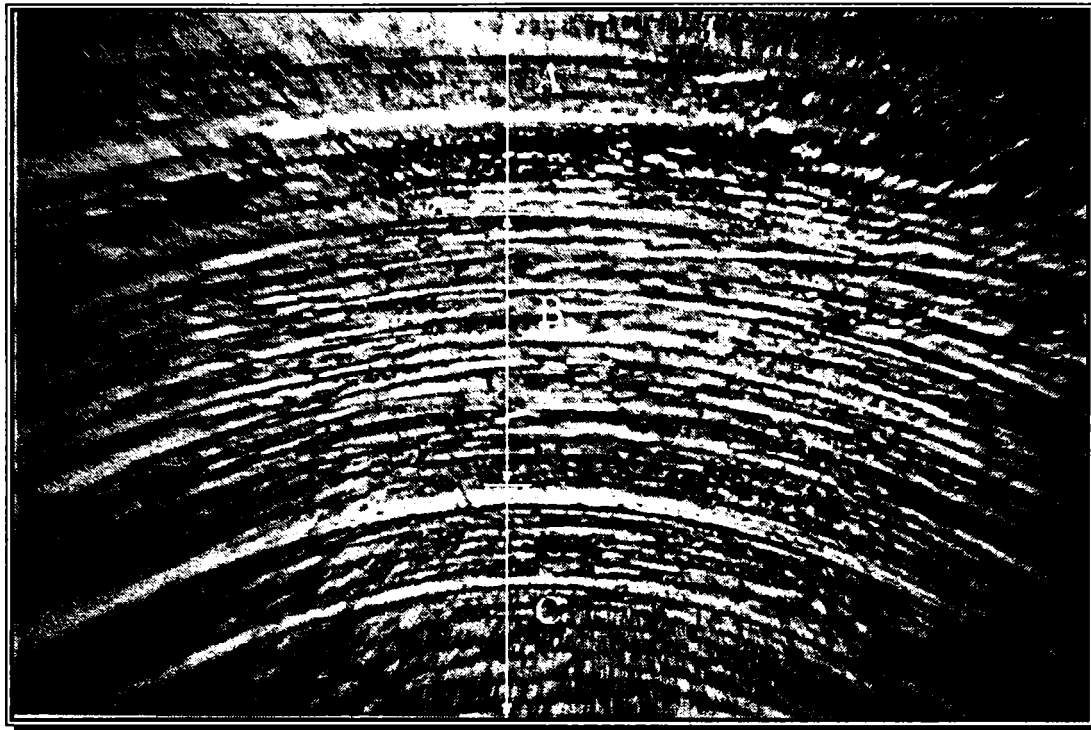


a

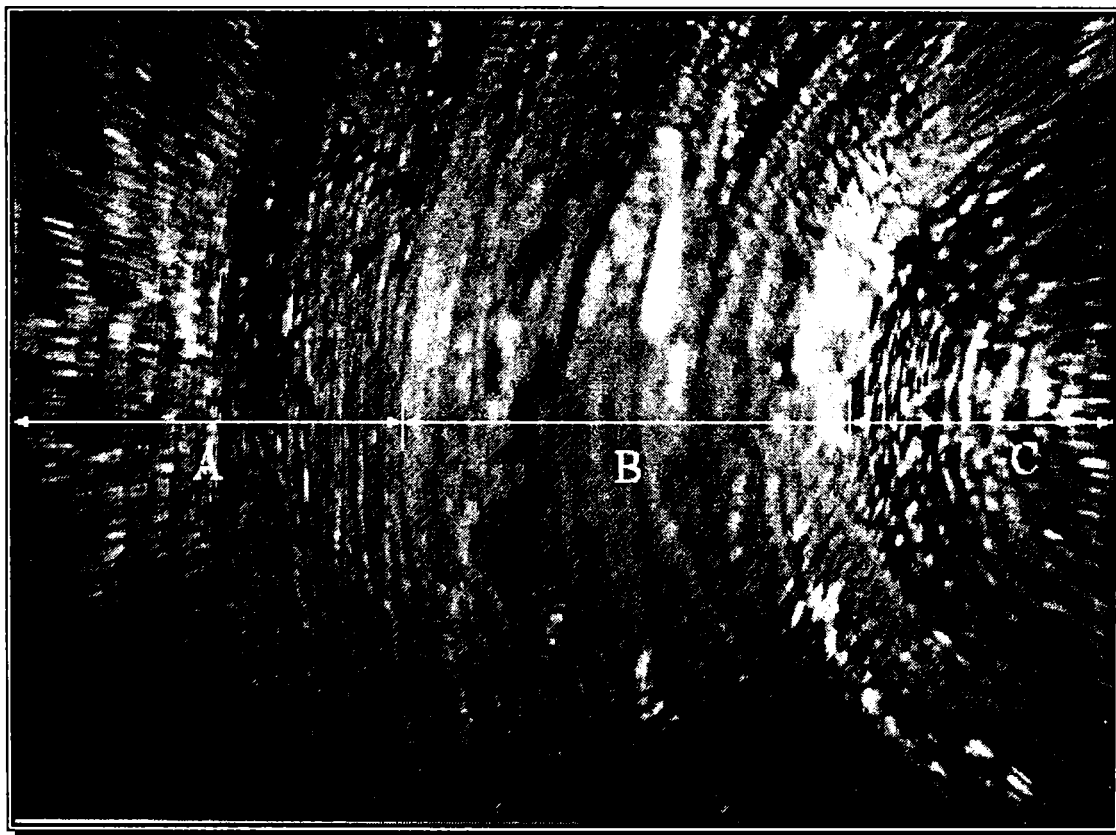


b

Figura 5. 31 Suprafața de frecare în cazul cuplului OLC15-AlMg1.

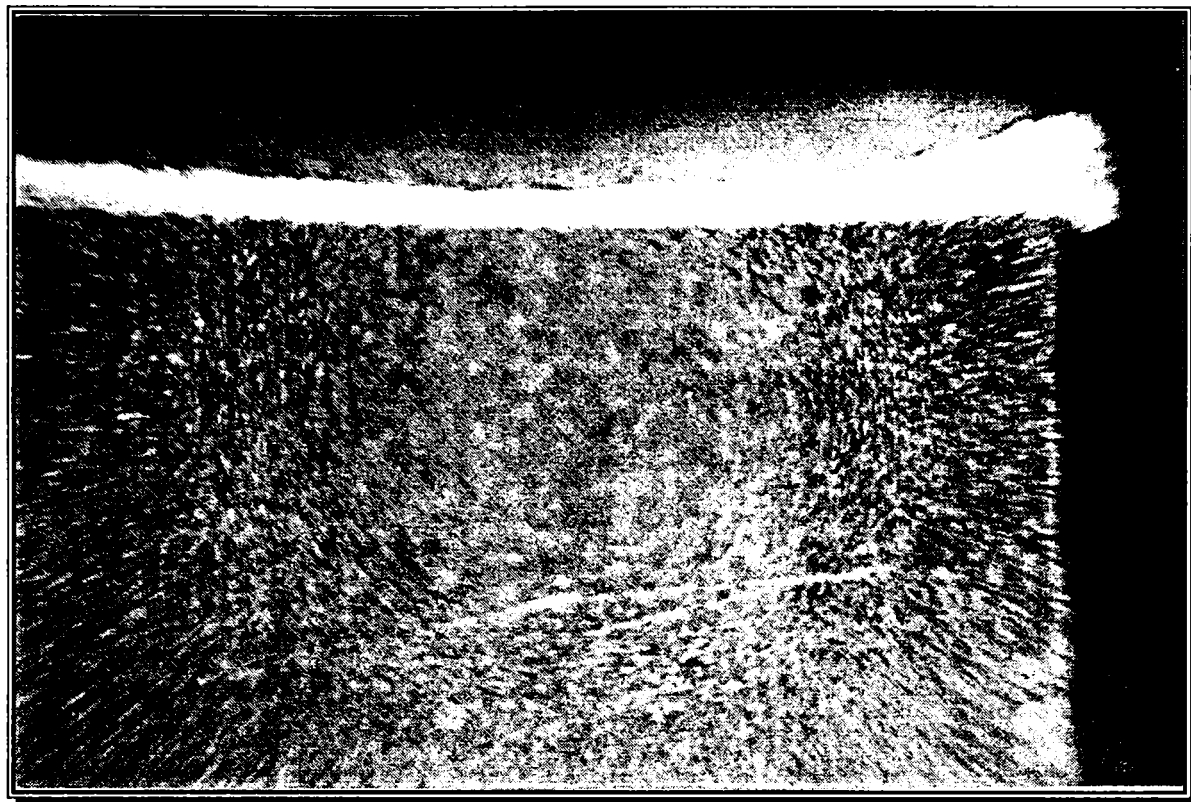


a

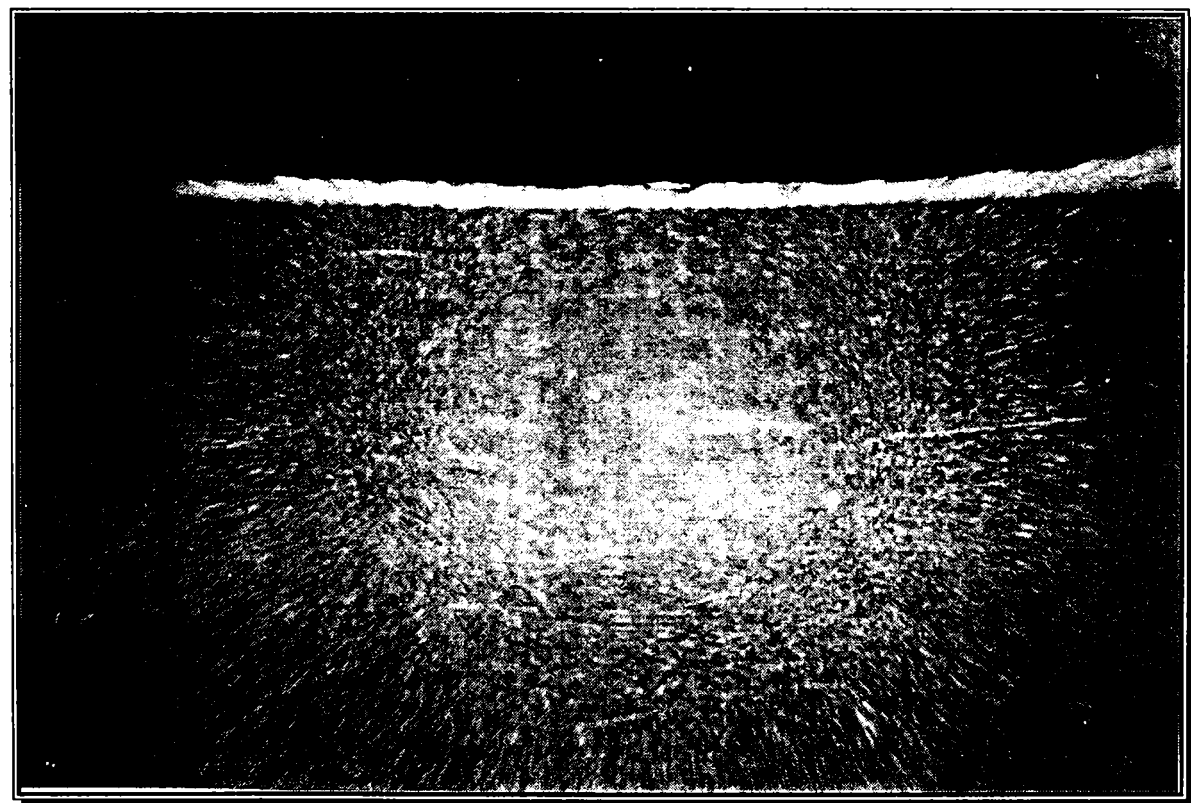


b

**Figura 5. 32** Suprafața de frecare oțel-alamă (a), respectiv oțel-aliaj de aluminiu (b) (A - zona periferică, B - zona cu densitate maximă de microsuduri, C - zona centrală).



a

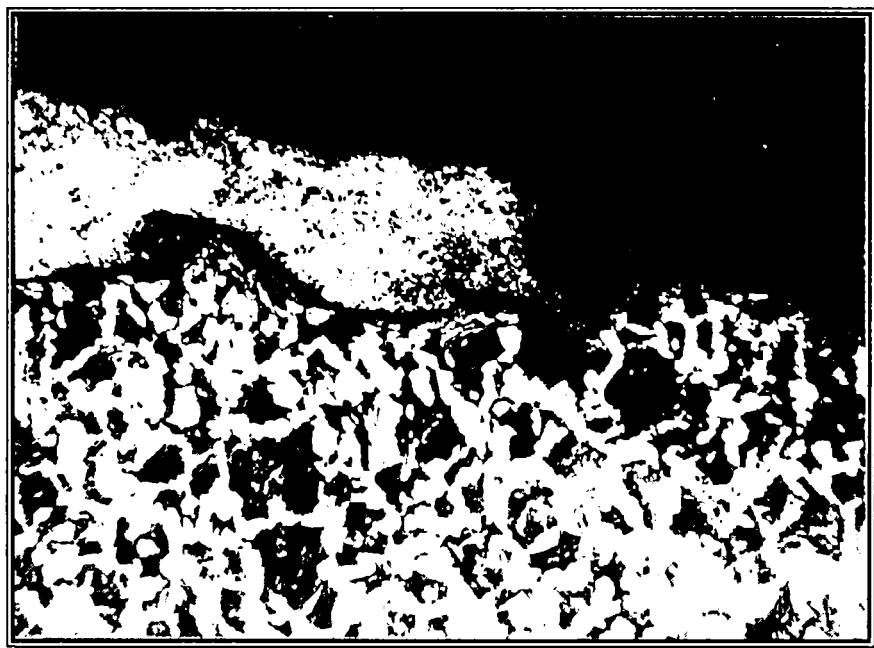


b

**Figura 5. 33** Secțiune transversală prin îmbinarea OLC15-AlMg1 (a - zona periferică a suprafeței de rotație; b - zona centrală a suprafeței de rotație).

În ambele cazuri există o zonă centrală (zona C) în care densitatea acestor micropunți de sudură este foarte mică. Explicația apariției acestei zone este dată tocmai de viteza relativă de deplasare reciprocă a celor două suprafețe de frecare, care fiind foarte redusă, determină generarea unei cantități prea mici de căldură pentru a putea fi activate procesele de plastifiere și de formare a legăturilor interatomice.

Acest aspect este pus în evidență și mai bine în urma realizării unei secțiuni transversale printr-o probă din cuplul OLC15-ALMg1. Astfel în imaginile din figura 5.33 se poate observa stratul de aliaj neferos transferat, a cărui grosime este foarte redusă în zona axei de rotație (figura 5.33.b). În detaliul din figura 5.34 se poate observa că într-o zonă mică, circulară cu raza de circa 2mm, din centrul de frecare, microsudurile lipsesc cu desăvârșire.



**Figura 5. 34** Detaliu din secțiunea stratului de ALMg1 (sus) deșus pe suprafața de frecare (zona centrală) a componentei din OLC15 (jos) (M.O. x250).

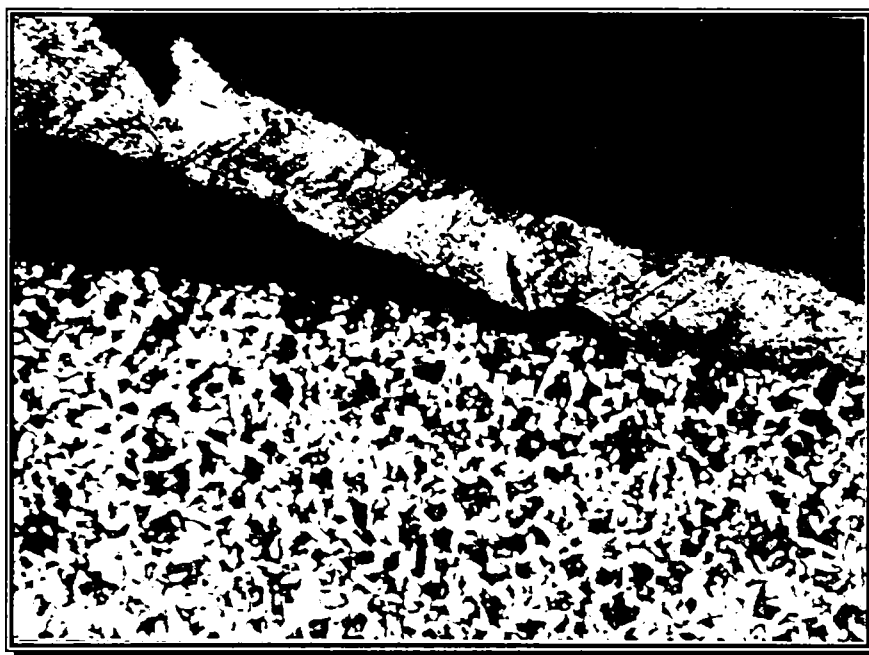
Mutându-ne centrul atenției asupra zonelor periferice ale suprafețelor de frecare, putem observa la ambele cupluri de materiale existența unei zone periferice (notate cu A), în care densitatea de microsuduri este mai mică.

Cu toate acestea, unele probe din cuplul OLC15-ALMg1, realizate la timpi de frecare mai lungi, care au permis plastifierea unei cantități mai mari de material, ca cea prezentată în figura (figura 5.33.a), s-ar părea că dovedesc contrariul. La prima vedere am putea chiar afirma că la extremitatea suprafeței de frecare se formează mai multe microsuduri decât oriunde altundeva pe suprafețele de frecare, ca urmare a cantității mari de material acumulat în aceste zone.

Pentru a putea face o analiză mai atentă a acestor secțiuni, am efectuat analize microscopice folosind mărimi între 150 și 250 de ori, asupra probelor atacate metalografic în prealabil. Am obținut astfel detalii ale acestor zone periferice ale suprafețelor de frecare, prezentate în figurile 5.35 și respectiv 5.36. În urma acestor analize acest aspect contradictoriu la prima vedere s-a lămurit pe deplin.

Astfel, cu toate că în figura 5.33.b se pare că la periferia suprafețelor de frecare s-au format mai multe microsuduri, figura 5.35 și 5.36 ne arată că de fapt acest strat de aliaj neferos, deși în cantitate mai mare decât în orice altă parte a suprafețelor de frecare, nu are aderență la suprafața oțelului. Prin urmare între oțel și aliajul neferos nu s-au format microsuduri,

deci nu s-au stabilit legături între rețelele cristaline ale celor două materiale, iar desprinderea acestui strat neferos se face foarte ușor.



**Figura 5. 35** Detaliu din secțiunea stratului de AlMg1 (sus) deșus pe suprafața de frecare (zona periferică) a componentei din OLC15 (jos) (M.O. x150).

Lipsa unor legături corespunzătoare între cele două materiale spre periferia suprafețelor de frecare este datorată vitezelor ridicate de deplasare relativă dintre cele două componente, care tind spre 3m/s în această zonă.

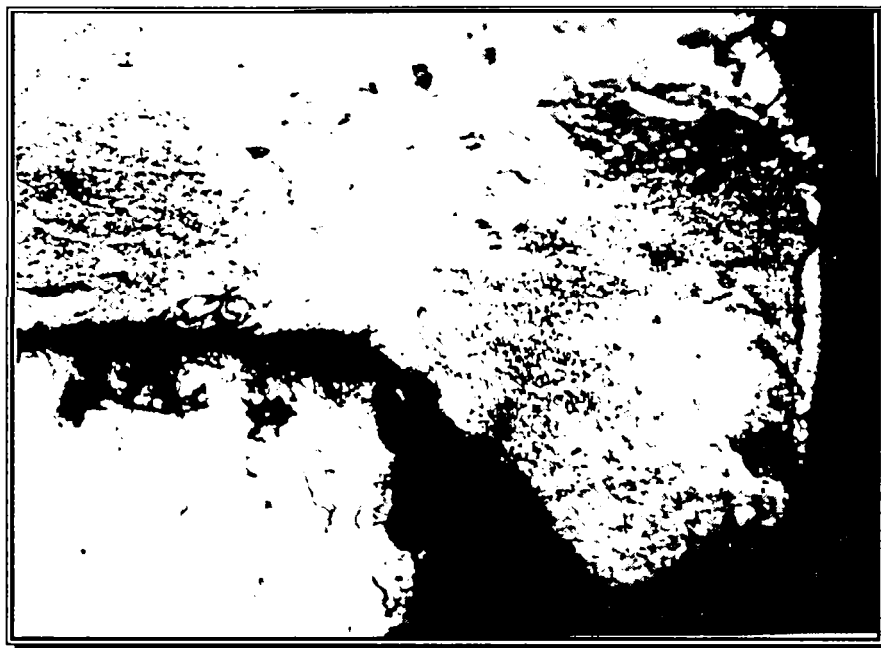
Prin urmare, cu toate că se degajă o cantitate mare de căldură, care determină plastifierea unei cantități corespunzătoare de aliaj neferos, valoarea ridicată a vitezei de deplasare a suprafețelor de frecare și absența refulării împiedică stabilirea unor legături atomice corespunzătoare. Cantitatea mare de materiale din zona periferică a suprafețelor de frecare se explică prin adăugarea la cantitatea de material plastifiat provenit din această zonă a materialului plastifiat pe zonele centrale, care este expulzat spre exterior (în bavură) prin efectul presiunii din perioada de frecare.

Ambele fenomene pot fi observate în detaliile din figurile de mai sus. Astfel, la unele probe (figura 5.35) se observă exfolierea stratului de aliaj de aluminiu care s-a format în această zonă, iar pe măsură ce timpul de frecare crește (figura 5.36) se remarcă acumularea unei cantități mai mari de aliaj de aluminiu plastifiat și expulzat spre zonele periferice din zonele centrale ale suprafețelor de frecare, fără a se forma microsuduri între cele două materiale. Lipsa formării de microsuduri și de stabilire a unor legături între cele două materiale este dovedită de zona întunecată care separă cele două materiale.

Formarea și distrugerea microsudurilor este concentrată într-o zonă inelară, notată cu B în figura 5.32.b, care se întinde, cu aproximație, de la  $\frac{1}{3}$  până la  $\frac{2}{3}$  din rază. Acest aspect conduce treptat la intensificarea procesului de dezvoltare a căldurii, ceea ce produce în final extinderea treptată a acestor fenomene pe întreaga suprafață de frecare, în cazul în care procesul de sudare ar continua până la desăvârșirea sa.

Stabilirea unei legături corespunzătoare pe întreaga secțiune a componentelor, inclusiv în centrul secțiunii transversale, se poate obține:





**Figura 5. 36** Detaliu din secțiunea stratului de AlMg1 (sus) depus pe suprafața de frecare (zona periferică) a componentei din OLC15 (jos) (M.O. x150).

- fie prin alegerea corespunzătoare a parametrilor tehnologici ai procesului de sudare, în special a timpului de frecare care să permită plastifierea corespunzătoare a materialului din această zonă;
- fie prin modificarea geometriei componentelor, astfel încât prin prelucrarea suprafețelor frontale sub o formă convexă să se forțeze frecarea preferențială în zona centrală (cel puțin în perioada de început a frecării).

Din păcate mașinile de sudat prin frecare pe care le-am avut la dispoziție nu permit controlarea precisă a unor timpi de frecare foarte scurți pentru a pune în evidență și dinamica formării acestei zone inelare de concentrare a microsudurilor.

### 5.3 Procesul de dezvoltare de căldură pe suprafețele de frecare

După cum am văzut, în timpul frecării pe suprafețele de frecare se degajă o cantitate de căldură, care ridică temperatura materialului din zonele limitrofe suprafețelor de frecare. Acest fenomen de degajare a căldurii, ce însoțește toate procesele de frecare, este unul dintre cele mai importante fenomene pentru procesul de sudare, el influențând în mod hotărâtor toate procesele ce au loc în timpul frecării, în special transformările de fază ce se produc în Z.I.T.

Așa după cum am văzut în capitolul anterior, cantitatea de căldură dezvoltată în timpul procesului de sudare prin frecare are importanță deosebită în vederea determinării temperaturii maxime atinse pe suprafața de frecare, precum și pentru stabilirea extinderii și formei câmpului termic. Odată stabilit câmpul termic, este posibilă analiza transformărilor fazice și structurale ce se produc în timpul sudării, precum și comportarea materialelor în zona deformațiilor plastice.

Cantitatea de căldură degajată pe suprafețele de frecare depinde de foarte mulți factori, printre care cei mai importanți sunt: natura materialelor care se sudează, valoarea tensiunilor de forfecare prin alunecare a microsudurilor realizate pe suprafețele de frecare, coeficienții de frecare, presiunea de frecare, vitezele de deplasare relativă a suprafețelor care se freacă, etc.

Pornind de la câteva ipoteze simplificatoare, putem ajunge la ecuații care să descrie destul de precis fenomenele termice care guvernează dezvoltarea căldurii pe durata frecării. Astfel, vom considera:

- turația ca fiind constantă pe toată durata etapei de frecare și egală cu turația nominală;
- presiunea axială ca fiind uniform distribuită pe toată suprafața de frecare, pe întreaga durată a etapei de frecare.

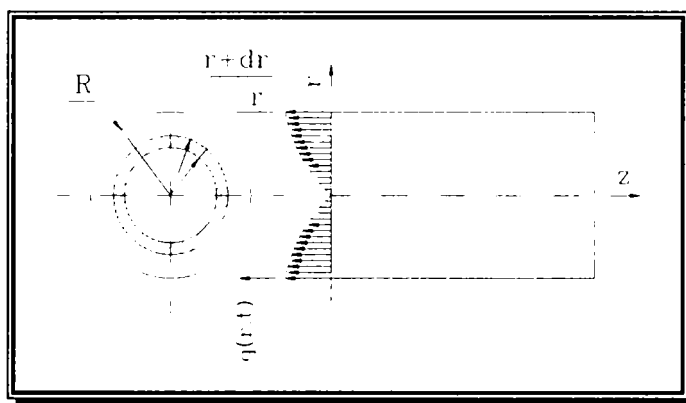


Figura 5. 37 Suprafața elementară de frecare pe care se dezvoltă căldură.

În aceste condiții, vom considera un element de suprafață de forma unei coroane circulare limitată de razele  $r$  și respectiv  $r+dr$ , pe care vom încerca să determinăm cantitatea de căldură degajată în timpul frecării.

Aria acestei suprafețe elementare este:

$$da = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot dr \quad (5.22)$$

iar cantitatea de căldură dezvoltată pe ea va fi:

$$dq = \omega \cdot M_{fr} \cdot da \quad (5.23)$$

unde:

$\omega$  este viteza unghiulară a componentelor care se sudează;

$M_{fr}$  este momentul de frecare.

Momentul de frecare poate fi scris sub forma:

$$M_{fr} = r \cdot F_{fr} = r \cdot \mu \cdot P_{fr} \quad (5.24)$$

în care:

$r$  este raza componentelor;

$F_{fr}$  - forța de frecare;

$P_{fr}$  - presiunea de frecare;

$\mu$  - coeficientul de frecare.

Dacă ținem seama că viteza unghiulară poate fi scrisă funcție de turație, care este unul dintre parametrii tehnologici principali, sub forma  $\omega = 2 \cdot \pi \cdot n$ , ecuația 5.24 devine:

$$dq = 4 \cdot \pi^2 \cdot r^2 \cdot \mu \cdot P_{fr} \cdot n \cdot dr \quad (5.25)$$

Prin integrarea acestei ecuații putem obține cantitatea totală de căldură ( $Q_t$ ) generată pe suprafețele de frecare, conform ecuației (5.26).

$$Q_t = \int_0^{r_0} dq = \int_0^{r_0} 4 \cdot \pi^2 \cdot r^2 \cdot \mu \cdot P_{fr} \cdot n \cdot dr = 4 \cdot \pi^2 \cdot \mu \cdot P_{fr} \cdot n \cdot \frac{1}{3} \cdot r_0^3 \quad (5.26)$$

Sau ținând cont și de expresia vitezei unghiulare

$$Q_t = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot \mu \cdot \omega \cdot P_{fr} \cdot r_0^3 \quad (5.27)$$

În acest moment, este posibilă determinarea rapidă a cantității de căldură dezvoltată pe suprafețele de frecare, în cazul în care valoarea coeficientului de frecare ar fi cunoscută. Din păcate, coeficientul de frecare depinde de un număr foarte mare de factori de influență, dintre care cei mai importanți sunt următorii:

- natura materialelor și prezența peliculelor pe suprafața de frecare (oxizi, gaze, etc.);
- durata contactului;
- rigiditatea și elasticitatea ansamblului pieselor între care se produce frecarea;
- viteza de deplasare relativă a suprafețelor de frecare;
- regimul de temperatură;
- valoarea presiunii normale pe suprafețele de frecare;
- caracterul atingerii corpurilor, dimensiunea suprafețelor în contact, gradul de acoperire reciproc;
- calitatea suprafețelor și rugozitatea lor, etc.

Expresiile teoretice ale acestuia pot fi folosite doar într-un număr restrâns de cazuri practice, datorită numărului foarte mare de factori de influență a căror expresie analitică nu este cunoscută pentru cazurile generale. Fie că este vorba de teoria molecularo-mecanică formulată de Kragelski I. V., fie că se au în vedere cercetările lui Bowden și Tailor, sau Gumbel, Block, Ernst și Merchant [197, 198], valoarea coeficientului de frecare fiind constantă sau variabilă funcție de rază, de presiunea de pe suprafețele de frecare și de viteza de rotație [142, 143, 249], nu s-a reușit stabilirea unor relații analitice care să permită determinarea valorii coeficientului de frecare. În cel mai bun caz s-a putu determina doar valori concrete pentru anumite condiții particulare studiate, cum ar fi un anumit cuplu de materiale, o anumită stare de prelucrare a suprafețelor de frecare, etc.

Pe lângă aceste aspecte, valoarea coeficientului de frecare este influențată în cazul particular al sudării prin frecare, într-o măsură mult mai mare, de către valoarea temperaturii atinse de materialele de pe suprafețele de frecare în timpul procesului de

sudare. Din acest punct de vedere, coeficientul de frecare variază de la valori apropiate de  $\mu=1$ , la temperatura ambiantă (la începutul procesului), când frecarea este o alunecare uscată, până la valori foarte scăzute, atunci când, datorită temperaturii ridicate, materialul de pe suprafețele de frecare este plastifiat.

Pentru simplificare, vom considera coeficientul de frecare ca fiind constant pe întreaga durată a procesului de frecare. Această supoziție este destul de aproape de realitate având în vedere că durata întregului proces de sudare este foarte scurtă. Prin urmare, am încercat aproximarea coeficientului de frecare pornind de la cele prezentate în literatura de specialitate [82, 108, 128, 133, 139, 142, 143, 212, 232, 249, 255].

În același timp, având în vedere că sudarea prin frecare este un proces de sudare în stare solidă, fără a se produce topirea materialelor, este respectat criteriul de curgere a lui Mises, care limitează valoarea coeficientului de frecare la valoarea raportului dintre efortul normal și cel tangențial, conform următoarei relații:

$$\mu = \frac{\tau}{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cong 0,577 \quad (5.28)$$

Având în vedere imposibilitatea determinării exacte a valorilor coeficienților de frecare (literatura de specialitate pune chiar sub semnul întrebării eficiența utilizării coeficientului de frecare ca mărime semnificativă pentru descrierea procesului de frecare), precum și ipotezele simplificatoare prezentate mai sus, rezultatele pe care le vom obține vor fi aproximative, dar după cum se va vedea, destul de apropiate de realitate. Am considerat astfel pentru toate cuplurile de oțeluri un coeficient de frecare cu valoarea  $\mu=0,4$ ,

Utilizând relația (5.27) cu această valoare a coeficientului de frecare, am obținut pentru cuplul de materiale OLC45-42MoCr11 cantitatea totală de căldură dezvoltată pe suprafețele de frecare ca fiind:

$$Q_t = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot \mu \cdot \omega \cdot P_{fr} \cdot r_0^3 = 482389,73W \quad (5.29)$$

respectiv pentru cuplul de materiale OLC45-Rp3:

$$Q_t = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot \mu \cdot \omega \cdot P_{fr} \cdot r_0^3 = 1362626,7W \quad (5.30)$$

Rezultatele obținute în cazul modelării matematice cu ajutorul metodei elementelor finite a câmpului termic la sudarea prin frecare continuă, utilizând aceste valori au fost prezentate în capitolul anterior și ele au confirmat corectitudinea aspectelor prezentate.

## 5.4 Procese și mecanisme de transfer de masă la nivel macro

### 5.4.1 Deplasarea planului de rotație în timpul sudării prin frecare

Până de curând literatura de specialitate consemna numai existența unui *plan de separație* între cele două componente, numit și *plan de frontieră*, care reprezintă de fapt suprafața de separație dintre cele două materiale sau componente (planul I, figura 5.38). Acest plan era considerat ca fiind identic cu *planul de frecare*, adică planul în care are loc frecarea sau mai bine zis, în care microsudurile formate între suprafețele de frecare ale celor două componente sunt secționare prin forfecare (planul II, figura 5.38).

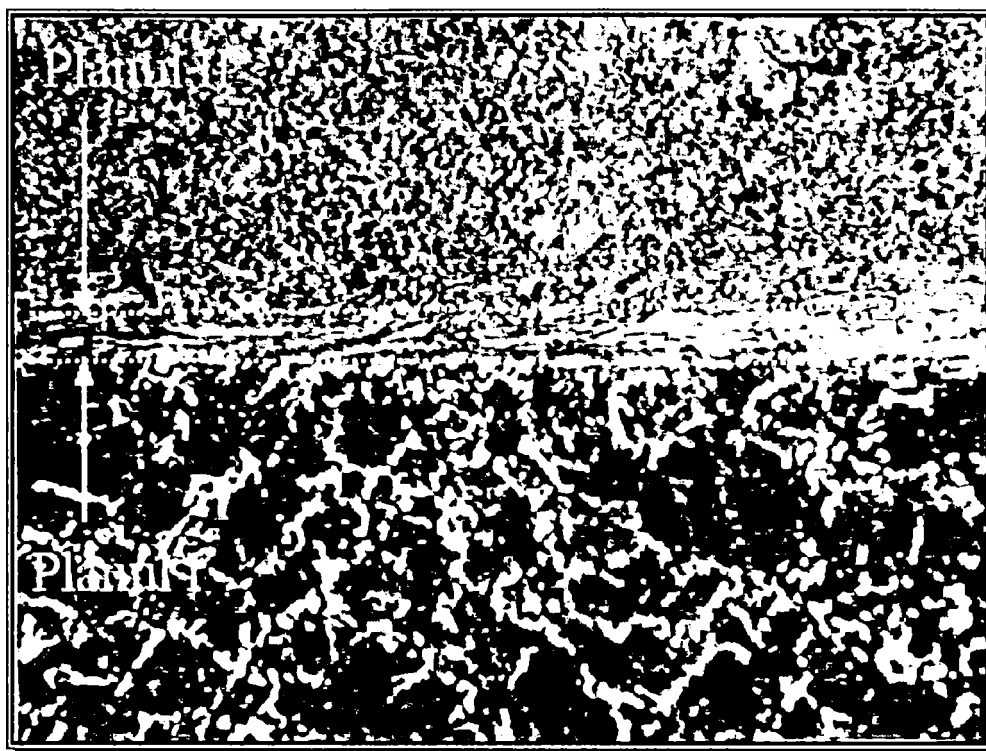


Figura 5. 38 Poziționarea celor două planuri care iau naștere într-o îmbinare sudată eterogenă: planul de separație - planul I și planul de frecare - planul II.

Planul de frecare, pe care unii autori îl numesc și *planul de rotație* [74, 75, 76, 77, 78], fiind planul în care microsudurile formate sunt imediat forfecate, atâta timp cât continuă mișcarea de rotație, este și planul în care au loc alunecările relative ale materialelor celor două componente. Prin urmare, fenomenele termo-deformaționale fiind concentrate în această zonă, comportarea acestui plan în timpul procesului de sudare va avea o influență hotărâtoare asupra caracteristicilor îmbinării sudate obținute, ceea ce determină studierea sa mai atentă.

În cazul unor îmbinări sudate realizate prin frecare convențională între două componente din același material sau din materiale foarte asemănătoare, caracteristicile de rezistență mecanică, precum și cele termo-fizice sunt identice sau foarte apropiate. Odată cu începerea procesului de sudare, frecarea se produce în planul de separație dintre cele două componente, conducând la creșterea temperaturii și plastifierea celor două materiale. Comportarea lor fiind identică sau similară, frecarea se menține în planul de separație, formarea microsudurilor și ruperea lor prin forfecare (predominant după modelul din figura 5.29.c) făcându-se în acest plan. Această comportare are ca urmare continuarea proceselor de frecare, formare și distrugere a microsudurilor în planul de separație, iar ca rezultat planul de frecare se identifică cu planul de separație. În acest mod, cele două plane coincid, fiind imposibilă evidențierea distinctă a lor.

În cazul în care pentru anumite materiale sau cupluri de materiale, rezistența mecanică a microsudurilor formate este superioară celei corespunzătoare unuia dintre materialele de bază, ruperea va avea loc prin forfecarea materialelor conform modelului din figura 5.29.b. Astfel o anumită cantitate de material rămâne pe suprafața de frecare a unei componente, iar procesele de frecare, formare și distrugere a microsudurilor formate continuă într-un plan diferit de cel de separație. În acest caz, este posibilă evidențierea lor distinctă în anumite condiții.

Punerea în evidență a celor două planuri este mult ușurată prin alegerea a două materiale cu caracteristici cât mai diferite pentru cele două componente. În acest mod planul de separație va fi foarte clar evidențiat, iar planul de frecare va fi mai ușor remarcat prin modificările deformaționale care se produc în lungul acestui plan.

Pentru a facilita distingerea diferențelor dintre pozițiile celor două plane, în figura 5.39 sunt prezentate schematic pozițiile acestora, față de celelalte elemente ale unei îmbinări sudate realizate prin frecare convențională.

Având în vedere aceste aspecte, în vederea studierii proceselor și fenomenelor care conduc la apariția și dezvoltarea acestor două planuri, am efectuat încercări de sudare prin frecare convențională pe următoarele cupluri de materiale:

OLC15-AlMg1;  
OLC15-CuZn40Pb1;  
OLC45-Rp3;  
OLC45-30Cr130;  
OLC45-10TiNiCr180.

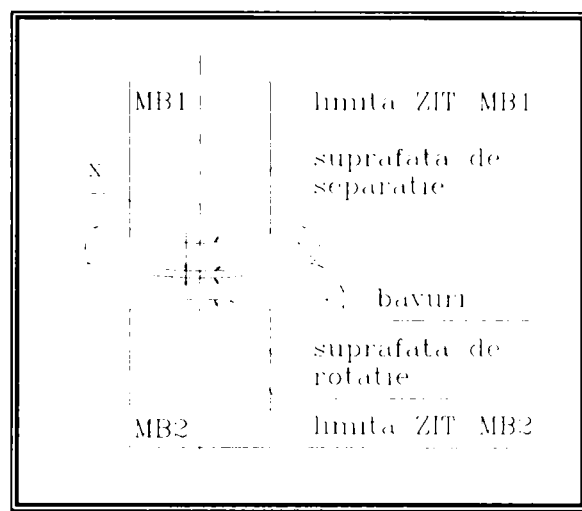
Din aceste materiale am realizat componente cilindrice, cu dimensiunile cuprinse în următoarea gamă dimensională:  $\varnothing(16...30)\text{mm} \times (40...80)\text{mm}$ .

Pentru fiecare cuplu de materiale parametrii tehnologici corespunzători procesului de frecare convențională au fost cuprinși între valorile maxime și minime prezentate în tabelul 5.7.

Așa după cum se poate observa și din tabelul 4.2, valorile parametrilor tehnologici au pornit de la valori evident inferioare celor necesare realizării unor îmbinări de calitate corespunzătoare, și au ajuns până la valori care au permis realizarea unor îmbinări sudate de calitate. Încercările de utilizare a unor valori inferioare celor optime pentru diverși parametrii tehnologici au avut ca scop declanșarea proceselor caracteristice din timpul sudării prin frecare, fără însă a definitiva îmbinarea sudată, astfel încât să avem posibilitatea de a studia aceste fenomene în diverse faze de desfășurare ale lor.

**Tabelul 5.7** Plaja valorilor principalilor parametrii tehnologici folosiți în vederea evidențierii fenomenului de deplasare a planului de rotație.

Cuplul de materiale	$P_{fr}, \text{N/mm}^2$		$t_{fr}, \text{s}$	
	min	max	min	max
OLC45-Rp3	244	244	7,44	12,2
OLC45-10TiNiCr180	30	40	2,21	3,22
OLC15-CuZn40Pb1	14	45	3,22	7,00
OLC45-30Cr130	41,4	76,43	1,00	20,00
OLC15-AlMg1	15	40	1,50	13,00



**Figura 5. 39** Poziția planului de rotație și cea a planului de separație.

În cazul cuplului OLC45-Rp3 încercările de folosire a unor valori mai reduse pentru presiunea de frecare, respectiv pentru cea de refulare nu au fost concludente deoarece procesele de formare a microsudurilor nu au putut fi puse în evidență.

O posibilă explicație ar putea fi dată prin caracteristicile de rezistență mecanică ridicate a ambelor materiale. Aceste caracteristici forțează utilizarea unor valori ridicate pentru acești parametri în vederea atingerii condițiilor de temperatură care să permită stabilirea unor legături între suprafețele de frecare ale celor două materiale. Odată atinse aceste valori și declanșat procesul de formare a acestor microsuduri, ar trebui ca procesul de sudare să se poată opri într-un timp foarte scurt, astfel încât microsudurile formate să nu aibă timp să se extindă pe întreaga suprafață de frecare. Acest lucru nu este posibil pe mașinile industriale pe care le avem la dispoziție.

Totodată, rezistența mecanică a materialelor fiind ridicată, chiar în cazul în care timpul de refulare este nul, nu permite ruperea îmbinării prin simpla îndepărtare a bacurilor mașinii.

Cu toate acestea, îmbinările sudate obținute au fost studiate în vederea analizării acestor fenomene. Pentru aceasta îmbinările sudate realizate din cuplul de materiale OLC45-Rp3 au fost secționare longitudinal, iar eșantioanele astfel obținute au fost prelucrate metalografic pentru a permite atât analiza microscopică a zonelor îmbinării cât și ulterioarele analize microscopice.

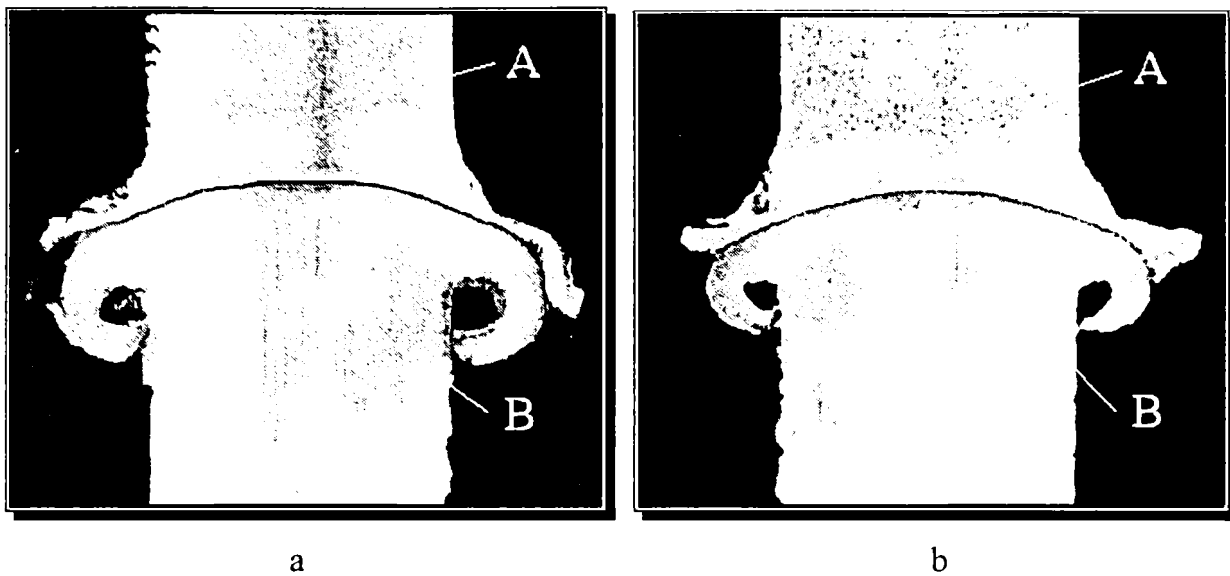
Căldura produsă pe suprafețele reale de contact, ca urmare a procesului de frecare, este concentrată în proeminențele acestora. Prin urmare temperatura acestor proeminențe crește rapid, cu excepția unor cazuri izolate de materiale la care temperatura crește mai lent datorită conductivității termice foarte bune, care favorizează propagarea rapidă a căldurii în profunzimea materialului. Indiferent de temperatura proeminențelor, temperatura medie a suprafețelor de frecare, în faza inițială a procesului de frecare, crește foarte rapid.

Odată cu creșterea temperaturii apar și modificări în procesul de frecare deoarece la temperaturi de (200-300)°C eventualele resturi sau impurități de substanțe lubrifiante se degradează, frecarea devenind din acest moment frecare uscată tehnică. Totodată, materialele fiind cristaline, odată cu depășirea temperaturii de recristalizare se modifică și coeficientul de frecare, acesta mai suferind modificări și pe măsură ce au loc transformările de fază.

În figura 5.40 sunt prezentate două imagini care evidențiază aspectul macroscopic al unor îmbinări OLC45-Rp3 putându-se astfel distinge limitele zonelor influențate termic ale celor două materiale: planul A în componente din oțel OLC45 și respectiv planul B în componenta din oțel Rp3.

Deoarece în cazul acestor cupluri de materiale, oțelul OLC45 are la temperaturi peste 500°C valori inferioare ale limitei tehnice de curgere, comparativ cu cele ale oțelului Rp3, deformarea plastică la cald se va concentra preponderent în oțelul carbon. Ca urmare a acestui aspect, microsudurile formate pe suprafețele de frecare se vor distruge prin forfecarea produsă în oțelul carbon (modelul din figura 5.29.b), iar suprafața de frecare a componentei din Rp3 se va acoperi cu un strat foarte subțire din OLC45.

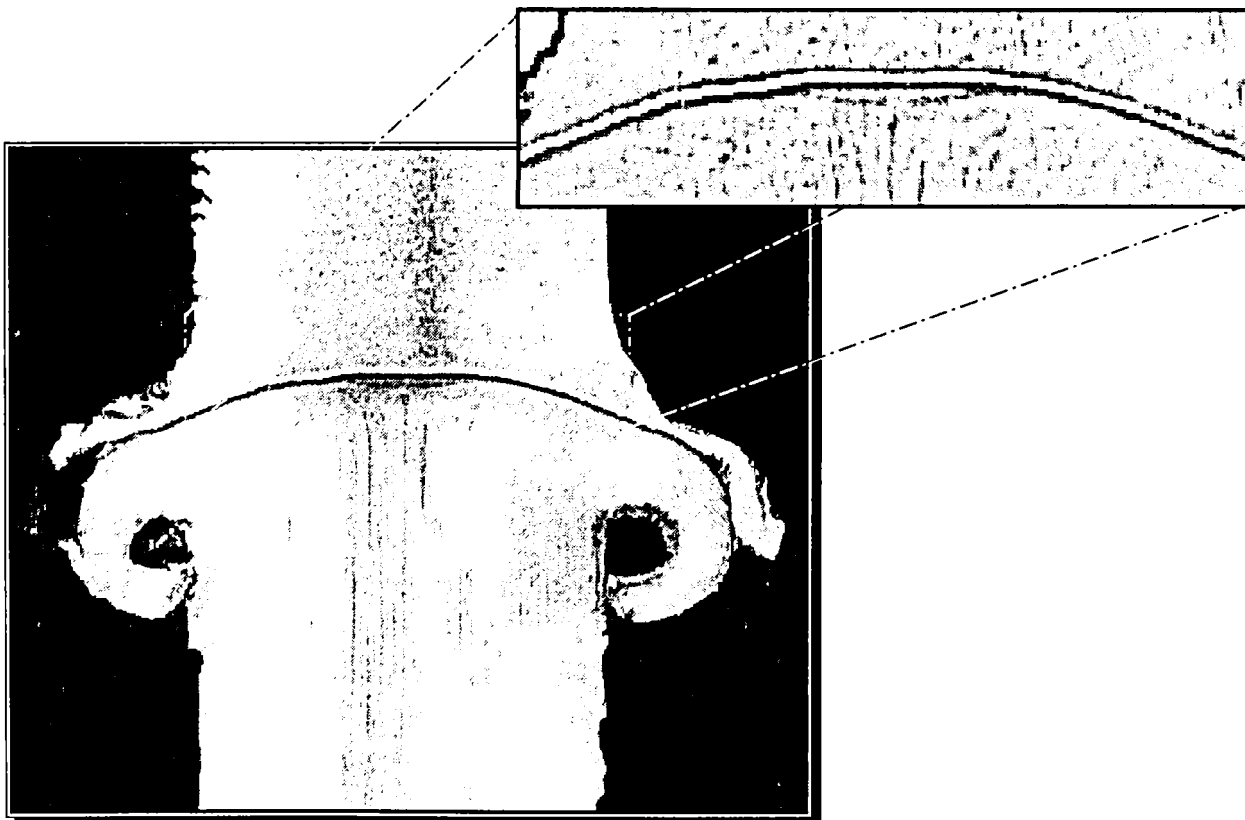
Aceste fenomene au ca efect transformarea frecării dintr-un proces care are loc între două materiale diferite, într-unul de frecare între două materiale identice și continuarea frecării într-un plan situat în oțelul OLC45, în imediata vecinătate a planului de separație, paralel cu acesta. Putem spune că planul de frecare a suferit o deplasare pe distanța  $x$ , în interiorul materialului cu caracteristici mai reduse de rezistență mecanică și limită tehnică de curgere la cald.



**Figura 5. 40** Imaginile macroscopice ale unor eșantioane din îmbinările OLC45-Rp3, pe care sunt evidențiate limitele Z.I.T.-ului OLC45 (A), respectiv Z.I.T.-ului Rp3 (B).

Aspectele prezentate până acum pot fi evidențiate, prin efectelor lor, și pe imaginile macroscopice din figura 5.41. Se poate astfel remarca, în detaliul din figura 5.41, prezența unui strat foarte subțire de oțel carbon (deschis la culoare), cu grosimea de circa 0,1mm, care a aderat pe suprafața de frecare a componentei din oțel Rp3.

Același aspect poate fi pus în evidență și la analiza macroscopică a îmbinărilor OLC45-



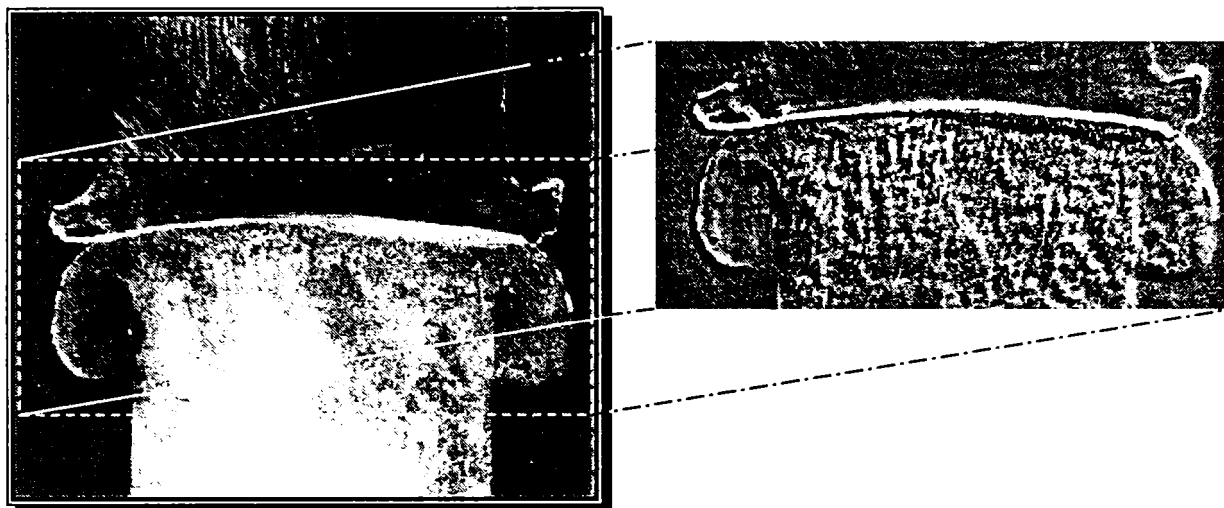
**Figura 5. 41** Detaliul zonei îmbinării cu evidențierea stratului de material care a aderat pe suprafața componentei din oțel rapid pentru scule (OLC45-Rp3)

10TiNiCr180. În figura 5.42 stratul foarte subțire (0,1mm) de oțel inoxidabil austenitic care a aderat pe suprafața frontală de frecare a componentei din oțel carbon de calitate este



deschis la culoare, prezența sa fiind evidențiată prin prelucrarea imaginii obținute cu ajutorul calculatorului electronic.

Pentru a evidenția mai clar acest fenomen, am analizat și microstructural eșantioanele metalografice prelevate din îmbinările sudate din cuplurile de materiale de mai sus.



**Figura 5. 42** Detaliu din zona îmbinării cu evidențierea deplasării planului de rotație într-o îmbinare OLC45-10TiNiCr180

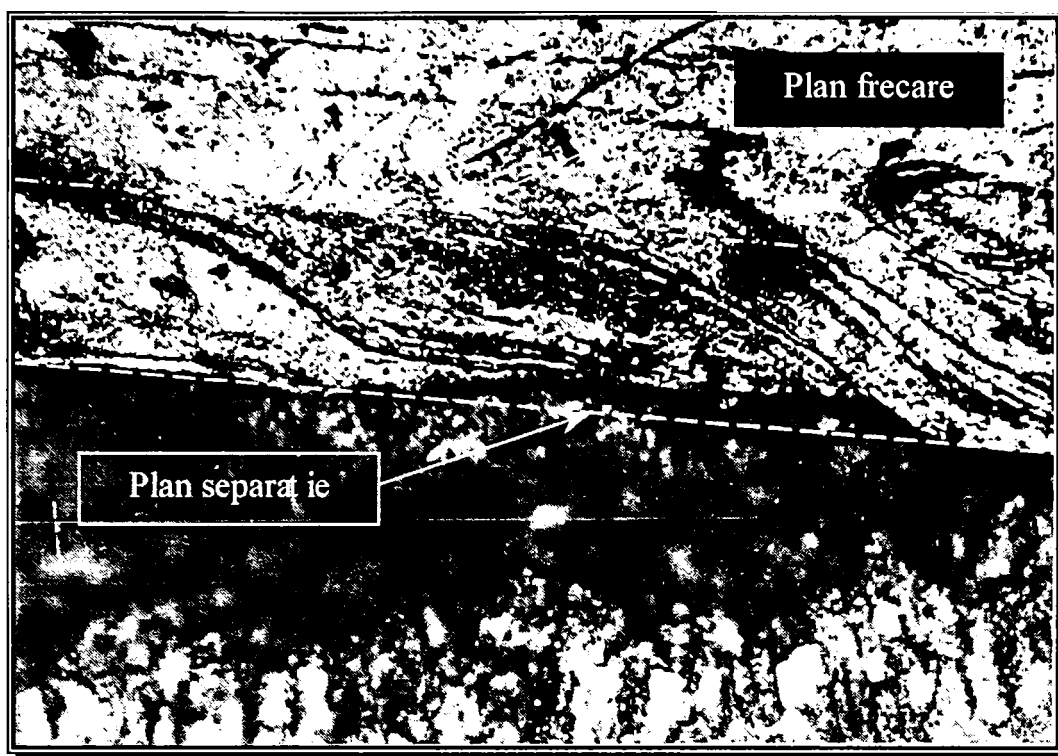
Analizând probele obținute am putut observa aceeași deplasare a planului de frecare în interiorul materialului mai “moale” și separarea sa de planul de separație (figura 5.43), ceea ce face ca frecarea să continue transformându-se în frecare în cadrul aceluiași material.

Totodată, la o analiză atentă a imaginilor microscopice ale zonei îmbinării prezentate în figura de mai sus, se poate observa lipsa grăunților deformați în componenta din oțel. Aceștia, chiar în apropierea planului de separație, au o formă alungită, fiind orientați în lungul componentei, deci pe direcția de laminare, păstrând astfel caracteristicile obținute în urma procesului tehnologic de obținere a semifabricatelor de tip bară, din care s-au obținut componentele (în special figura 5.43.b - partea inferioară). Deformarea plastică, remarcată prin liniile de curgere, este localizată doar în componenta din aliaj neferos, planul de frecare deplasându-se tot în aceasta (figura 5.43.a și b - partea superioară).

Aceleași aspecte au fost observate și în cazul îmbinărilor din OLC15-AlMg1 (figura 5.44) și respectiv OLC15-CuZn40Pb1 (figura 5.45).

Analizând toate probele realizate am putut face câteva observații, care explică în mare măsură comportarea materialelor în timpul procesului de sudare prin frecare convențională:

1. Prima constatare este legată de ruperea îmbinării, care întotdeauna s-a produs în materialul cu rezistență mai scăzută la forfecare la temperaturi ridicate, mai exact în planul de rotație, deoarece aici se realizează frecarea între cele două suprafețe, deci aici legăturile sunt mai slabe și se rup permanent în timpul frecării.
2. Distanța pe care s-a deplasat planul de frecare este cuprinsă între 0,1mm și 0,2mm, în funcție de cuplul de materiale și de parametrii tehnologici ai procesului de sudare utilizați.



a



b

Figura 5. 43 Detalii ale poziției planurilor de separație și de frecare precum și ale zonei îmbinării OLC45-10TiNiCr180

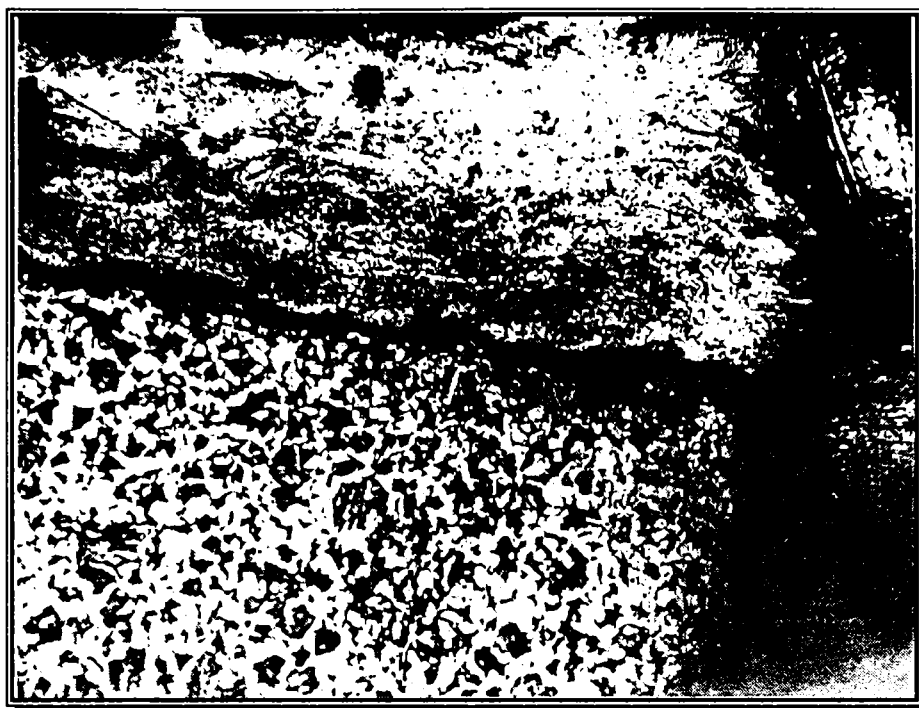


Figura 5. 44 Detaliu al îmbinării OLC15-AlMg1, curgere localizată numai în aliajul neferos

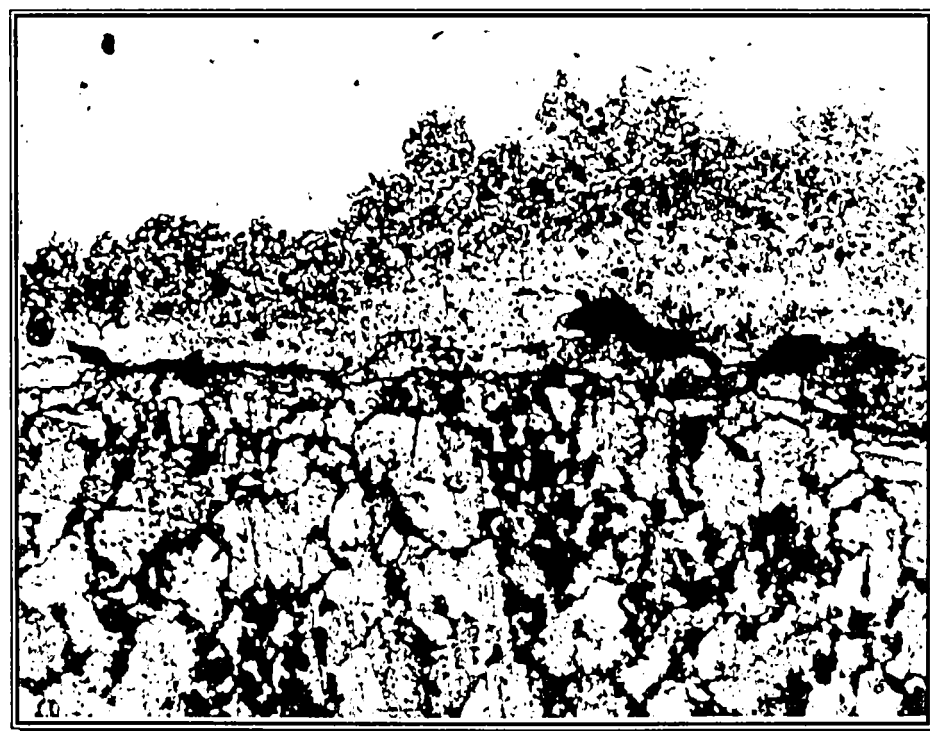
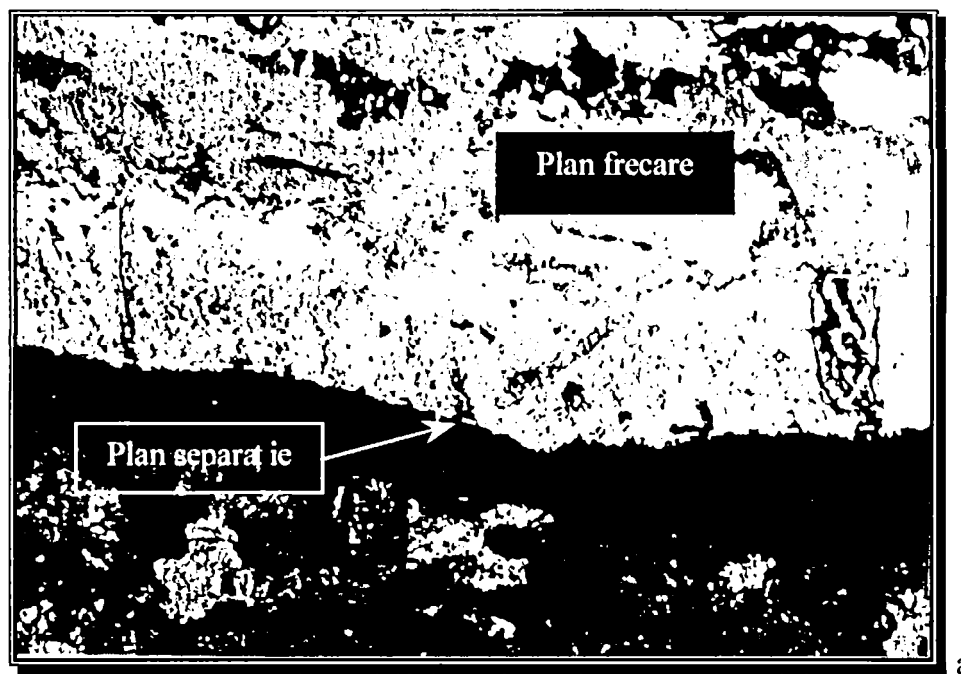
3. Se pune în evidență deplasarea planului de frecare exclusiv în materialul mai “moale”, observându-se chiar “îmbrăcarea” componentei din oțel rapid pentru scule de către componenta din oțel carbon OLC45, ca urmare a rezistenței mai mari la deformare plastică la temperaturi ridicate a celui dintâi material.

Apariția acestui plan de frecare se manifestă în orice condiții de sudare, dar fenomenul a trecut neobservat mult timp deoarece odată cu refularea, întreaga cantitate de material plastifiat este expulzată în bavură și astfel planul de rotație dispăre. Pe lângă acest aspect, în cazul sudării unor materiale identice sau asemănătoare, existența sa este foarte greu de evidențiat.

Totuși, chiar și în aceste cazuri, nașterea planului de frecare și despărțirea sa de planul de separație se poate observa pe diagrama de evoluție a momentului de frecare pe durata unui ciclu de sudare prin frecare convențională (figura 5.45). Acest moment este marcat prin stabilizarea acestui parametru la o valoare constantă (faza 2/2), imediat după perioada de tranziție de la începutul procesului când a atins o valoare maximă. Aceasta deoarece procesul de stabilizare a momentului de frecare coincide de fapt cu momentul în care suprafața de frecare a materialelor este acoperită cu un strat de material plastifiat. Deformația plastică care însoțește procesul de sudare pe toată durata sa este influențată direct de rezistența la deformare plastică în condiții de temperatură ridicată. Putem astfel considera, fără să greșim, că momentul de frecare este echivalent cu rezistența la deformare plastică a materialului.

După cum probabil ne-am aștepta, distanța pe care se deplasează planul de rotație crește constant, odată cu creșterea timpului de frecare. Totuși există o durată de timp, după care valoarea deplasării se va menține constantă, indiferent cât de mult mai continuă procesul de sudare. Acest fenomen se explică prin faptul că deplasarea acestui plan se produce până în momentul în care întreaga suprafață de frecare a fost acoperită cu un strat plastifiat, după care continuarea procesului de frecare și de generare de căldură nu face altceva decât să împingă prin intermediul forței de apăsare axiale ( $P_{fr}$ ) acest strat de material spre bavură,

evacuându-l din planul frecării. Totodată, câmpul termic din cele două componente devine staționar față de planul de rotație, realizându-se astfel și un echilibru energetic. Prin urmare, o cantitate de material proaspăt este adusă în zona de frecare și încălzită la rândul ei, plastifiată și împinsă în baură, astfel încât planul de frecare rămâne la aceeași distanță de cel de separație. Procesul continuă atâta timp cât continuă frecare, fără a se mări distanța dintre cele două plane.



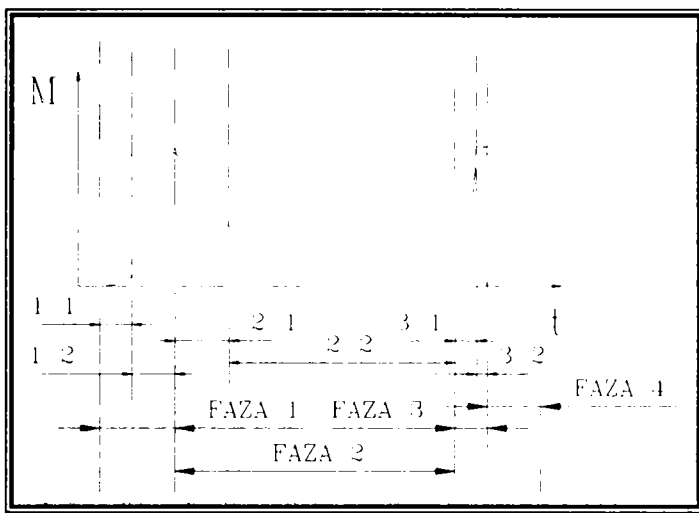
b

Figura 5. 45 Detalii ale poziției planurilor de separație și de frecare precum și ale zonei îmbinării OLC15-CuZn40Pb1

Așa după cum am mai amintit în paragraful 5.2.2, aceste procese determină apariția a două fenomene indispensabile realizării unei îmbinări sudate de calitate. Unul este cunoscut sub

numele de "*fenomenul de autoreglare*" și se declanșează imediat ce temperatura atinsă pe suprafețele de frecare este suficient de ridicată pentru a produce extinderea pe întreaga suprafață de frecare a stratului plastifiat, deci imediat ce s-a stabilit echilibrul energetic.

Fenomenul constă din scăderea coeficientului de frecare între suprafețele acoperite de stratul plastifiat, care joacă și un rol de lubrifiant, însoțită evident de degajarea unei cantități mai mici de căldură. Odată cu continuarea procesului de sudare și deci odată cu deplasarea relativă a celor două suprafețe de frecare, stratul plastifiat este expulzat în baură, venind în contact noi straturi de material proaspăt, cu temperaturi mai scăzute și rezistență la deformare plastică mai ridicată. Acest proces determină o creștere cantității de căldură degajate pe aceste suprafețe și plastifierea unui nou strat de material de pe aceste suprafețe. Procesul continuă atâta timp cât continuă deplasarea relativă dintre suprafețele de frecare, asigurând într-o mare măsură autoreglarea cantității de căldură degajată în timpul procesului de sudare prin frecare.



**Figura 5. 46** Diagrama de variație a momentului de frecare în timpul ciclului de sudare prin frecare convențională.

Cel de al doilea proces este o urmare a celui dintâi și constă din expulzarea în baură, odată cu materialul plastifiat de pe suprafețele de frecare, a tuturor impurităților existente pe aceste suprafețe, manifestându-se astfel un "*fenomen de purificare*" a zonei îmbinării.

Pentru punerea în evidență a distanței de deplasare a planului de frecare am efectuat încercări pe îmbinări sudate prin frecare din cupluri de oțeluri diferite din punct de vedere al compoziției chimice, al rezistenței la deformare plastică și al conductivității termice. O atenție deosebită am acordat cuplului de oțeluri OLC45-30Cr130, la care date fiind structurile total diferite, observarea deplasării acestui plan este mai ușoară. Componentele din aceste oțeluri cu dimensiunile  $\varnothing 20 \times 80$  au fost sudate utilizând condițiile tehnologice specificate în tabelul următor.

**Tabelul 5.8** Valorile principalilor parametrii tehnologici folosiți pentru evidențierea fenomenului de deplasare a planului de rotație pentru cuplul OLC45-30Cr130.

Varianta	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s
Varianta I	76,43	2500	1÷20
Varianta II	41,4	2500	1÷20s
Varianta III	76,43	1450	1÷20s
Varianta IV	41,4	1450	1÷20s

Efectuarea observațiilor cantitative privind distanțele de deplasare a planului de rotație în timpul fazei de încălzire prin frecare a impus conducerea unor experimente fără aplicarea presiunii de refulare. Rezultatele obținute sunt sintetizate în graficul următor, care evidențiază câteva aspecte specifice.

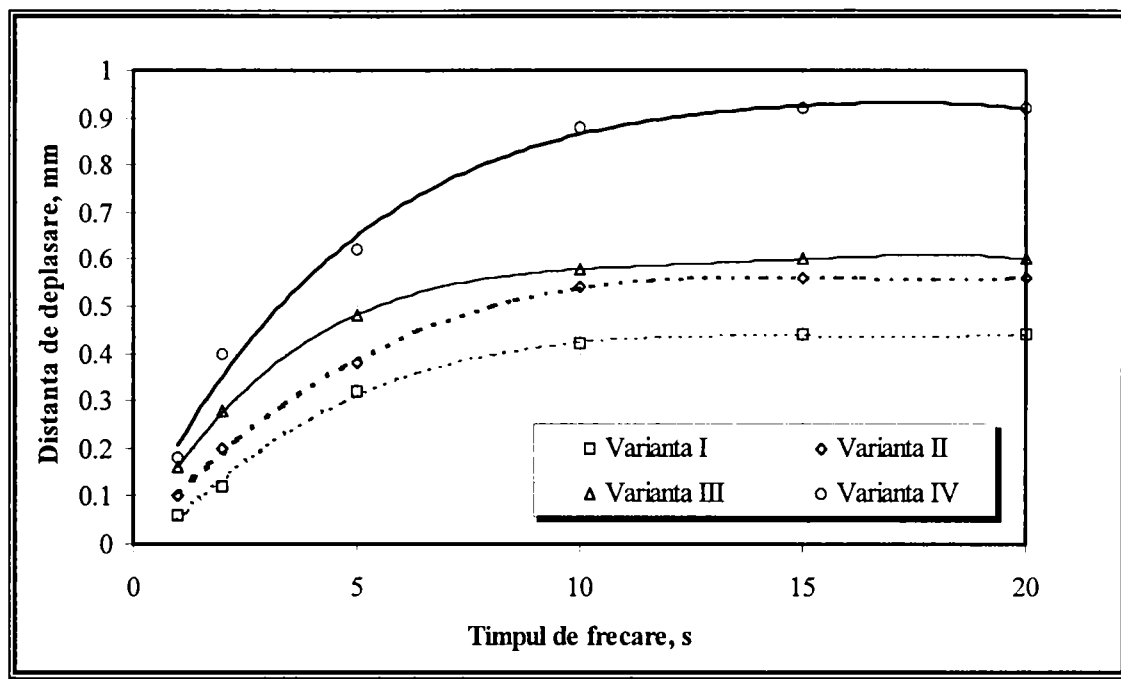


Figura 5.47 Efectul timpului și al presiunii de frecare asupra distanței de deplasare a planului de rotație pentru cuplul OLC45-30Cr130.

- După cum era de așteptat, la presiune de frecare constantă, distanța de deplasare a planului de rotație crește odată cu creșterea duratei de frecare, atingând o valoare limită la circa 10s, după care practic se menține la valoare constantă. Acest aspect este legat de faptul că fenomenul este inițiat în condițiile unei rezistențe mici la deformare p.a.t.că, după care continuă să se deplaseze datorită distribuției asimetrice a temperaturii în imediata vecinătate a planului de rotație și încetează practic în momentul în care distribuția acesteia devine simetrică. Se justifică astfel existența unui interval de timp limită după care valoarea deplasării nu se mai modifică, și în același timp se dovedește clar manifestarea fenomenului de autoreglare a procesului de frecare.
- Creșterea presiunii și a vitezei de rotație conduc la scăderea distanței pe care se deplasează planul de rotație.
- Cercetările au arătat că planul de rotație se deplasează către oțelul nealiat (OLC45), care are o rezistență mai mică la deformare (figura 5.48). Din acest motiv, mărimea secțiunii care se sudează prezintă o importanță semnificativă în ceea ce privește direcția de deplasare a acestui plan. Întrucât forța de apăsare, care determină presiunea de frecare, este identică pentru cele două piese, efortul unitar depinde doar de aria secțiunii transversale.

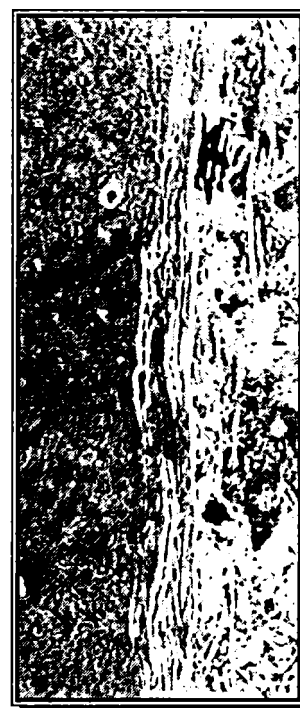


Figura 5.48 Detaliu al zonei de deplasare a planului de rotație.

Fenomenul de deplasare al planului de rotație a fost confirmat și de încercările realizate pe cuplul de materiale OLC15-AlMg1, la care grosimea stratului de aluminiu depus pe suprafața de frecare (deci care a rămas “legat” de planul de separație oțel-aluminiu) a fost de circa 0,2mm, indiferent de durata de frecare, care s-a modificat în intervalul 2-7s.

În același timp creșterea presiunii de frecare și a vitezei de rotație conduc la scăderea distanței pe care se deplasează planul de frecare, ca urmare a expulzării unei cantități mai mari de material plastifiat în bavură.

Toate aceste observații sunt valabile în cazul sudării prin frecare continuă convențională a pieselor din materiale diferite, dar cu același diametru. În cazul în care se vor suda piese din materiale diferite, dar și cu diametre diferite, fenomenele, procesele precum și explicațiile date rămân valabile, doar că în acest caz se modifică valorile limită ale distanței de deplasare a planului de rotație, putându-se modifica chiar și direcția în care acesta se deplasează. Aceasta deoarece mărimea secțiunii pieselor care se sudează are o influență hotărâtoare asupra direcției de deplasare a acestui plan, ca urmare a faptului că aceasta este determinată de valoarea efortului distribuit în fiecare material (care este funcție de valoarea secțiunii fiecărei componente) și de aspectul câmpului termic format.

În concluzie, în toate cazurile de sudare prin frecare a materialelor disimilare ia naștere un plan de rotație care se deplasează în timpul procesului de sudare. În cazul sudării materialelor identice apare întotdeauna un plan de rotație, dar fenomenul deplasării acestuia se manifestă numai în cazul sudării materialelor identice dar cu diametru (secțiune) diferit. Evident, deplasarea se va face în acest caz în direcția piesei mai subțiri, unde tensiunile mecanice au valori mai ridicate.

Ca urmare a proceselor termo-deformaționale, precum și a apariției și deplasării acestui plan de frecare, în timpul procesului de sudare prin frecare convențională, iau naștere procese de transfer de masă, care la o analiză atentă cuprind două aspecte distincte.

1. Primul aspect este legat de transferarea propriu-zisă a unor cantități de material între cele două piese care se sudează, ca urmare a deplasării planului de rotație, pe care-l vom numi *transfer de masă prin aderență*.
2. A doilea aspect este legate de deplasarea reciproc, prin difuzie, a unor atomi dintr-un material în celălalt și se manifestă cu precădere în cazul sudării unor materiale diferite, deci în cazul realizării unor îmbinări disimilare, proces pe care l-am numit *transfer de masă prin difuzie*.

Ambele aspecte se manifestă doar în cazul îmbinării a două materiale diferite, deoarece numai în acest caz, câmpul termic dezvoltat este asimetric, ca urmare în primul rând a caracteristicilor termo-fizice diferite ale celor două materiale și numai în acest caz există diferențe între concentrațiile elementelor de aliere în cele două componente. În continuare vom analiza numai primul aspect, deoarece cel de al doilea a făcut obiectul primului paragraf din acest capitol.

#### 5.4.2 Transferul de masă prin aderență

Existența acestui proces este evidentă din cele prezentate mai sus. Problema pe care mi-am pus-o în acest moment este posibilitatea de a evalua cantitativ acest proces, deci modalitățile de stabilire a cantității de material care “s-a depus” pe suprafața de frecare.

Pentru aceasta am considerat că pornind de la o îmbinare sudată între două materiale ( $M_1$  și respectiv  $M_2$ ), singura posibilitate de a evalua cantitatea de material transferat este oprirea procesului de sudare înainte de obținerea unei îmbinări definitive. Pentru aceasta, la fel ca în paragraful anterior, am oprit procesul de sudare în momentul în care se face trecerea de la faza de sudare la cea de refulare, comandând îndepărtarea bacurilor de strângere față de mandrină. Îmbinarea pe cale de a se realiza este distrusă, ruperea producându-se chiar în planul de frecare, unde materialul plastifiat are caracteristicile cele mai reduse de rezistență mecanică.

Analizând datele pe care le aveam la dispoziție putem porni de la faptul că se cunosc densitățile celor două materiale  $\rho_1$  pentru materialul  $M_1$  și respectiv  $\rho_2$  pentru materialul  $M_2$ , precum și masa întregului ansamblu format din cele două materiale.

Totodată vom nota cu  $m_1$  masa componentei din materialul  $M_1$ , respectiv  $m_2$  masa părții din cel de al doilea material ( $M_2$ ), care a aderat pe cea de a doua componentă (figura 4.49), iar cu  $m$  masa totală a "îmbinării" realizate. În mod similar putem considera și volumele corespunzătoare de material:  $V_1$  – volumul de material  $M_1$ ,  $V_2$  – volumul de material  $M_2$  și respectiv  $V$  – volumul de material total al "îmbinării".

În acest condiții putem forma următorul sistem de ecuații, a cărui rezolvare ne va permite determinarea cantității de material din cea de a doua componentă care s-a depus pe prima componentă.

$$\begin{cases} m_1 + m_2 = m \\ V_1 + V_2 = V \\ m_1 = \rho_1 \cdot V_1 \\ m_2 = \rho_2 \cdot V_2 \end{cases} \quad (5.31)$$

Înlocuind ecuațiile 3 și 4 din sistem în ecuația 1 obținem următorul sistem de ecuații:

$$\begin{cases} \rho_1 \cdot V + \rho_2 \cdot V = m \\ V_1 = V - V_2 \end{cases} \quad (5.32)$$

Din acest ultim sistem de ecuații se pot determina volumele ocupate de cele două materiale, conform următoarelor relații:

$$V_1 = \frac{m - \rho_1 \cdot V}{\rho_1 - \rho_2} \text{ și respectiv } V_2 = \frac{m - \rho_1 \cdot V}{\rho_2 - \rho_1} \quad (5.33)$$

În acest moment, cunoscând densitățile celor două materiale, putem ușor determina atât masa primei componente cât și masa de material care a aderat pe suprafața frontală a sa în urma procesului de sudare, exprimate prin următoarele relații:

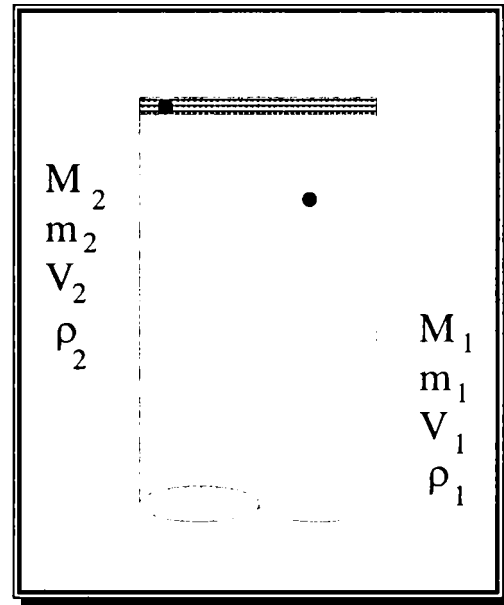


Figura 5. 49 Reprezentarea schematică a materialului  $M_2$  depus pe suprafața frontală a materialului  $M_1$ .



$$m_1 = \rho_1 \cdot V_1 = \rho_1 \cdot \frac{m - \rho_1 \cdot V}{\rho_1 - \rho_2} \quad (5.34)$$

respectiv

$$m_2 = \rho_2 \cdot V_2 = \rho_2 \cdot \frac{m - \rho_1 \cdot V}{\rho_2 - \rho_1} \quad (5.35)$$

Încercările experimentale le-am realizat pe probe din cuplul de materiale OLC15-AlMg1, sudate cu tehnologiile prezentate în tabelul 5.7.

Rezultatele măsurării maselor probelor realizate cu ajutorul unei balanțe de precizie, precum și a volumelor eşantioanelor obținute, realizată prin imersare în eprubete gradate umplute cu apă, sunt sintetizate în tabelul următor. Totodată, sunt prezentate și rezultatele obținute prin utilizarea acestor valori ca mărimi de intrare în relațiile (5.34) și respectiv (5.35).

**Tabelul 5.9** Măsurătorile pentru determinarea masei de aluminiu depus

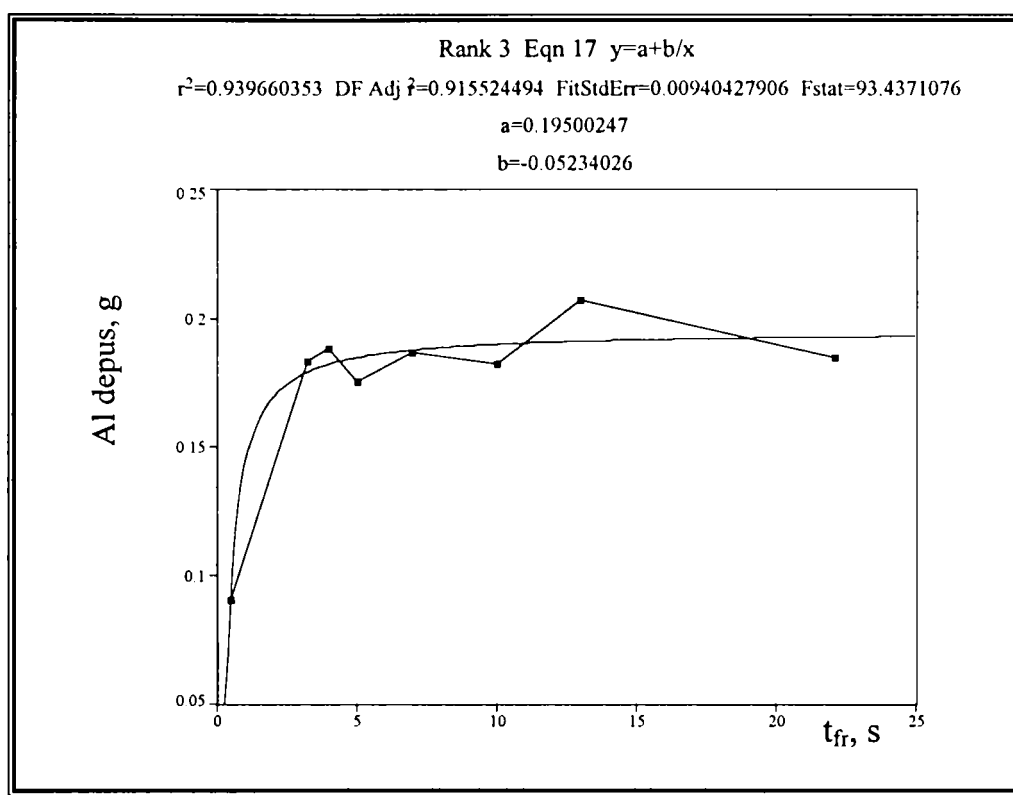
Proba	Densitate M <sub>2</sub> , kg/m <sup>3</sup>	Densitate M <sub>1</sub> , kg/m <sup>3</sup>	Volumul probei, cm <sup>3</sup>	Masa probei, g	Masa depusă, m <sub>2</sub> , g	Masa de oțel OLC15, m <sub>1</sub> , g
H02	2710	7860	5,33	41,723	0,089877	41,6331
H03	2710	7860	4,98	38,792	0,184595	38,6074
H04	2710	7860	5,43	42,332	0,183017	42,1489
H05	2710	7860	5,37	41,851	0,187963	41,6630
H06	2710	7860	5,79	45,177	0,174913	45,0021
H07	2710	7860	4,88	38,002	0,186701	37,8153
H08	2710	7860	3,54	27,478	0,182280	27,1957
H09	2710	7860	4,56	35,448	0,20718	35,2409

Analizând rezultatele experimentale obținute se poate remarca tendința de creștere a cantității de aliaj neferos odată cu creșterea timpului de frecare până la o valoare a acestuia de circa 4s. Pe măsură însă ce timpul de frecare continuă să crească, se observă că valoarea cantității de metal transferat pe suprafața de frecare nu mai crește, menținându-se la o valoare constantă în jurul a 0,18g. Acest aspect ne-a condus la ideea unei prelucrări statistice a acestor rezultate încercând determinarea unei relații matematice între timpul de frecare și cantitatea de aliaj neferos care a aderat pe suprafața de frecare a componentei din oțel.

Rezultatele obținute astfel sunt prezentate prin curba de regresie (↔ figura 5.50), care are următoarea expresie matematică a cantității de material transferat pe suprafața de frecare ( $m_{transf}$  [g]) funcție de timpul de frecare ( $t_{fr}$  [s])

$$m_{transf} = 0,19500247 + 0,05234026 \cdot t_{fr}^{-1} \quad (5.36)$$

coeficientul de convergență fiind  $r^2=0,939660353$ .



**Figura 5. 50** Curba de variație a cantității de aliaj AlMg1 care a "aderat" pe suprafața frontală de frecare a componentei din OLC15 (valori experimentale —■—, curba de regresie —).

Având în vedere aceste observații, se poate afirma că, în cazul procesului de sudare prin frecare convențională, cantitatea de metal transferat pe suprafața de frecare crește odată cu creșterea timpului de frecare până la atingerea unui "*prag de saturație*", după care transferul de material încetează, indiferent de durata prelungirii frecării. Durata de timp necesară atingerii acestui prag semnifică existența unui "*timp de saturație*", după care materialul nu mai este transferat pe suprafața de rotație, ci este plastifiat și expulzat în bavură.

Deoarece atingerea pragului de saturație depinde de timpul scurs până la stabilizarea câmpului termic este evident că durata de saturație va depinde de natura materialelor care se sudează. Prolungirea duratei fazei de frecare va conduce numai la pierderea unei cantități suplimentare de material prin creșterea bavurii și a scurtării axiale, fără a se obține o îmbunătățire a calității îmbinării sudate obținute. Aceste observații vin să întărească convingerea că odată stabilit câmpul termic la sudare continuarea procesului de frecare nu își mai are rostul, cu excepția unor cazuri în care se urmărește creșterea cantității de căldură înmagazinată în zona îmbinării, putându-se trece la faza de frânare și refulare.

Din punct de vedere al grosimii stratului de metal transferat pe suprafața de frecare a componentei din oțel, măsurătorile experimentale au condus la valori de circa 0,2mm, mai subțire în centrul suprafeței și mai gros la extremități, urmărindu-se conformația zonei influențate termic. Acest aspect fiind evidențiat și de microstructurile prezentate în paragraful anterior (figurile 5.33, 5.34, 5.35 și 5.36).

Existența unei limite a cantității de material dintr-o componentă care se transferă pe suprafața de frecare a celeilalte componente este o dovadă clară a fenomenului de *autoreglare* care se manifestă în timpul procesului de frecare. Astfel, la începutul

procesului de frecare suprafețele frontale ale celor două componente se încălzesc, iar pe măsură ce crește temperatura materialelor din această zonă, formarea și distrugerea microsudurilor se extinde pe întreaga suprafață de frecare. În acest moment câmpul termic dezvoltat la sudare devine staționar, așa după cum am arătat mai sus. Continuarea procesului de frecare conduce la plastifierea unei cantități suplimentare de material simultan cu expulzarea în bavură a materialului plastifiat anterior, astfel încât cantitatea de material plastifiat care a aderat pe suprafața de frecare se menține la aceeași valoare, atinsă în momentul în care câmpul termic a devenit staționar. Prin urmare, procesul de sudare prin frecare se autoreglează în faza de frecare astfel încât stratul de material plastifiat dintre componente să se păstreze la o grosime constantă.

Odată cu procesul de autoreglare, prin expulzarea în bavură a materialului plastifiat se manifestă și un proces de *purificare a suprafețelor de frecare*. Astfel, straturile de oxizi, grăsimi și alte impurități de pe suprafețele de frecare sunt împinse în bavură odată cu materialul plastifiat, rămânând în zona îmbinării doar material "curat" care participă la formarea sudurii. În cazul în care se dorește obținerea unei îmbinări de calitate superioară bavura, care conține material de calitate inferioară și care în anumite condiții de solicitare poate constitui un concentrator de tensiuni, poate fi îndepărtată fie simultan cu obținerea îmbinării sudate fie ulterior prin diverse tehnologii de prelucrare mecanică.

### 5.5 Amestecul mecanic al materialelor în zona îmbinării

Ca urmare a plastifierii materialelor situate într-un strat superficial foarte subțire, situat pe suprafața de frecare a fiecăruia dintre celor două componente, și a antrenării permanente a acestora într-o mișcare de rotație, s-a produs o "*amestecare*" a acestora. Analiza microscopică atentă a acestei zone a relevat amestecarea reciprocă a materialelor din această zonă ca urmare, pe de o parte, a formării și ruperii, prin forfecare, a microsudurilor dintre aceste suprafețe, iar pe de altă parte, ca urmare a continuării deplasării relative a celor două suprafețe.

Așa după cum se observă și în figura 5.51.a, în cazul sudării prin frecare a unui oțel inoxidabil ferito-martensitic (10Cr130) cu

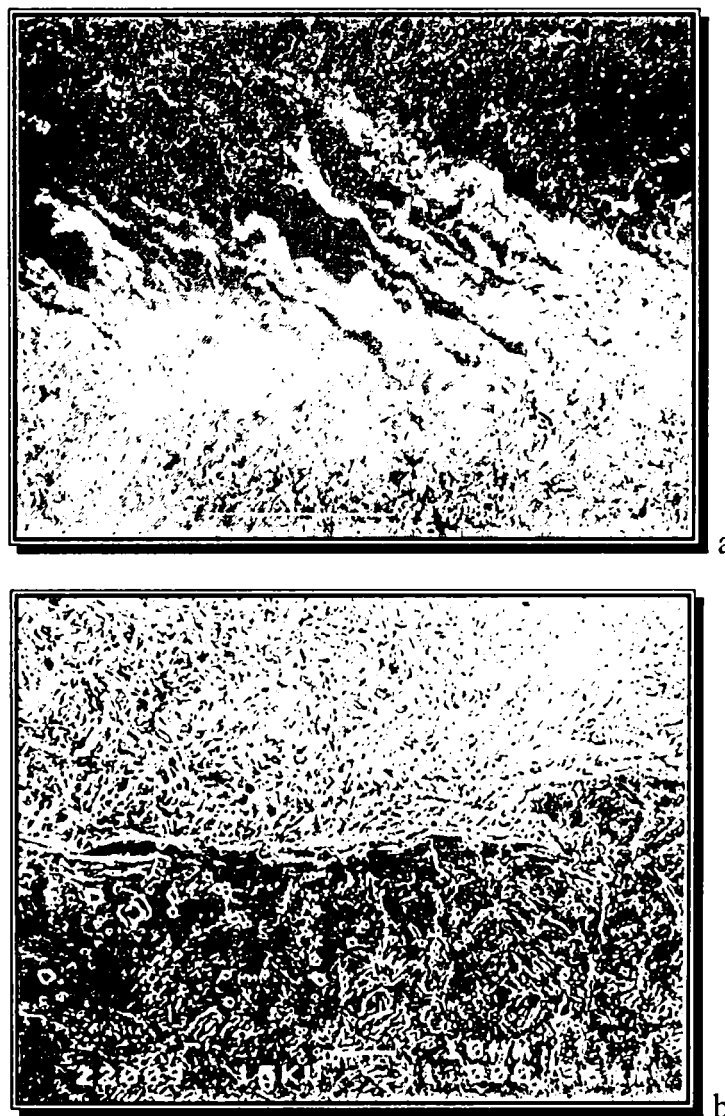
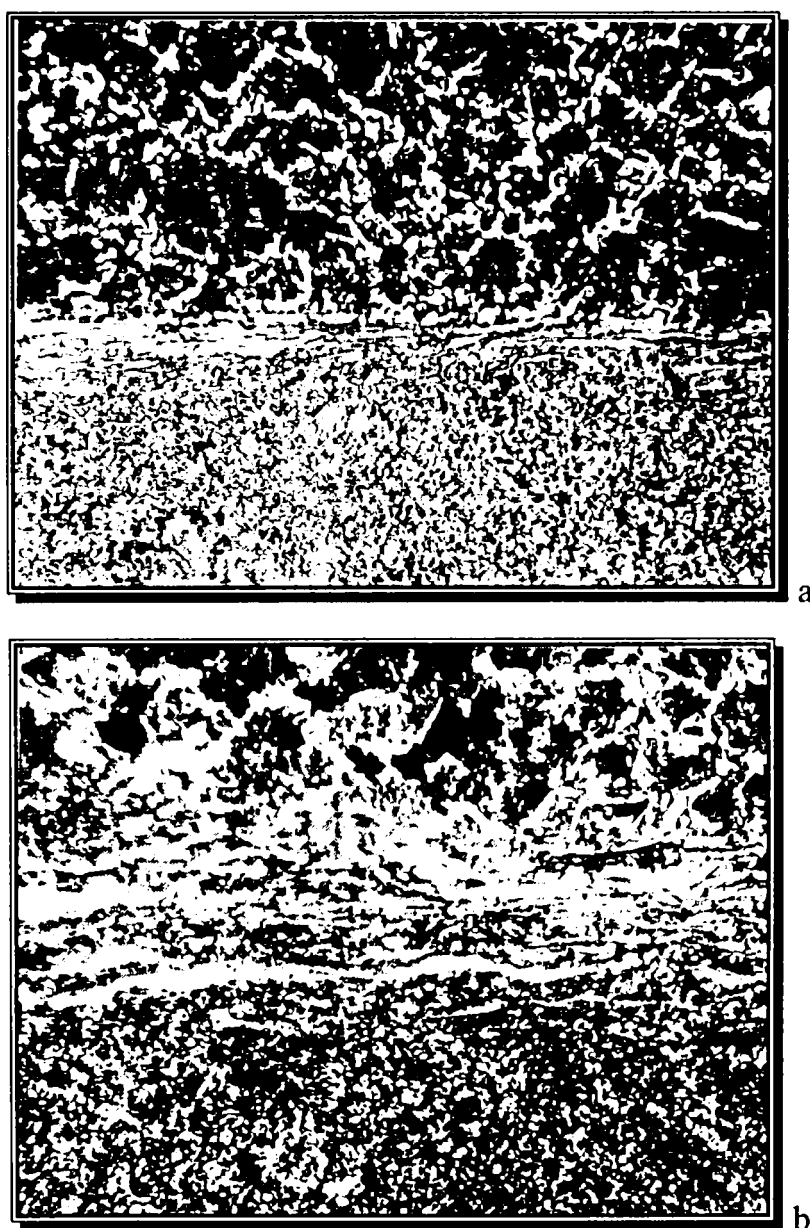


Figura 5.51 Amestecarea pur mecanică a materialelor în zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (a - M.E.  $\times 300$ ; b - M.E.  $\times 1000$ ).

unul inoxidabil austenitic (10TiNiCr180), pe suprafața de separație dintre cele două materiale apar pătrunderi reciproce de material. În urma utilizării unei măriri mai mari (figura 5.51.b) se remarcă pătrunderea preferențială a unor volume mici de oțel inoxidabil ferito-martensitic în componenta din oțel inoxidabil austenitic.

În timpul procesului de sudare deformația se localizează cu precădere în straturile superficiale ale componentei din oțel 10TiNiCr180 ca urmare a rezistenței mecanice și a limitei de curgere mai scăzute a acestui material, comparativ cu oțelul inoxidabil austenito-feritic.

Acest proces are amploare cu atât mai mare cu cât diferența dintre caracteristicile de rezistență mecanică (în special la temperaturi ridicate) ale celor două materiale sunt mai mari.

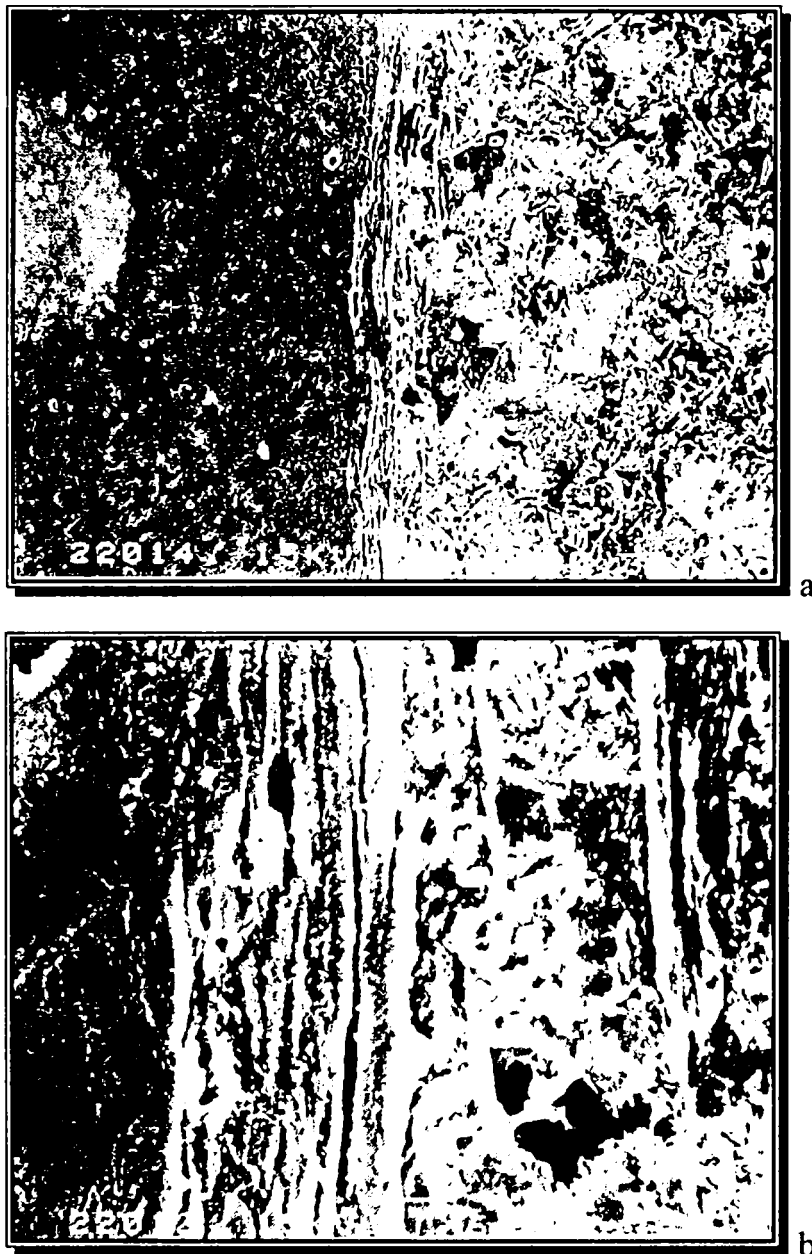


**Figura 5. 52** Aspectul zonei îmbinării 30Cr130-OLC45 cu evidențierea amestecării pur mecanice a celor două materiale (a - M.O.  $\times 500$ ; b - M.O.  $\times 1000$ ).

În cazul unor îmbinări între un oțel inoxidabil ferito-martensitic (30Cr130) și un oțel carbon de calitate (OLC45), așa cum se observă și din figura 5.52 a și b, mici volume de din componenta OLC45 sunt deformate plastic, aplatizate și înglobate în straturile superficiale ale componentei din oțel inoxidabil ferito-martensitic. Se pot remarca fâșiile

foarte subțiri, din oțelul carbon, care sunt amplasate paralel cu suprafața de separație dintre componente, materialul acestora fiind alcătuit preponderent din ferită.

Pentru evidențierea mai clară acestui fenomen am realizat investigații microstructurale cu ajutorul microscopiei electronice cu baleaj, folosind mărimi cuprinse între  $300\times$  și  $6000\times$ . Rezultatul acestora este concretizat prin imaginile prezentate în figura 5.53.



**Figura 5. 53** Detaliu din zona îmbinării 30Cr13-OLC45 (a-M.E. $\times 1000$ ; c-M.E. $\times 6000$ )

Amestecarea pur mecanică a materialelor pe suprafețele de frecare ale componentelor care se sudează prin frecare poate fi pusă în evidență numai în cazul unor îmbinări eterogene. Valorile diferite ale caracteristicilor de rezistență mecanică ale celor două materiale determină participarea diferită a lor la acest proces. După cum mai amintit mai sus, materialul care are caracteristici de rezistență mecanică mai reduse va participa preponderent la procesul de amestecare mecanică de pe suprafețele de frecare. Acest aspect este subliniat pe îmbinările OLC15-10TiNiCr180.

Ca urmare a caracteristicilor reduse de rezistență mecanică ale oțelului inoxidabil austenitic, mai ales la temperaturi ridicate, se poate foarte ușor observa că deformarea plastică este localizată preponderent în acest material. Totodată, acest material plastifiat

participă în măsură mai mare la procesul de amestecare mecanică, liniile de curgere din figura 5.54 ieșind foarte clar în evidență și fiind localizate doar în acesta.



**Figura 5. 54** Detaliu al modului de amestecare a materialului plastifiat în cazul îmbinării OLC15-10TiNiCr180

În concluzie, în timpul procesului de sudare prin frecare, pe perioada fazei a doua (de frecare) se manifestă un proces de amestecare a materialelor pe interfața dintre cele două componente, la care participă cu precădere materialul cu caracteristici de rezistență mecanică mai scăzute (atât la temperatura camerei, cât și la temperatură ridicată).

### **5.6 Transformări fazice și structurale pe interfața îmbinărilor eterogene**

Pe lângă aspectele prezentate anterior, în timpul procesului de sudare, ca urmare a câmpului termo-deformațional generat, materialele din zona îmbinării vor suferi o serie de transformări fazice și structurale. Față de transformările obișnuite, întâlnite în timpul tratamentelor termice, studiate în profunzime prin intermediul științei materialelor, cele care se petrec în timpul sudării sunt mult mai complexe și mai puțin studiate. Aceasta deoarece, majoritatea lucrărilor și a autorilor au tratat în special probleme legate de tehnologia de sudare propriu-zisă, acordând mai puțină atenție implicațiilor, din punctul de vedere al științei materialelor.

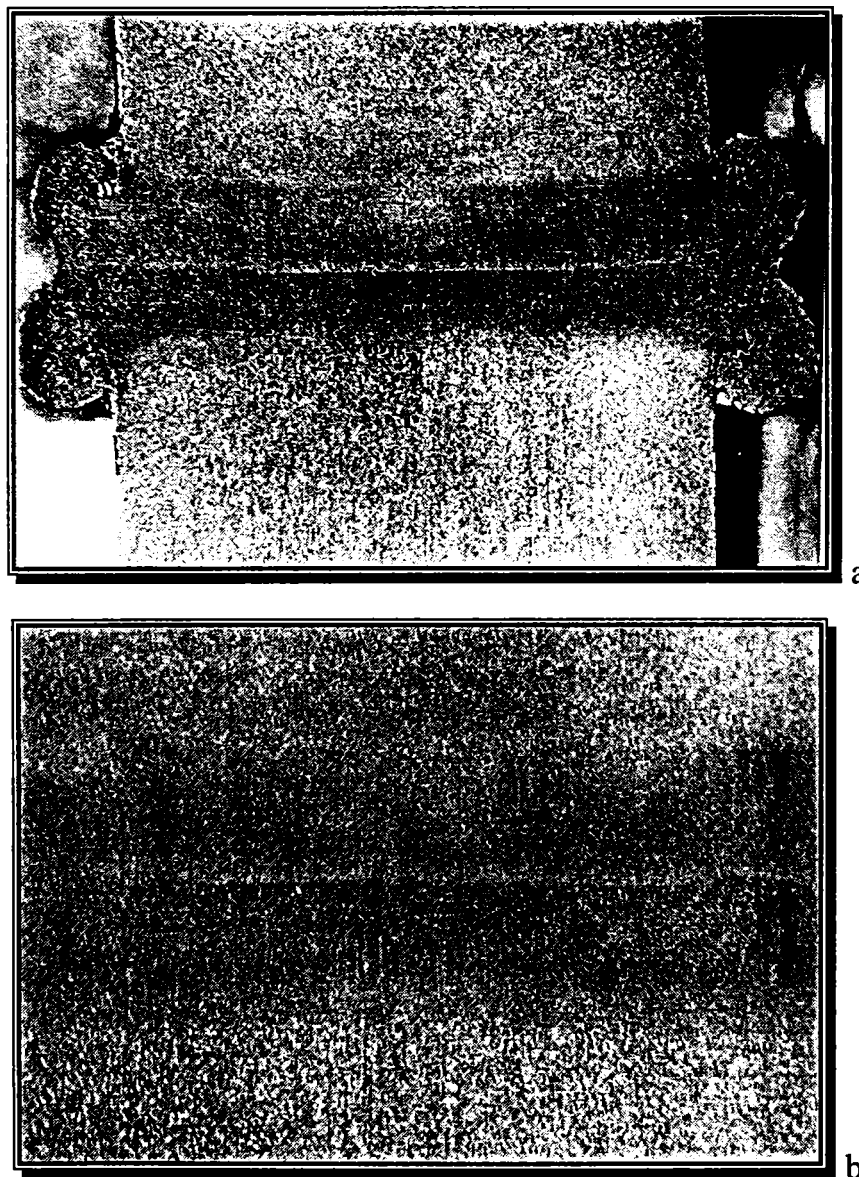
Dificultățile principale care intervin în studierea acestor transformări sunt determinate în principal de câteva aspecte caracteristice ale câmpului termo-deformațional dezvoltat pe parcursul acestui proces de sudare:

- efectul câmpului termic la sudare caracterizat printr-o
  - încălzire rapidă, până la temperaturi apropiate de valoarea temperaturii solidus,
  - urmată de o menținere foarte scurtă, insuficientă pentru dizolvarea completă a fazelor secundare și formarea unei soluții solide omogene
  - și o răcire rapidă, care frânează parțial procesele de precipitare și fenomenele de difuzie a carbonului și elementelor de aliere, respectiv de autodifuzie a fierului;

- cumulat cu efectul presiunii foarte ridicate dezvoltate în zona îmbinării, care pe lângă faptul că influențează cinetica transformărilor fazice, provoacă și modificări ale morfologiei constituenților structurali.

### 5.6.1 Cuplul oțel carbon de calitate - oțel aliat cu structură martensitică în Z.I.T.

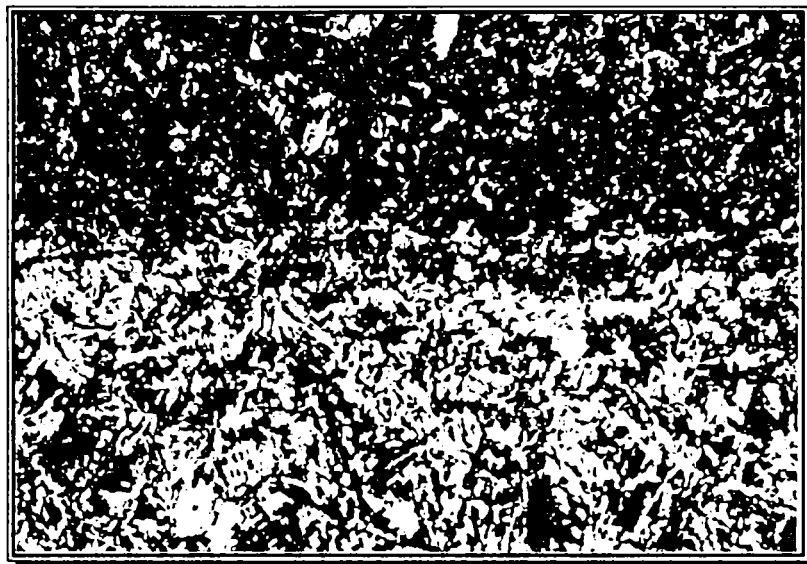
Pentru a evidenția specificitatea transformărilor fazice și structurale care au loc în timpul procesului de sudare prin frecare, în cazul realizării unor îmbinări eterogene între aceste clase de oțeluri, am studiat îmbinări eterogene de tipul OLC45-42MoCr11. Așa după cum se poate vedea și din figura următoare, se remarcă imediat, chiar la o analiză macroscopică, finisarea puternică a granulației materialelor pe o fâșie de circa 2mm grosime, corespunzătoare zonei influențate termic a celor două componente.



**Figura 5. 55** Aspectul macroscopic al îmbinării eterogene OLC45-42MoCr11  
(a - vedere de ansamblu; b - detaliu; OLC45 - jos; 42Mocr11 - sus)

Comparând zonele influențate termic ale celor două componente se poate observa finisarea mai puternică a Z.I.T.-ului oțelului 42MoCr11 față de Z.I.T.-ul oțelului carbon de calitate. Totodată, ca urmare a modului în care s-a generat căldură pe suprafețele de frecare și a modului în care aceasta a fost evacuată spre interiorul componentelor și spre mediul exterior mai rece, se poate remarca ușor forma caracteristică a Z.I.T.-ului, cu extindere mai mare înspre marginea componentelor și mai mică în zona axei de simetrie.

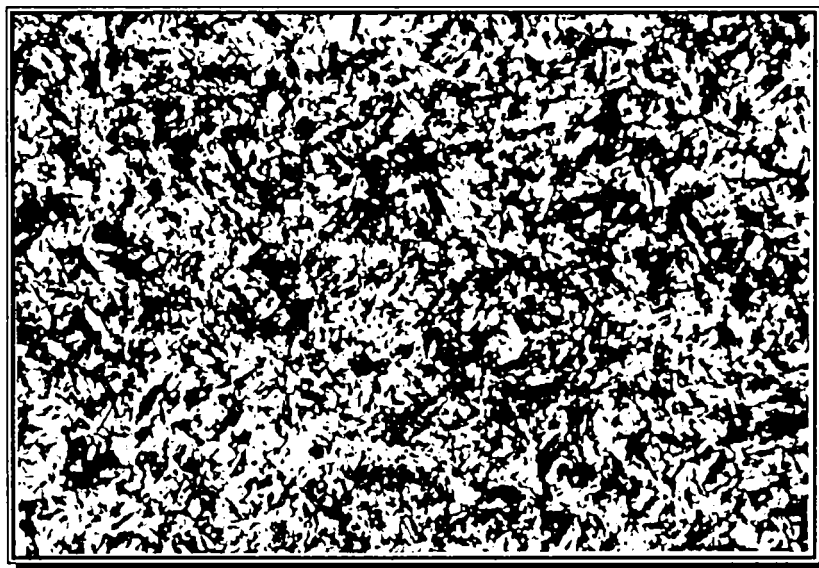
Extinderea celor două Z.I.T.-uri este relativ egală ca urmare a valorilor caracteristicilor termo-fizice foarte apropiate ale celor două materiale.



**Figura 5. 56** Microstructura zonei îmbinării OLC45-42MoCr11 (M.O. ×250)

Analizând sub aspect microstructural zonele influențate termic ale celor două materiale, se pot remarca următoarele aspecte:

- existența unei bune legături în zona îmbinării, fără fenomene de oxidare, decarburare sau fisurare (figura 5.56);



**Figura 5. 57** Microstructura subzonei de supraîncălzire Z.I.T.-42MoCr11 (M.O. ×250)

- prezența unei structuri bainito-martensitice cu austenită reziduală, în subzona de supraîncălzire a Z.I.T.-42MoCr11 (figura 5.57);
- aspectul acicular, foarte fin al martensitei este rezultatul presiunii foarte ridicate din timpul etapei de refulare, când are loc și procesul de transformare  $A \rightarrow M$ , confirmând supoziția făcută, cum că presiunea joacă un rol important în transformările din timpul procesului de sudare prin frecare (figura 5.57);



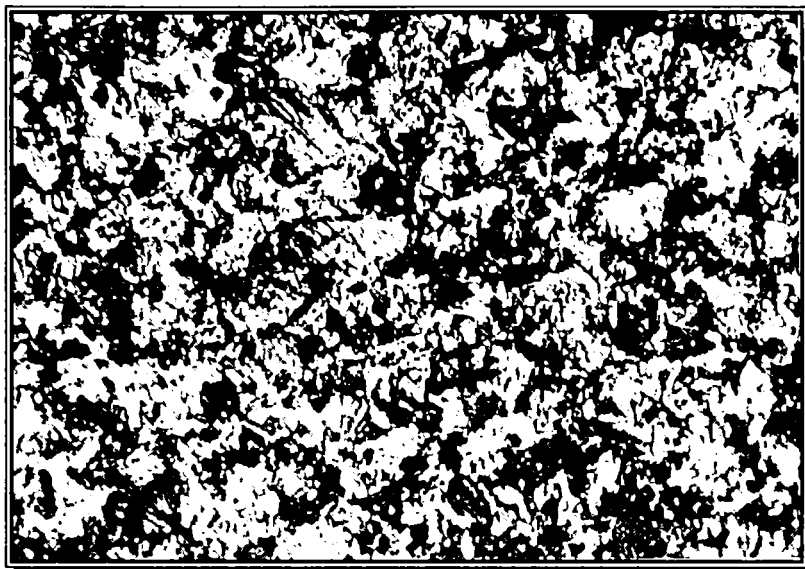


Figura 5. 58 Microstructura subzonei de supraîncălzire Z.I.T.-OLC45 (M.O.  $\times 250$ )

- prezența unei structuri ferito-troostito-bainitice în subzona de supraîncălzire a Z.I.T.-OLC45 (figura 5.58), care are tot un aspect acicular fin ca urmare a presiunii ridicate din această zonă;
- cantitatea de austenită reziduală este mai scăzută decât în cazul oțelului aliat datorită lipsei elementelor de aliere care stabilizează austenita (figura 5.58);

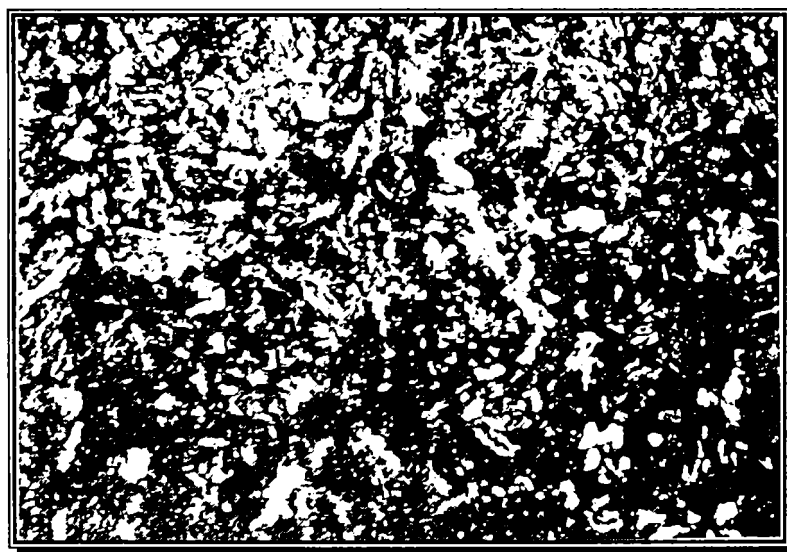


Figura 5. 59 Microstructura subzonei transformărilor incomplete Z.I.T.-42MoCr11 (M.O.  $\times 250$ )

- în subzona din imediata vecinătate a subzonei de supraîncălzire, spre materialul de bază, se remarcă subzona transformărilor incomplete a Z.I.T.-42MoCr11 (figura 5.59 - partea inferioară) cu o structură alcătuită din ferită și troostită;

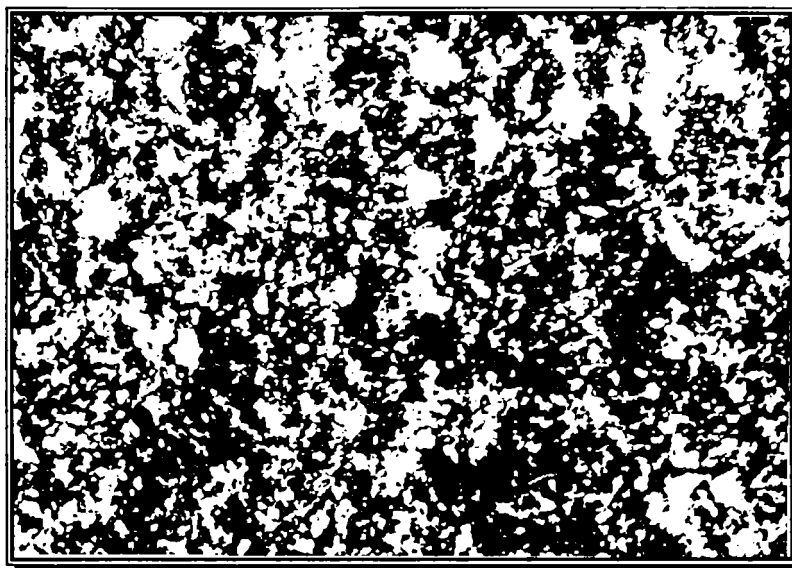


Figura 5. 60 Microstructura subzonei transformărilor incomplete Z.I.T.-OLC45 (M.O.  $\times 250$ )

- în subzona transformărilor incomplete a Z.I.T.-ului oțelului OLC45 se observă o structură alcătuită din ferită și perlită foarte fine (figura 5.60);



Figura 5. 61 Microstructura M.B.-42MoCr11 (M.O.  $\times 250$ )

- structura materialului de bază 42MoCr11 (figura 5.61) este alcătuită dintr-o ferită aciculară cu tendințe spre Widmannstätten și troostită, caracteristică materialelor laminate la cald și apoi răcite în aer;
- materialul de bază OLC45 prezintă o structură tipic ferito-perlitică (figura 5.62);
- efectul presiunii dintre suprafețele frontale ale celor două componente conduce la finisarea accentuată a structurii în zona îmbinării, în ciuda temperaturii foarte ridicate atinse aici, fapt sesizabil comparând dimensiunile grăunților din figurile 5.56, 5.58, 5.60 cu cele corespunzătoare din figura 5.62.

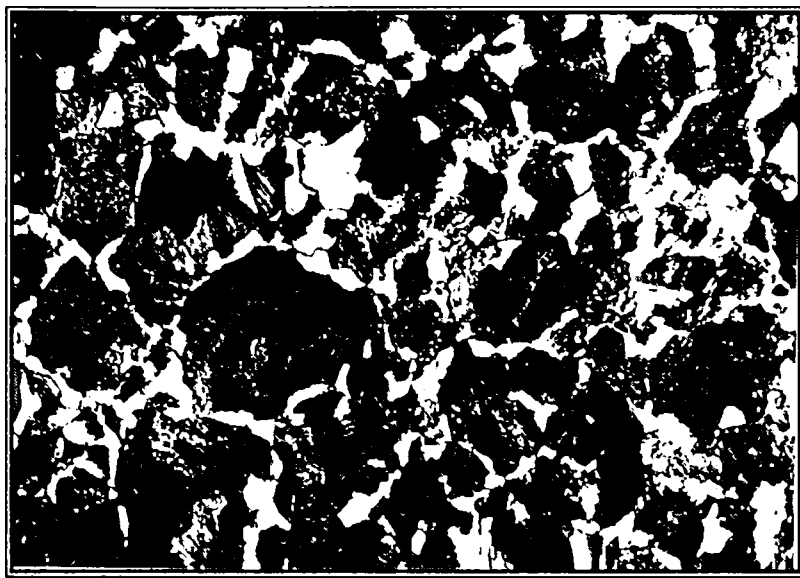


Figura 5. 62 Microstructura M.B.-OLC45 (M.O.  $\times 250$ )

Comparând structura materialului de bază OLC45 (figura 5.62) cu cea a zonei transformărilor incomplete, din același material (figura 5.60), iese în evidență faptul că la transformarea care a avut loc au participat doar zonele perlitice, respectiv cele troostitice, zonele feritice rămânând netransformate. Acest aspect confirmă atingerea în această zonă a unei temperaturi situate între  $A_{c1}$  și respectiv  $A_{c3}$ , ceea ce a creat condițiile transformării perlitice în austenită, lăsând în același timp ferita netransformată.

Transformarea perlitice în austenită se face prin apariția unui număr mare de centri de cristalizare, plasați cu precădere pe limita de separație dintre lamelele de ferită și cele de cementită perlitică. Apar astfel un număr mare de grăunți austenitici, evident cu dimensiuni mult mai mici decât grăunțele de perlită din care au provenit, realizându-se astfel și finisarea granulației. Suplimentar, la procesul de finisare a granulației din zona transformărilor incomplete și în general a Z.I.T.-ului își aduce aportul și presiunea ridicată la care este supus materialul încălzit din această zonă.

La răcire, funcție de viteza de răcire, în acești grăunți de austenită se vor forma noi constituenți, păstrând granulația atinsă în faza de încălzire. Prin urmare, în zonele grăunților de perlită apar o multitudine de grăunți mici, majoritatea cu o structură troostitică. Acest fenomen se remarcă foarte ușor pe microstructurile acestor zone, în care se pot observa marginile mai difuze, conturate neclar, ale zonelor cu troostită. comparativ cu structura materialului de bază unde conturul grăunților de perlită este foarte clar.

Toate transformările structurale se corelează cu diagramele câmpului termic de sudare simulat, prezentate în capitolul anterior, confirmându-se astfel încă o dată faptul că modelul elaborat poate fi folosit pentru studierea și mai ales previzionarea câmpului termic la sudarea prin frecare convențională a materialelor disimilare. Rezultatele măsurătorilor de duritate realizate pe aceste probe, care vor fi prezentate într-un capitol ulterior, confirmă odată în plus exactitatea modelului matematic elaborat.

### 5.6.2 Cuplul oțel inoxidabil ferito-martensitic - oțel inoxidabil austenitic

În cazul unor îmbinări sudate eterogene realizate prin frecare între un oțel inoxidabil ferito-martensitic (10Cr130) și respectiv unul inoxidabil austenitic (10TiNiCr180), investigațiile

microstructurale întreprinse au relevat câteva aspecte caracteristice, care vor fi sintetizate în continuare:

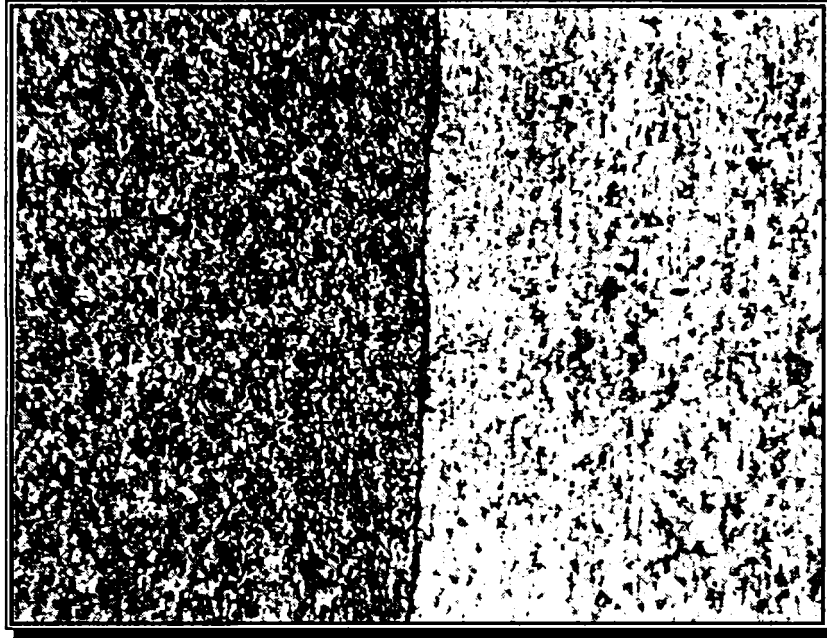


Figura 5. 63 Zona îmbinării pentru cuplul 10Cr130-10TiNiCr180 (M.O.  $\times 500$ )

- zona îmbinării nu prezintă defecte de tipul fisurilor, a microfisurilor, arsurilor, a oxidărilor, etc. (figura 5.63);

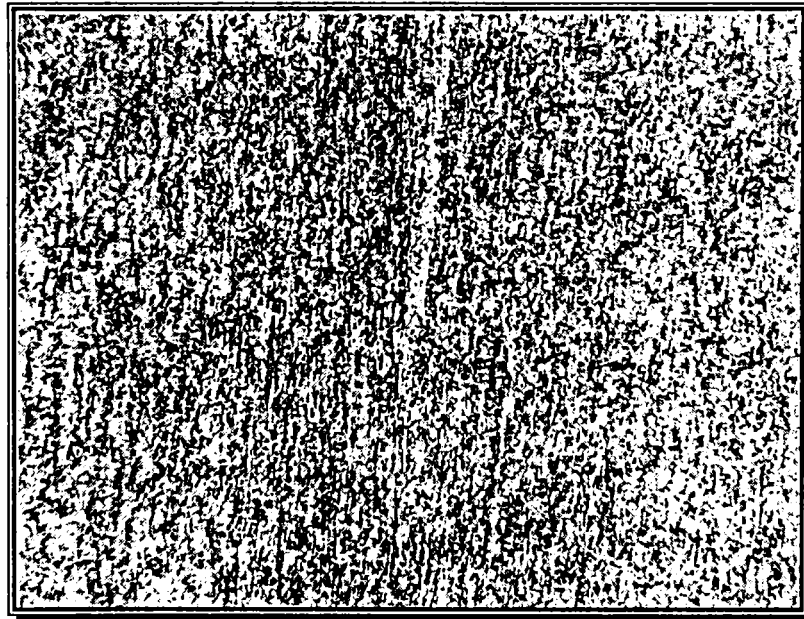


Figura 5. 64 Zona influențată termic 10TiNiCr180 (M.O.  $\times 500$ )

- ecruisarea puternică, în special a oțelului inoxidabil austenitic în zona limitrofă suprafeței de frecare (figura 5.63), ca urmare a rezistenței mecanice mai scăzute a acesteia comparativ cu cea a oțelului inoxidabil feritio-martensitic 10Cr130, respectiv a tipului de rețea cristalină CFC specifică austenitei;

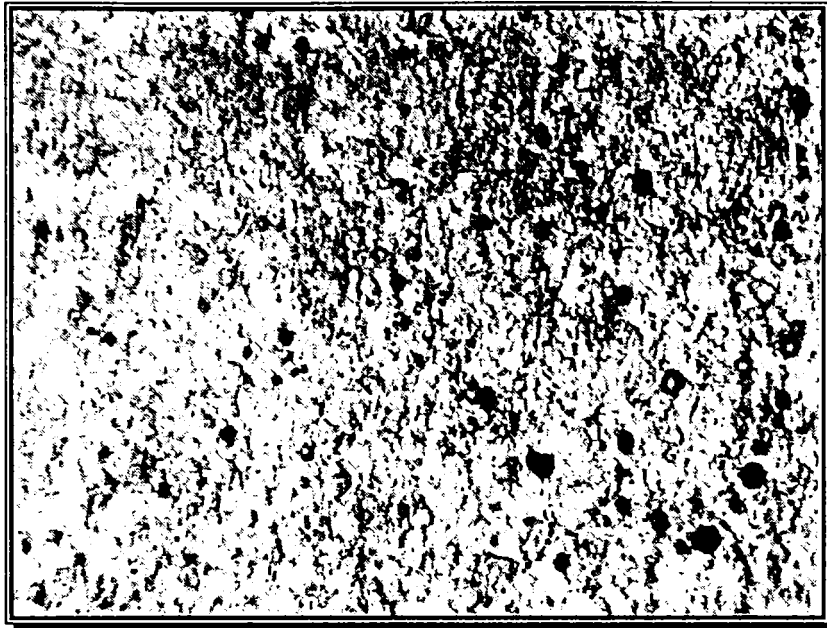


Figura 5. 65 Materialul de bază 10Cr130 (M.O.  $\times 500$ )

- ecruisarea mecanică a oțelului inoxidabil feritic, însoțită de recristalizarea primară a Z.I.T.-ului acestui oțel (figura 5.63);

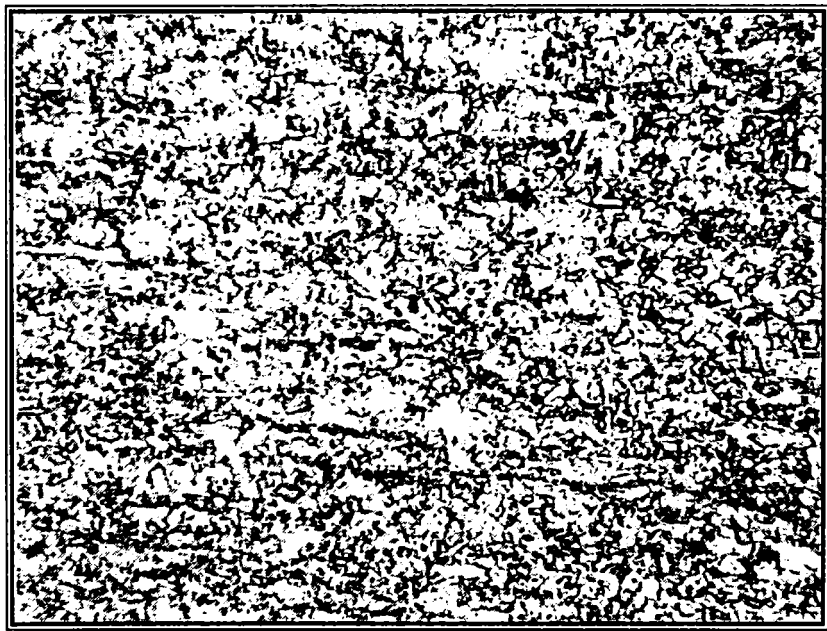


Figura 5. 66 Materialul de bază 10TiNiCr180 (M.O.  $\times 500$ )

- formarea unei structuri alcătuite din grăunți austenitici orientați în direcția deformării (figura 5.64);
- structura alcătuită din ferită și carburi de crom, precum și o proporție redusă de martensită, în metalul de bază 10Cr130 (figura 5.65);

- structura alcătuită din grăunți austenitici a materialului de bază 10TiNiCr180, cu orientarea acestora în lungul direcției de laminare, în lungul axei de simetrie longitudinale a îmbinării (figura 5.66);
- micșorarea dimensiunilor grăunților austenitici în zona îmbinării și schimbarea orientării acestora în zona limitrofă suprafeței de separație dintre componente, prin aplatizarea și orientarea lor pe o direcție perpendiculară pe axa longitudinală de simetrie a îmbinării, în direcția de curgere a materialului spre bavură, ca urmare în principal a presiunii ridicate dezvoltate în timpul procesului de sudare prin frecare.

În vederea completării acestor observații am utilizat un microscop electronic cu baleaj, care ne-a permis scoaterea în evidență a transformărilor fazice și structurale din zonele îmbinării sudate, putându-se astfel analiza efectele câmpului termo-deformațional specific sudării prin frecare. Analizarea rezultatelor acestor investigații ne-au condus spre câteva concluzii care vor fi prezentate în continuare.

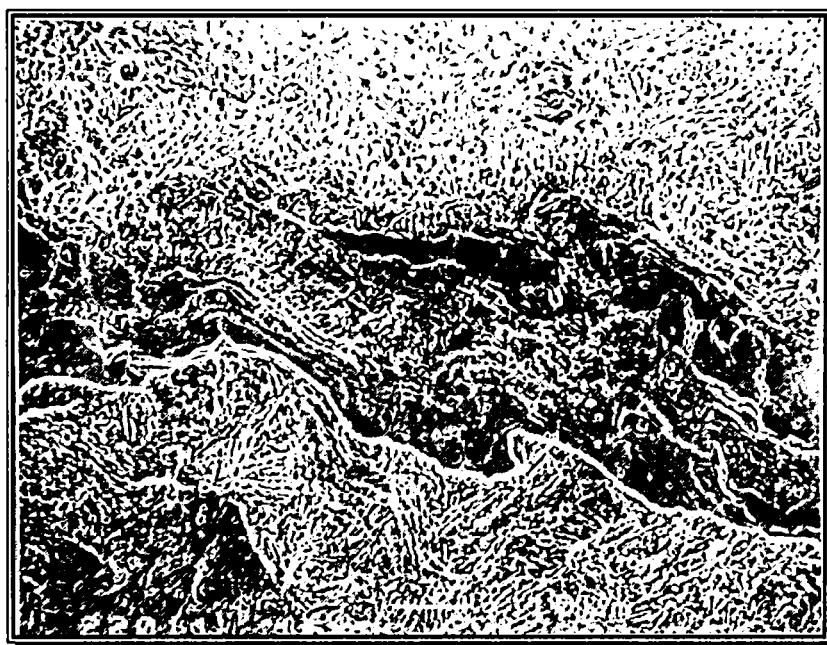


Figura 5. 67 Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (M.E.  $\times 1000$ )

1. În zona îmbinării (figura 5.67) se confirmă legătura bună formată între componente, fără defecte, evidențiindu-se deformarea plastică localizată în special în oțelul inoxidabil austenitic, ca urmare a plasticității sale mai ridicate și pătrunderea în acesta a unor porțiuni din oțelul inoxidabil feritic. La o analiză mai atentă, chiar în zona îmbinării se observă câteva particule de fază  $\sigma$  (și în figura 5.51.b), cu formă poliedrică, închise la culoare, care se formează în oțelul inoxidabil ferito-martensitic.
2. În ambele materiale se observă o finisare puternică a structurii ca urmare a acțiunii termo-mecanice exercitate în timpul procesului de sudare.
3. Atât în figura 5.51.a cât și în figura 5.68, detaliile din zona îmbinării localizate spre periferia componentelor, scot în evidență pe lângă amestecarea mecanică a materialelor și modificarea direcției liniilor de curgere. Acestea trec de la o orientare în lungul îmbinării (perpendiculară pe suprafețele de frecare) în zona centrală din apropierea axei

de simetrie longitudinală a îmbinării, la o orientare pe o direcție radială, ca urmare a expulzării materialului plastifiat în bavură.

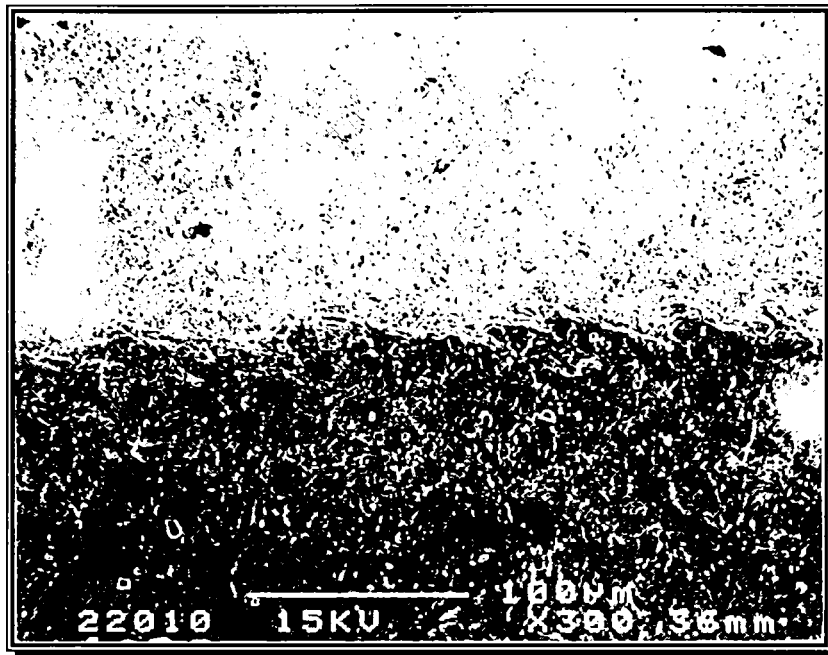


Figura 5. 68 Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (M.E. ×300)

4. Atenție deosebită a fost acordată studierii limitelor dintre grăunți pe care s-au observat precipitări de carburi fine (figura 5.69). Prezența acestora chiar în condițiile atingerii unor temperaturi de încălzire foarte ridicate, urmate de răcirii cu viteze foarte ridicate se poate explica prin următoarele procese. Pe de o parte încălzirea rapidă și menținerea scurtă nu permit dizolvarea lor completă pe durata frecării, iar pe de altă parte presiunea ridicată și gradul mare de deformare plastică din această zonă frânează dizolvarea lor în matricea metalică de bază.



Figura 5. 69 Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (M.E. ×6000)

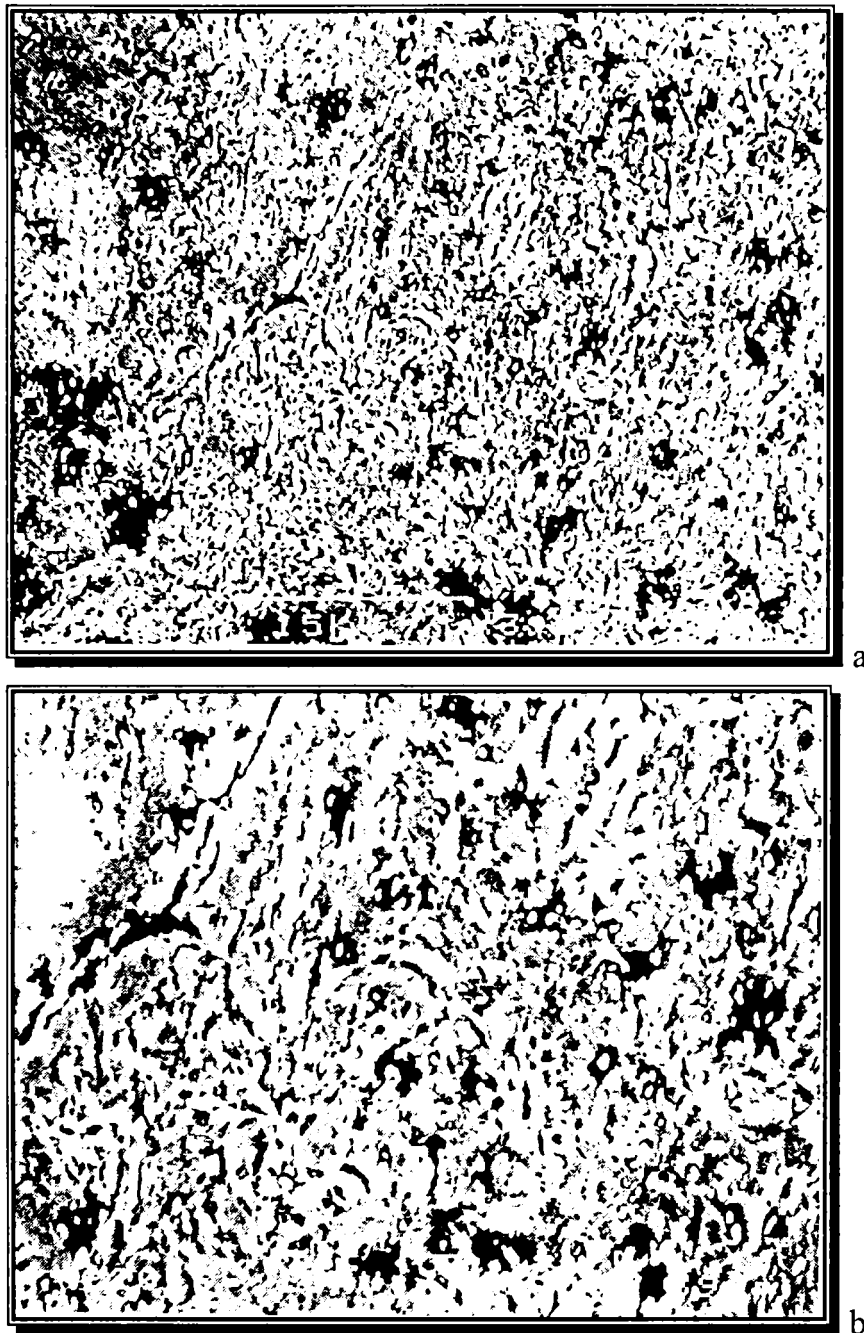


Figura 5. 70 Materialul de bază 10Cr130 (a - M.E.  $\times 3000$ ; b - M.E.  $\times 6000$ )

5. În partea superioară a imaginii se poate observa structura martensitică foarte fină care se formează, în aceste condiții, în zona limitrofă planului îmbinării în componenta din oțel inoxidabil ferito-martensitic.
6. Structura materialului de bază 10Cr130 este alcătuită din ferită aciculară și carburi globulare (figura 5.70 a și b), pe când cea a materialului de bază 10TiNiCr 180 este alcătuită din grăunți austenitici și carburi (figura 5.71).



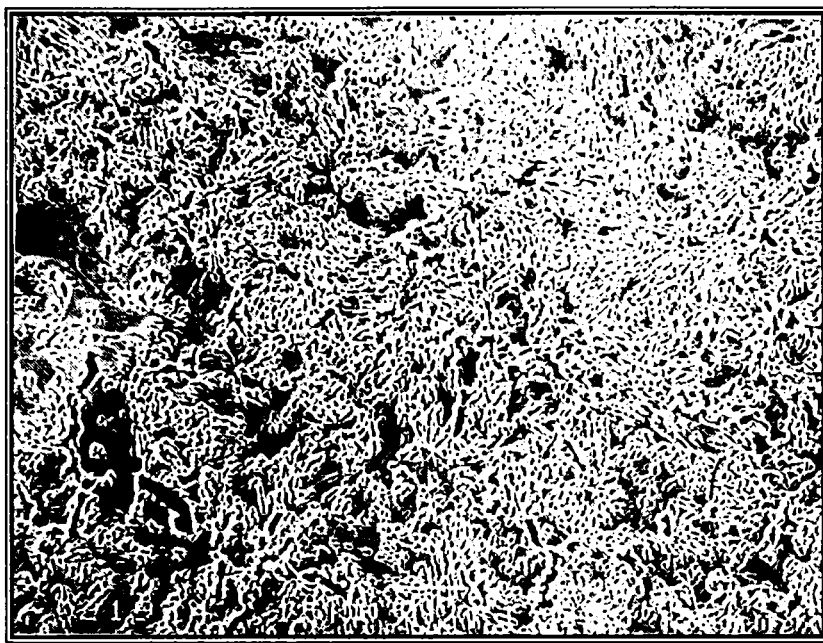


Figura 5. 71 Materialul de bază 10TiNiCr180 (M.E.  $\times 1000$ )

### 5.6.3 Cuplul oțel carbon - oțel inoxidabil martensitic

Investigațiile s-au extins și asupra cuplului de materiale OLC45-30Cr130, ca urmare a utilizării pe scară tot mai largă a combinației dintre oțeluri carbon de calitate, ieftine și cu un nivel corespunzător al caracteristicilor de rezistență mecanică și oțeluri inoxidabile, dar care să poseze și caracteristici corespunzătoare de rezistență mecanică.

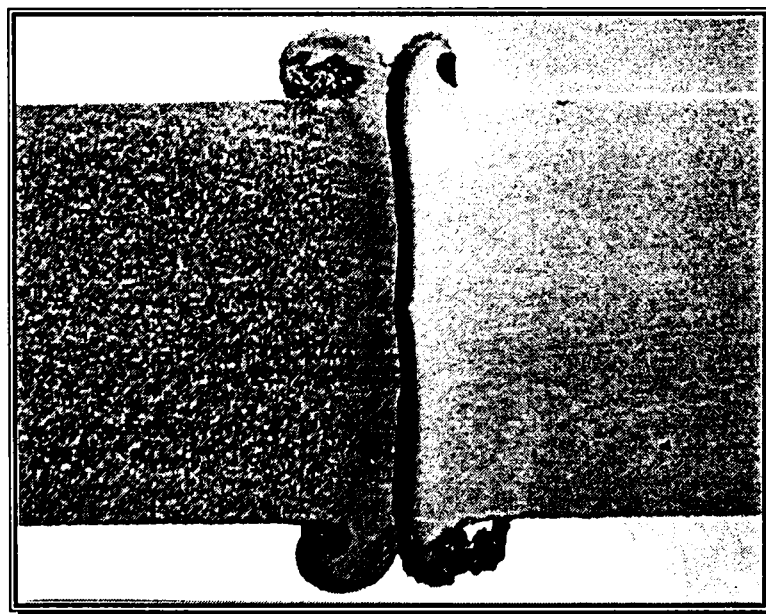


Figura 5. 72 Aspectul macroscopic al îmbinărilor OLC45-30Cr130

Îmbinările sudate obținute au un aspect macroscopic care confirmă calitatea lor corespunzătoare, lipsind defectele de nivel macroscopic. Ca urmare a rezistenței mecanice mai reduse a oțelului carbon, bavura acestei componente este mai mare comparativ cu cea a componentei din oțel inoxidabil, iar scurtarea axială se produce cu precădere pe seama sa. Totodată, extinderea zonei influențate termic este mai largă în OLC45, față de cea din 30Cr130, datorită conductivității sale termice de circa două ori mai mari comparativ cu cea a oțelului inoxidabil.

Suprafața de separație dintre cele două componente are o formă specifică, cu pătrunderea ușoară a componentei din 30Cr130 în componenta cealaltă, tot ca urmare a rezistenței mecanice mai scăzute a oțelului carbon.

Analizele microstructurale au relevat în zona îmbinării o structură din care lipsesc defectele, remarcându-se deformarea plastică și fragmentarea care s-au localizat cu precădere în componenta din oțel carbon de calitate (figura 5.52 a și b).

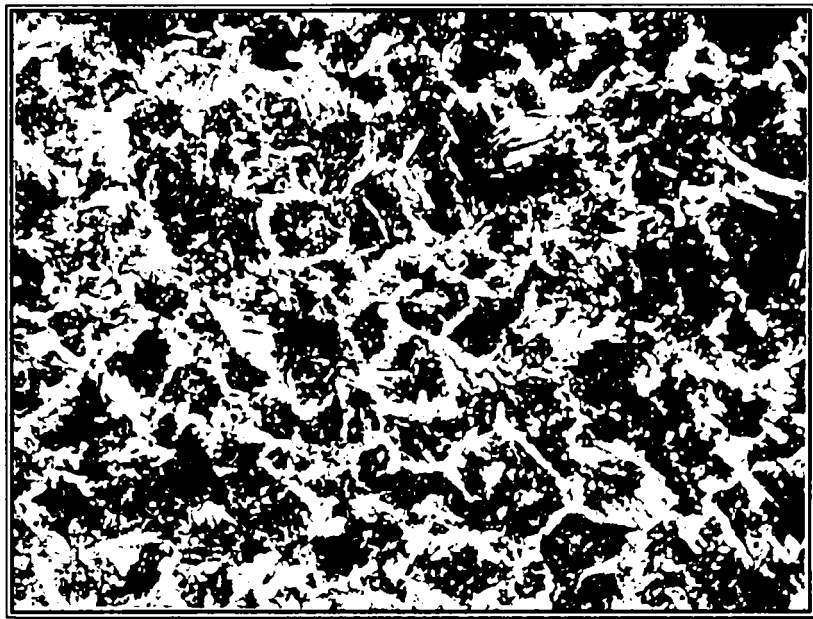


Figura 5. 73 Z.I.T.-OLC45 (M.O.  $\times 1000$ )

În zona influențată termic a componentei din OLC45 ia naștere o structură ferito-troostito-bainitică, cu granulație foarte fină (figura 5.73), finisarea fiind rezultatul presiunilor ridicate din timpul procesului de sudare.



Figura 5. 74 M.B. - OLC45 (M.O.  $\times 1000$ )

Spre deosebire de această zonă, în materialul de bază OLC45 (figura 5.74) structura este formată din grăunți mari de perlită și cantități mici de ferită, plasată în rețea, pe marginea grăunților de perlită. Gradul de finisare al granulației este produs de către valoarea ridicată

a presiunii de frecare și mai puțin de cea a presiunii de refulare și iese foarte clar în evidență comparând cele două structuri (figura 5.73 și respectiv 5.74).

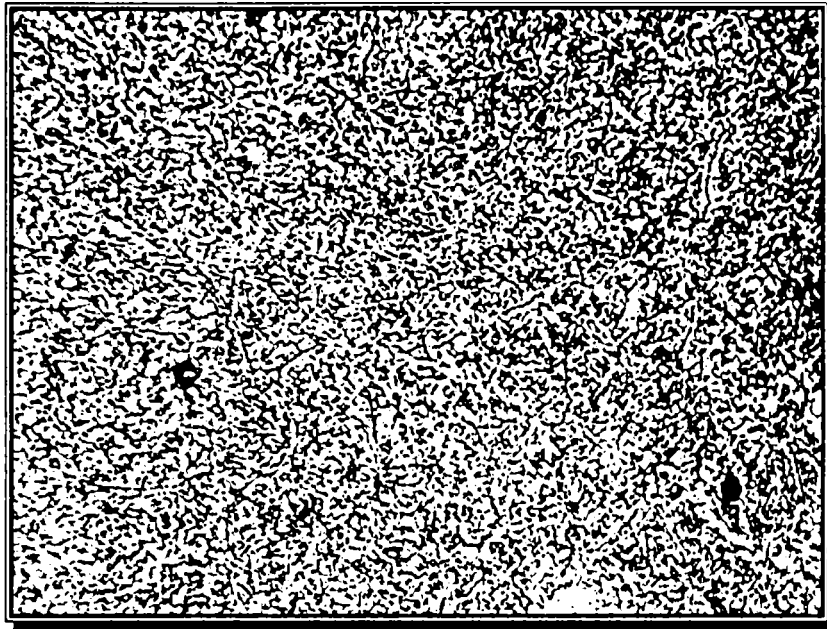


Figura 5. 75 M.B.-30Cr130 (M.O. ×1000)

În ceea ce privește componenta din oțel 30Cr130, ciclul termo-deformațional al procesului de sudare prin frecare își pune amprenta asupra transformărilor ce intervin. Astfel, structura formată inițial dintr-o matrice metalică feritică în care se găsesc carburi globulare, a materialului de bază 30Cr130 (figura 5.75), se transformă în Z.I.T.-30Cr130 într-o martensită fină și carburi (figura 5.76).

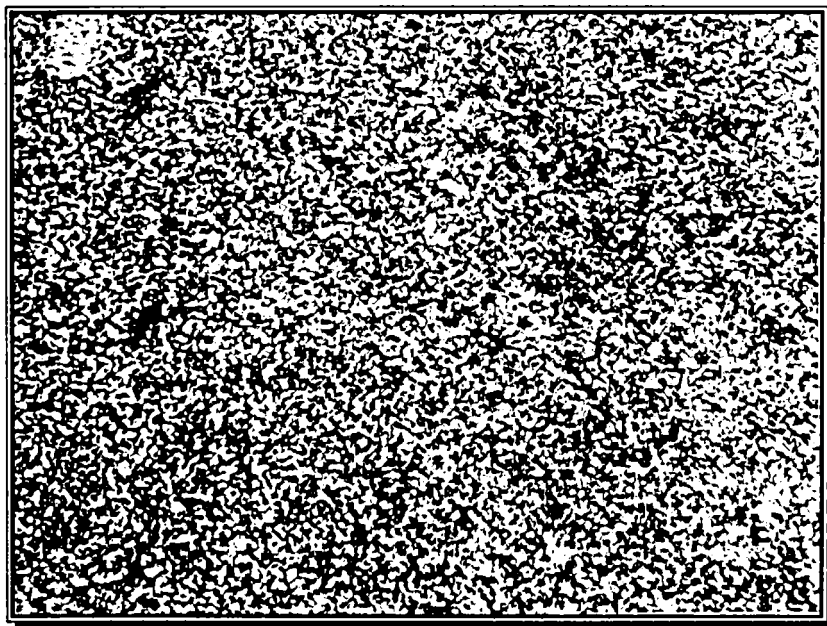


Figura 5. 76 Z.I.T.-30Cr130 (M.O. ×1000)

Investigațiile prezentate până în acest moment au fost completate cu ajutorul microscopiei electronice cu baleaj, astfel încât să se poată evidenția mai amănunțit transformările structurale care s-au produs în urma procesului de sudare.

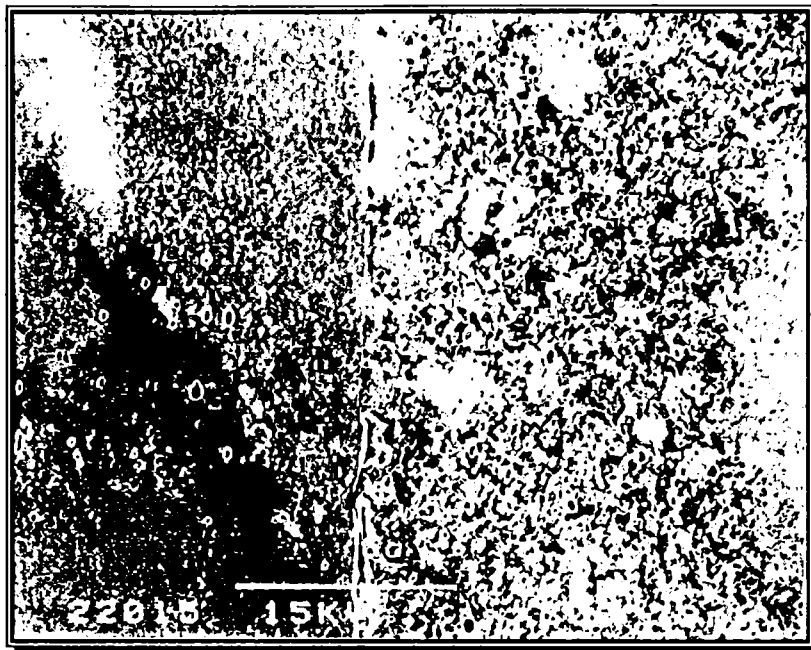


Figura 5. 77 Zona îmbinării OLC45-30Cr130 (M.E.  $\times 300$ )

În zona îmbinării structura este lipsită de defecte, remarcându-se însă puternica deformare plastică produsă cu precădere asupra componentei din oțel carbon de calitate (figura 5.53, figura 5.77). Urmările acestui proces sunt vizibile și prin fâșiile de oțel OLC45 care sunt aplatizate, fragmentate și amestecate (înglobate) în zonele de la suprafața de frecare a componentei din oțel inoxidabil. Străpungerea stratului superficial al acestei componente a fost posibilă doar în condițiile în care au existat fie defecte locale ale acestei componente, în zonele respective, fie în cazul în care integritatea suprafeței a fost distrusă local prin procesul de formare și distrugere a microsudurilor dintre suprafețele de frecare.



Figura 5. 78 Z.I.T.-OLC45 (M.E.  $\times 1000$ )

În zona influențată termic a oțelului OLC45 se remarcă o structură perlito-feritică, cu lamele foarte fine. Datorită presiunii foarte ridicate din această zonă, lamelele de cementită din coloniile de perlită sunt fragmentate (detaliu care iese în evidență foarte clar, utilizând mărimi puternice, în figurile 5.78, 5.79 și 5.80).

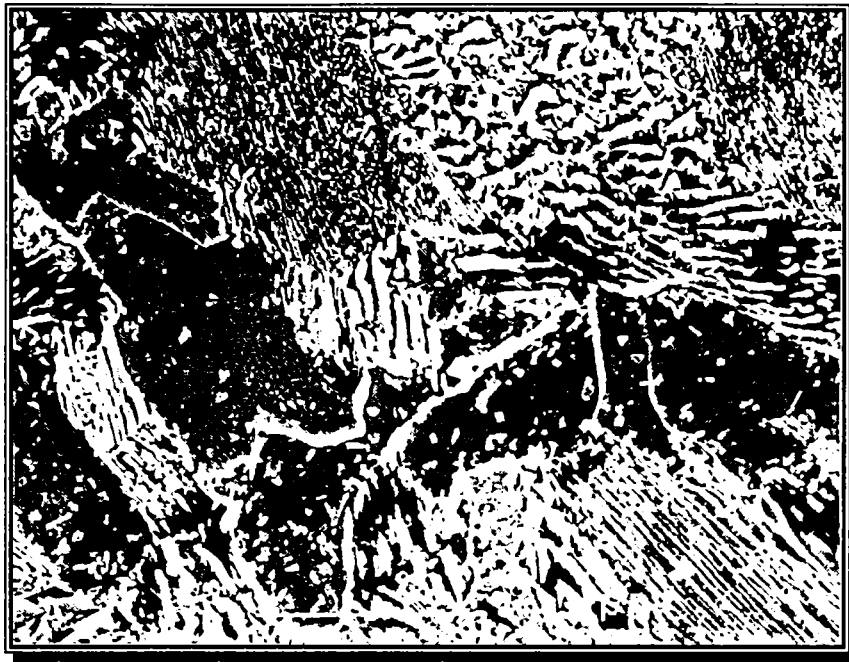


Figura 5. 79 Z.I.T.-OLC45 (M.E. ×3000)

Tot în aceste imagini ies în evidență și particulele de carburi de fier ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) care se formează în interiorul domeniilor ocupate de ferită. Formarea acestor carburi globulare are loc în zonele de ferită în care concentrația de carbon este mai ridicată.

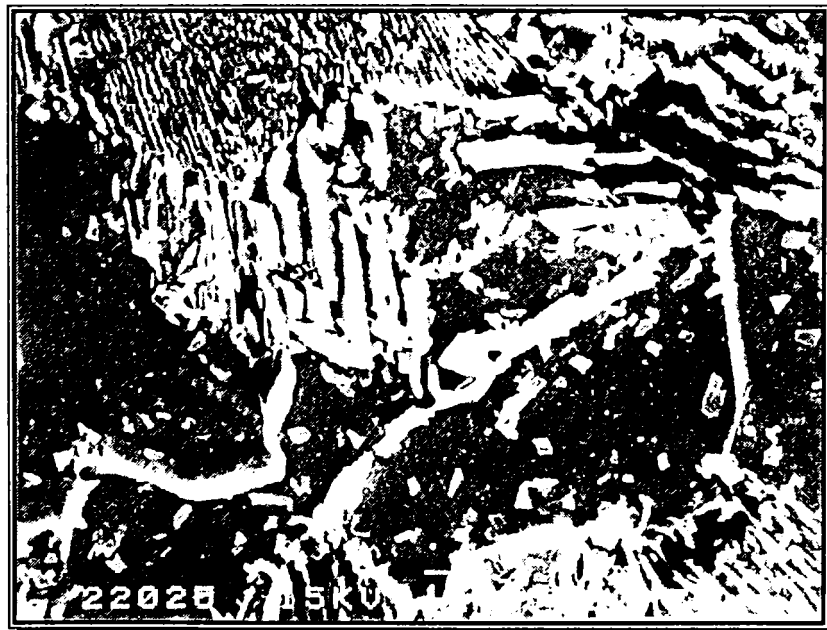


Figura 5. 80 Z.I.T.-OLC45 (M.E. ×6000)

După cum se poate observa și din figura 5.78, ferita se plasează intergranular față de grăunții de perlită, datorită cantității mici în care este prezentă această fază.

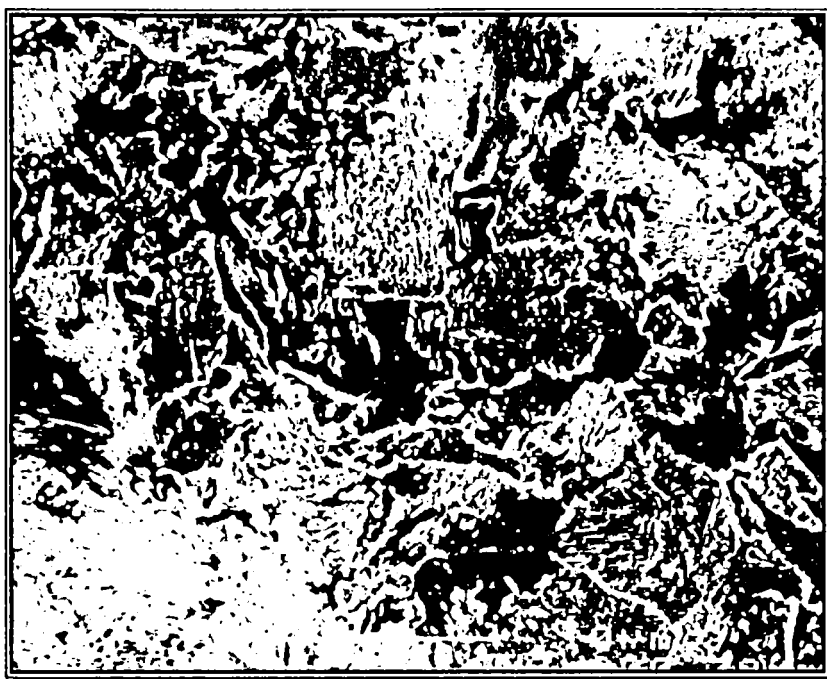


Figura 5. 81 M.B.-OLC45 (M.E.  $\times 3000$ )

Structura ferito-perlitică foarte fină din Z.I.T.-ul OLC45, obținută ca efect al acțiunii mecanice a procesului de sudare iese în evidență, comparativ cu aceeași structură perlito-feritică, mai grosolană, care poate fi observată în materialul de bază OLC45 (figurile 5.81 și 5.82).



Figura 5. 82 M.B.-OLC45 (M.E.  $\times 6000$ )

Ca urmare a lipsei creșterii temperaturii și a lipsei presiunii care să producă deformări plastice, se observă că în materialul de bază carburile prezente în zonale feritice, în cazul Z.I.T.-OLC45, nu sunt prezente și în structura M.B.-OLC45. Totodată, în absența câmpului de tensiuni ridicat, lamelele de cementită nu mai sunt fragmentate, ele păstrându-și continuitatea.

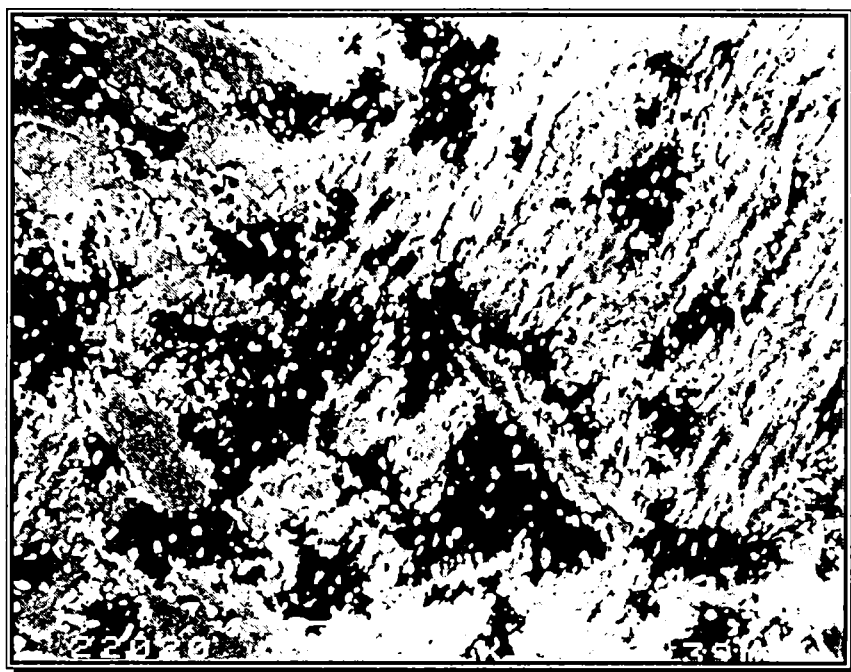


Figura 5. 83 Z.I.T.-30Cr130 (M.E.  $\times 3000$ )

Analiza structurii zonei influențate termic corespunzătoare componentei din oțel 30Cr130 scoate în evidență formarea unei structuri formate din carburi pe un fond bainito-martensitic (figura 4.83 și 4.84).

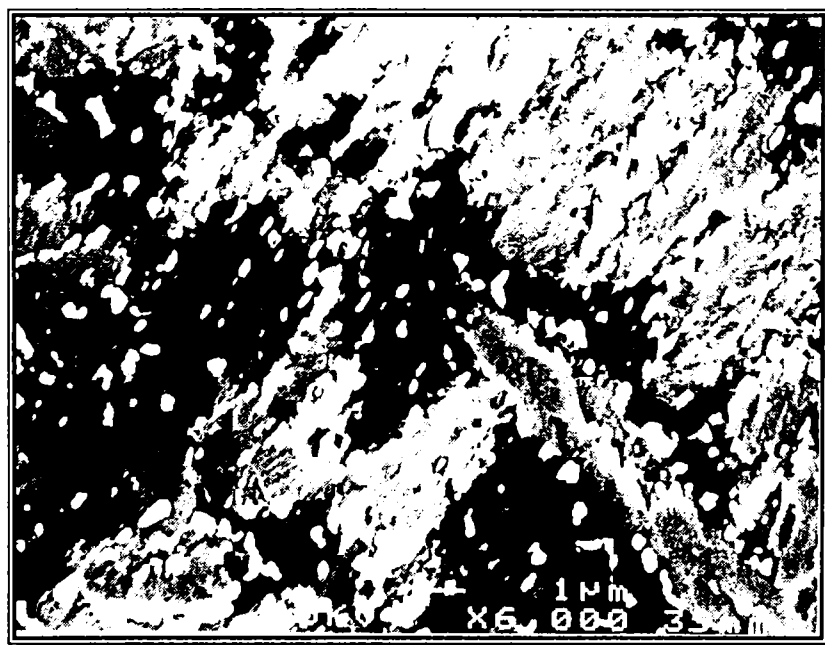
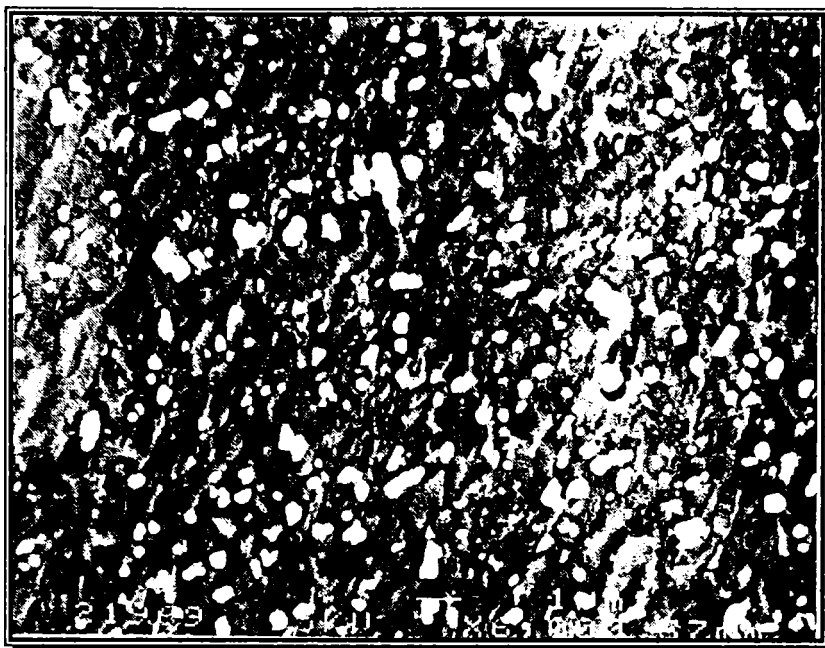


Figura 5. 84 Z.I.T.-30Cr130 (M.E.  $\times 6000$ )

Predominantă în structură este bainita aciculară, cu un caracter zimțat (figura 5.84), provenind din descompunerea martensitei în timpul răcirii până la temperatura ambiantă.

Descompunerea martensitei, însoțită de precipitarea carburilor, în condițiile de temperatură și presiune specifice procesului de sudare prin frecare se datorește instabilității acesteia.



**Figura 5. 85** M.B.-30Cr130 (M.E. ×6000)

Deoarece materialul de bază 30Cr130 nu este afectat de procesul de sudare, structura sa va fi formată din ferită și carburi, fiind structura de revenire specifică acestui tip de oțel (figura 5.85).



# Capitolul 6

## OPTIMIZAREA PRIN TRATAMENTE TERMICE A MICROSTRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR ÎMBINĂRILOR SUDATE ETEROGENE

Așa după cum am mai amintit în capitolul 3, una dintre posibilitățile care stă la îndemâna inginerului tehnolog în vederea ridicării calității îmbinării sudate obținute este aplicarea unor tratamente termice anterioare sau ulterioare procesului de sudare. Pe lângă acest aspect, tratamentele termice pot asigura obținerea unor îmbinări de calitate chiar în cazul sudării unor materiale considerate, la prima vedere ca nesudabile sau foarte greu sudabile. Având în vedere posibilitățile oferite de acestea, în ultimul timp s-a încetățenit opinia că pentru orice oțel, elaborat îngrijit și prelucrat în mod corespunzător, se poate stabili o tehnologie de sudare care să permită obținerea unor îmbinări cu caracteristici de exploatare corespunzătoare.

Întregul proces de sudare constă din ridicarea rapidă a temperaturii componentelor, în zonele limitrofe suprafețelor de frecare, la valori apropiate de cele corespunzătoare punctului solidus, menținerea o perioadă foarte scurtă de timp la această temperatură, urmată de o răcire foarte rapidă. Simultan cu acest "șoc" termic, materialul din zona îmbinării trebuie să facă față apariției unui câmp de tensiuni de compresiune, care acționează pe toată durata procesului de sudare prin frecare.

Privită din acest punct de vedere, capacitatea materialului de a se suda, respectiv "sudabilitatea" sa, este definită prin capacitatea sa de a face față acțiunii acestui câmp complex, termo-deformațional, fără a se degrada. Această capacitate poate fi ridicată prin aplicarea unor tratamente termice anterioare și/sau ulterioare sudării, care au rolul de a diminua șocului termic la care sunt supuse materialele.

*Tratamentele termice anterioare* sudării urmăresc în principal pregătirea structurii materialelor care se sudează pentru a face față în bune condiții șocului termic. Alegerea unui anumit tip de tratament termic se face având în vedere următoarele aspecte:

- natura materialelor care se sudează;
- forma și dimensiunile componentelor;
- starea lor de prelucrare anterioară, atât din punct de vedere termic cât și deformațional.

*Tratamentele termice post sudare* urmăresc atingerea următoarelor obiective:

- eliminarea sau reducerea tensiunilor interne apărute la sudare;
- refacerea sau îmbunătățirea stării structurale și a spectrului de proprietăți ale materialelor din zonele afectate de acțiunea ciclului termo-deformațional de sudare;
- recristalizarea și îmbunătățirea calității îmbinărilor prin crearea condițiilor propice desfășurării proceselor de difuzie care au fost doar amorțate în timpul procesului de sudare.

Cu toate avantajele certe pe care le oferă aplicarea unor tratamente termice, în special în cazul îmbinărilor eterogene realizate din materiale cu spectre de compoziții chimice, structuri și proprietăți diferite, această direcție a fost foarte puțin studiată și avută în vedere de către inginerii tehnologi sudori. Majoritatea investigațiilor au privit "optimizarea" procesului de sudare strict din punctul de vedere al inginerului tehnolog sudor, încercând strict modificarea valorilor parametrilor tehnologici ai procesului de sudare utilizat. Având în vedere avantajele pe care le oferă aplicarea unor tratamente termice, la optimizarea procesului de sudare, am încercat o abordare mai complexă, care să țină cont și de poziția inginerului de materiale, acordând o atenție deosebită posibilităților oferite de aplicarea tratamentelor termice.

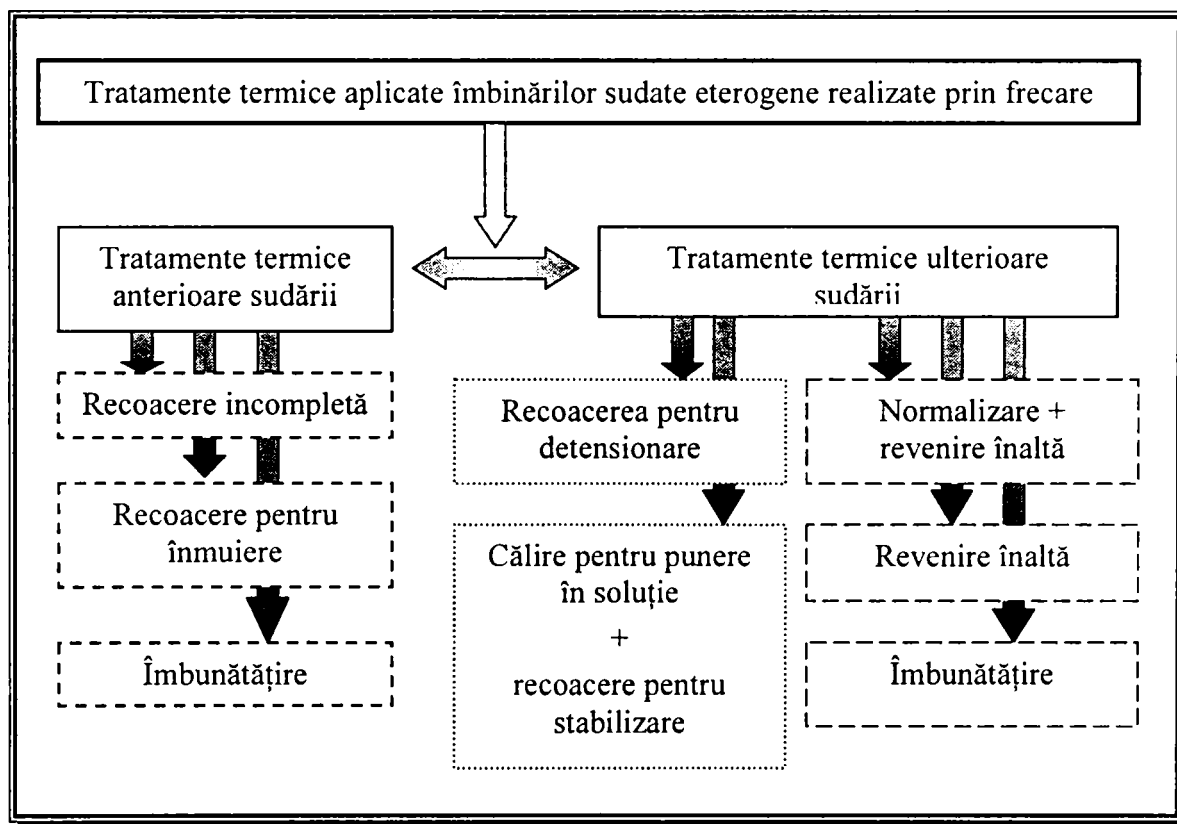


Figura 6. 1 Optimizarea procesului de sudare prin aplicarea unor tratamente termice

În figura 6.1 sunt prezentate schematic variantele de tratament termic avute în vedere pentru optimizarea procesului de sudare prin frecare, ținând cont de cuplurile de materiale asupra cărora ne-am concentrat atenția.

## 6.1 Tratamente termice anterioare sudării prin frecare

### 6.1.1 Recoacerea pentru înmuiere

Acest tip de tratament termic urmărește reducerea durtății însoțită de o creștere corespunzătoare a caracteristicilor de plasticitate. Tratamentul este recomandat a se aplica oțelurilor aliate care au călibilitate ridicată și care după prelucrările anterioare au o microstructură alcătuită din constituenți de călire, cu duritate ridicată și fragilitate mai ridicată, prezentând riscul fisurării la sudare, mai ales în condițiile în care nivelul tensiunilor este foarte ridicat în zona îmbinării.

Componenta tratată la o temperatură situată în imediata inferioritate a punctului critic  $A_{c1}$ , în cazul nostru la  $(700 \pm 10)^\circ\text{C}$ , cu o menținere de circa 2h, urmată de o răcire lentă, conform ciclogramei din figura 6.2. În urma acestuia a fost favorizată descompunerea martensitei și coalescența carburilor, obținându-se astfel o structură apropiată de cea obținută în urma unei revenirii înalte.

În urma acestui tratament termic structura componentei din oțel 30Cr130 devine feritică cu carburi globulare (figura 6.3), ceea ce conferă materialului o duritate mai scăzută chiar decât cea corespunzătoare oțelului OLC45, ridicând și valorile caracteristicilor de plasticitate. În aceste condiții, materialul va avea o sudabilitate mai ridicată, deformându-se plastic mai ușor, fragilitatea sa fiind mai redusă.

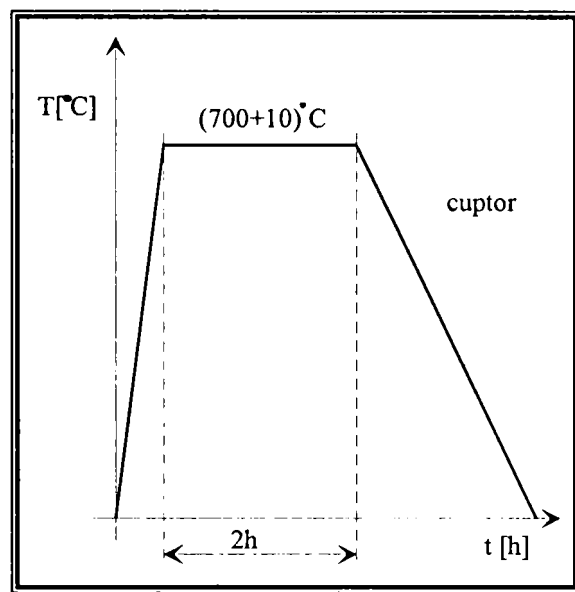


Figura 6. 2 Recoacerea pentru înmuiere aplicată oțelului 30Cr130.

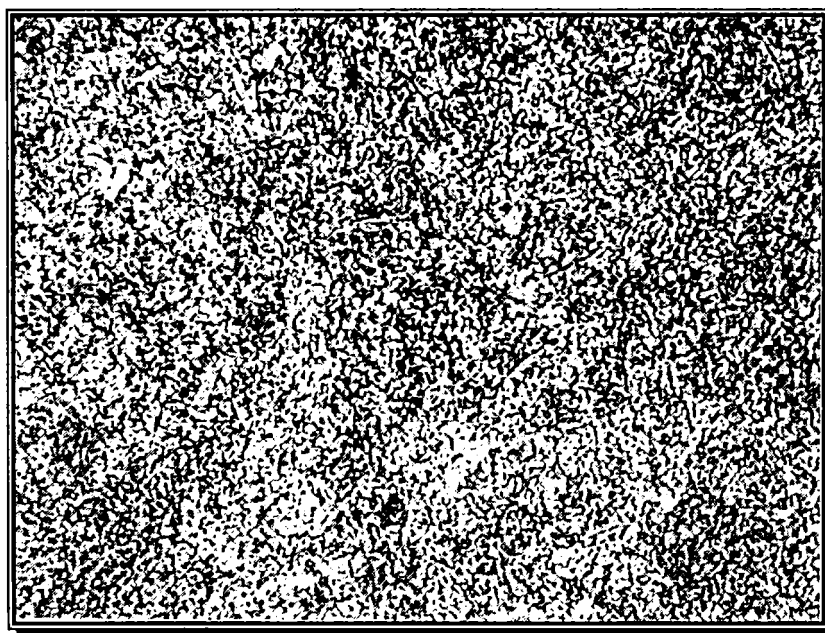


Figura 6. 3 M.B.-30Cr130 tratat prin recoacere pentru înmuiere (M.O.  $\times 100$ ).

### 6.1.2 Recoacerea incompletă

Spre deosebire de oțelul inoxidabil ferito-martensitic, componentele din oțel carbon de calitate sunt supuse unui tratament termic de recoacere incompletă realizat la o temperatură de  $(750 \pm 10)^\circ\text{C}$ , cu menținere 1h, urmată de răcire lentă cu cuptorul.

Scopul acestui tratament termic este reducerea tensiunilor interne prezente în starea de livrare a semifabricatului laminat, micșorarea durității și creșterea deformabilității. Încălzirea la o temperatură situată între punctele critice  $A_{c1}$  și  $A_{c3}$ , va permite pe de o parte înlăturarea structurii de laminare, iar pe de alta transformarea constituenților de treaptă perlitică (sorbită sau troostită) în austenită. Austenita neomogenă formată, va permite ca după răcire, în zonele bogate în carbon, să se obțină o perlită (figura 6.4), rezultând astfel

caracteristici mai ridicate. Ferita, rămasă netransformată în structură, fiind un constituent moale, nu înrăutățește aceste proprietăți, ceea ce permite aplicarea acestui tratament termic în locul unei recoaceri complete. Se obțin astfel o serie de avantaje, legate de economia de energie electrică și de scurtarea duratei de tratament termic, cu implicații asupra îmbunătățirii productivității.

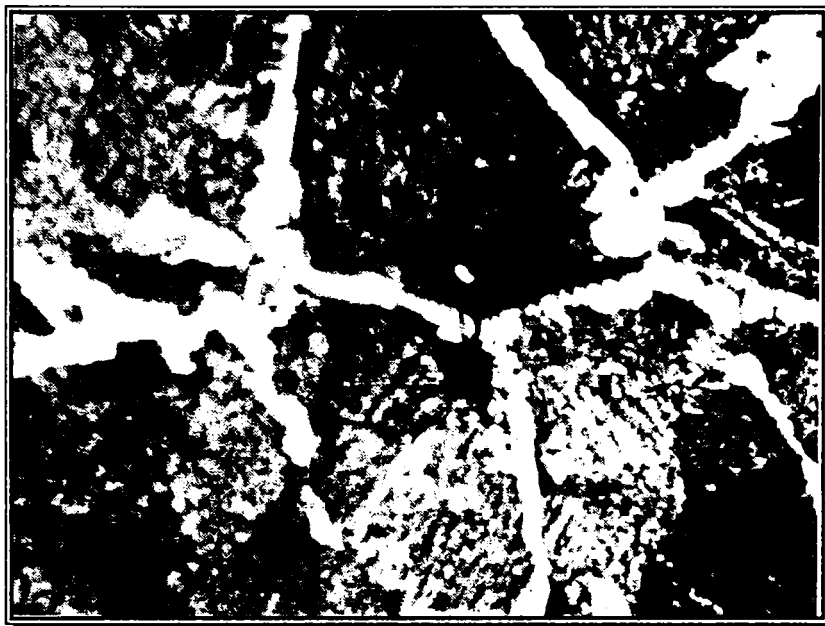


Figura 6. 4 M.B.-OLC45 tratat printr-o recoacere incompletă (M.O.  $\times 1000$ ).

În urma realizării unor îmbinări sudate între aceste materiale, s-au prelevat eșantioane metalografice cu fețe longitudinale, în lungul cărora s-au realizat măsurători sclerometrice, de-a lungul a două direcții.

O primă direcție a fost aleasă paralelă cu suprafața îmbinării obținute, la circa 2mm de aceasta, în vederea evidențierii aportului suplimentar pe care îl are asupra răcirii, evacuarea unei părți din căldură, prin convecție și radiație spre mediul exterior. A doua direcție a fost aleasă chiar în lungul axei de simetrie a îmbinării, evidențiind, prin comparație, doar efectul evacuării căldurii prin conducție, spre zonele mai reci ale componentelor. În figura 6.5 sunt prezentate schematic amplasarea amprentelor măsurătorilor de microduritate realizate în lungul acestor direcții.

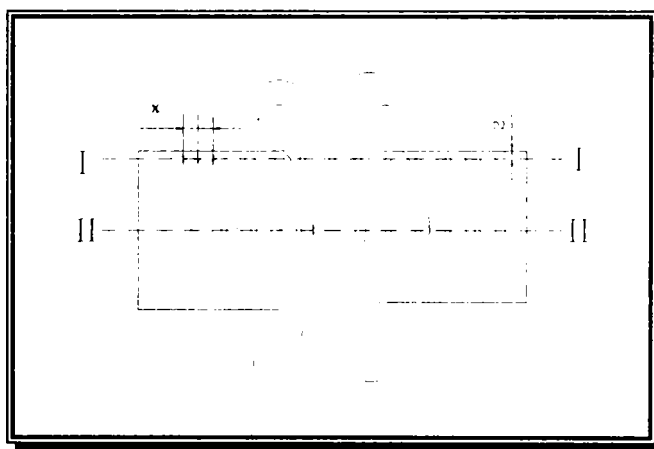


Figura 6. 5 Amplasarea amprentelor măsurătorilor de microduritate pe eșantioanele metalografice din îmbinări sudate eterogene realizate prin sudare.

În urma analizării profilului de duritate în lungul îmbinărilor sudate realizate, prezentat în graficul din figura 6.6, se pot face următoarele observații:

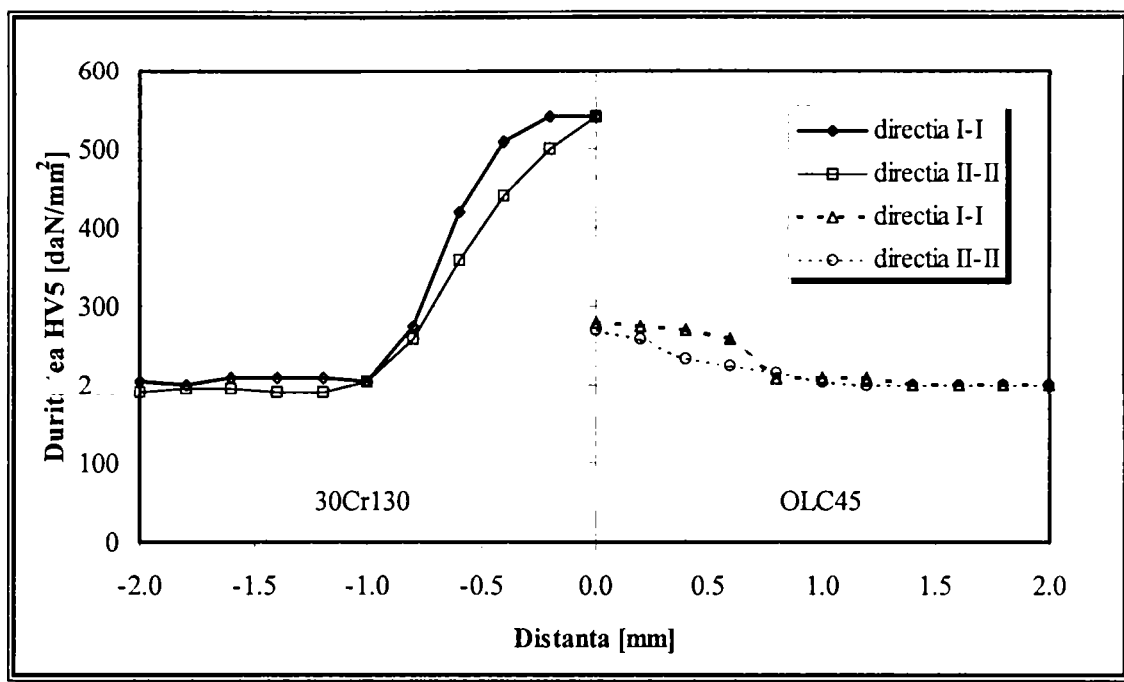


Figura 6. 6 Variația durezzații în lungul îmbinărilor sudate OLC45 (recoacere incompletă) - 30Cr130 (recoacere pentru înmuiere).

- ca urmare a tratamentului termic anterior sudării, cele două materiale prezintă valori foarte apropiate ale durezzații, în starea de material de bază, neafectat termo-mecanic, sudarea lor devenind relativ ușoară;
- durezza redusă a zonei influențate termic a oțelului OLC45 (circa 300HV5), ca urmare,
  - pe de o parte, a efectului benefic pe care îl are căldura acumulată în zona îmbinării, asupra reducerii vitezei de răcire a îmbinării, obținându-se structuri mai apropiate de cele de echilibru,
  - iar pe de altă parte, a structurii moi obținute în urma tratamentului termic anterior sudării, care poate prelua și atenua, prin deformare plastică, tensiunile induse în urma procesului de sudare, obținându-se astfel o stare de tensiuni mult mai atenuată, față de condițiile lipsei unui asemenea tratament termic;
- diferențele semnificative între valorile durezzații măsurate după prima direcție, comparativ cu cele măsurate după direcția a doua, pe care le prezintă materialele din zona influențată termic, ca urmare a vitezelor mai mari de răcire la care este supus materialul în straturile marginale, comparativ cu cel din zonele centrale ale îmbinării;
- diferența foarte mare dintre valoarea maximă a durezzații și cea minimă (aproximativ 350HV5, în cazul oțelului 30Cr130), raportată la grosimea foarte mică a zonei influențate termic (circa 0,6mm), joacă rolul unui concentrator de tensiune, cu efecte nedorite asupra modului de comportare la solicitări, în special dinamice, a îmbinării sudate.

Aceste observații sunt într-o concordanță totală cu transformările fazice și structurale care s-au petrecut în zonele îmbinării sudate și care a căror analiză a fost prezentată în capitolul anterior.

### 6.1.3 Îmbunătățirea

Chiar în condițiile aplicării acestei combinații de tratamente termice, între cele două tipuri de materiale rămân o serie de diferențe în ceea ce privește caracteristicile de rezistență mecanică și cele de plasticitate. Având în vedere că totuși oțelul inoxidabil ferito-martensitic este dedicat realizării părți piesei care va fi trebui să facă față unor solicitări mecanice de nivel ridicat, într-un mediu agresiv, este normală tendința de a folosi rezerva de caracteristici de rezistență mecanică încă neexploată. În această direcție am încercat aplicarea unui tratament termic anterior sudării constând dintr-o îmbunătățire.

Acest tratament constă dintr-o călire martensitică volumică, urmată de o revenire înaltă, conform ciclogramei din figura 6.7.

Îmbinările sudate realizate între componente din oțel carbon de calitate, tratate termic înainte de sudare, printr-o recoacere incompletă și componente din oțel inoxidabil ferito-martensitic 30Cr130, tratate termic înainte de sudare printr-o îmbunătățire cu un rânul pregătut în vederea unor investigații amănunțite, similar celor prezentate în paragraful anterior. Rezultatele măsurătorilor microdurității, în lungul direcțiilor stabilite mai sus s-au concretizat în graficul prezentat în figura 6.8.

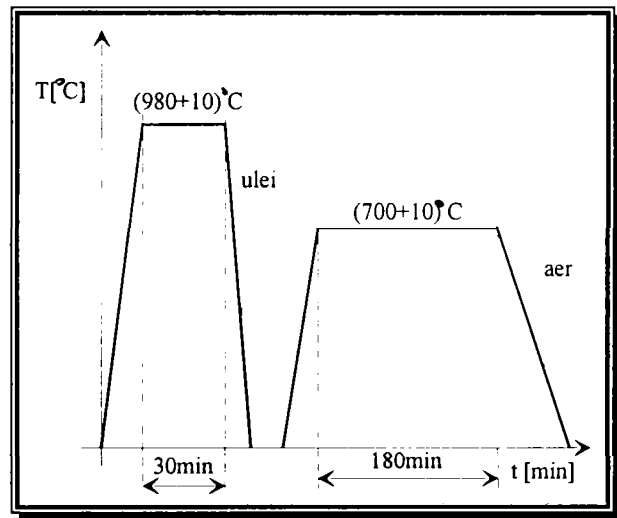


Figura 6.7 Ciclograma tratamentului termic de îmbunătățire aplicat anterior sudării componentei din oțel 30Cr130.

Curbele de profil de duritate în lungul îmbinărilor sudate reflectă câteva aspecte, care vor influența decizia legată de alegerea unui tratament termic anterior sudării, în scopul optimizării îmbinării sudate realizate între aceste materiale. Sintetizând observațiile făcute asupra acestor curbe, putem trage următoarele concluzii:

- vârful de duritate atins este localizat tot în componenta din oțel inoxidabil 30Cr130, mai exact în zona influențată termic a sa din imediata vecinătate a planului de separația a îmbinării, valoarea maximă atinsă fiind de circa 560HV5;
- așa după cum era de așteptat, valorile durității materialului de bază 30Cr130 sunt mai ridicate cu circa 20% față de varianta anterioară de tratament termic anterior sudării (circa 240HV5), diferența față de duritatea materialului de bază OLC45 nefectând sudabilitatea bună a acestui cuplu de materiale;
- diferențele dintre valorile maxime și minime înregistrate se păstrează în continuare destul de ridicate, atenuarea lor fiind posibilă printr-un tratament termic postsudare;

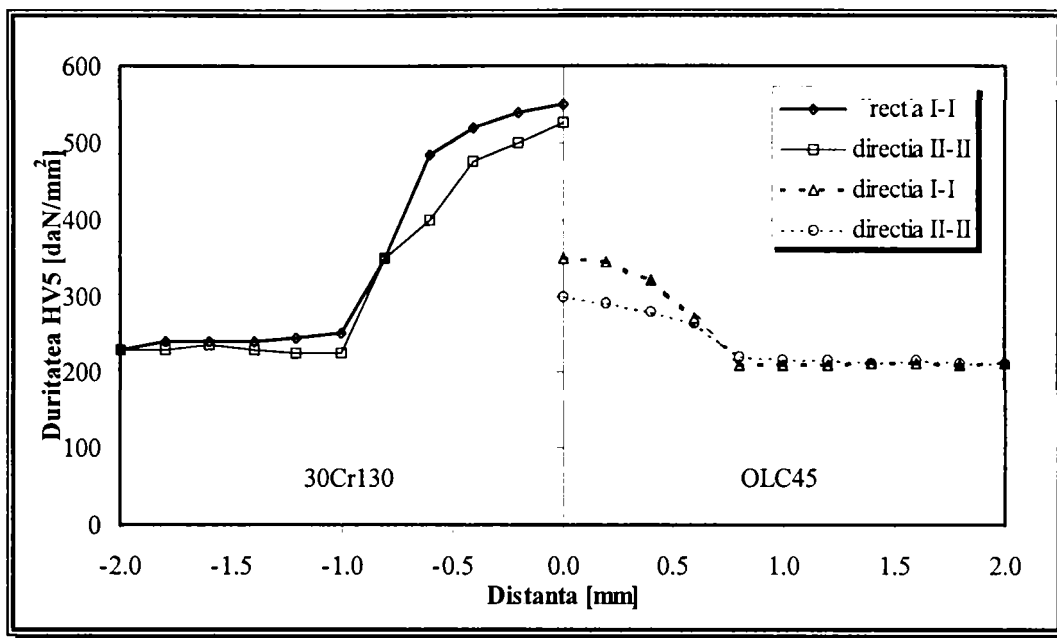


Figura 6. 8 Variația durtății în lungul îmbinărilor sudate OLC45 (recoacere incompletă) - 30Cr130 (îmbunătățire).

- se păstrează diferențele de duritate datorate vitezelor diferite de răcire ale materialului în apropierea suprafeței exterioare a îmbinării sudate, comparativ cu cea a materialului din miezul îmbinării;
- extinderea zonelor influențate termic în cele două componente se păstrează aproximativ la aceleași valori (circa 1mm în componenta din oțel 30Cr130 și respectiv circa 0,8mm în componenta din oțel OLC45), chiar în condițiile în care prima componentă necesită un timp de frecare mai îndelungat pentru a ajunge în stare de plastifiere similară oțelului carbon de calitate.

În concluzie putem afirma că aplicarea unor tratamente termice anterioare sudării mărește sudabilitatea acestui cuplu de materiale, ușurând obținerea unor îmbinări sudate eterogene de calitate ridicată, prin apropierea caracteristicilor de rezistență mecanică și de plasticitate ale celor două oțeluri.

Încercarea de a ridica prin îmbunătățire, nivelul caracteristicilor de rezistență mecanică a oțelului 30Cr130, nu înrăutățește sudabilitatea, dar nici nu aduce o schimbare radicală a evoluției zonei influențate termic, nici din punctul de vedere al plajei de valori de duritate, nici din punctul de vedere al extinderii acestei zone. Prin urmare, obținerea unor valori mai ridicate ale durtății în materialul de bază, dacă satisfac cerințele de exploatare ale produsului, poate constitui un avantaj, care să conducă la alegerea acestei variante de tratament termic anterior sudării. În cazul în care mai este totuși necesar aplicarea unui tratament termic post sudare, pentru ca îmbinării să i se confere caracteristicile necesare unei exploatare corespunzătoare, acest avantaj nu mai poate compensa creșterile costurilor și reducerile de productivitate determinate de alegerea acestei variante. Prin urmare, în aceste condiții se recomandă alegerea primei combinații de tratament termic anterior sudării.

## 6.2 Tratamente termice ulterioare sudării

După realizarea îmbinării sudate prin frecare, acțiunea câmpului termo-deformațional asupra materialelor se soldează cu apariția în zona îmbinării și în zona influențată termic a unei stări de tensiuni ridicate, simultan cu producerea unor transformări fazice și structurale, care la rândul lor pot genera ridicarea nivelului de tensiuni din aceste zone. Toate aceste aspecte ridică probleme mai mari sau mai mici, funcție de amploarea lor, în calea obținerii unor îmbinări sudate de calitate ridicată.

Una dintre modalitățile cele mai facile care stau la dispoziția inginerilor tehnologi constă în aplicarea unor tratamente termice ulterioare realizării îmbinării sudate. Aceste tratamente termice urmăresc mai multe obiective, printre care cele mai importante sunt:

- eliminarea sau reducerea tensiunilor interne apărute în urma procesului de sudare;
- refacerea sau îmbunătățirea stării structurale și a proprietăților materialelor în Z.I.T., asupra căruia s-a exercitat o influență nefavorabilă în timpul sudării;
- recristalizarea și îmbunătățirea calității îmbinării sudate, ca rezultat al favorizării proceselor de difuzie, mai ales în condițiile sudării unor materiale diferite din punct de vedere ale compoziției chimice.

Funcție de natura materialelor care se sudează, de procesele care se petrec în timpul procesului de sudare și de scopul urmărit, există mai multe variante de tratament termic postsudare dintre care cele mai des utilizate sunt: recoacerea izotermă, normalizarea, revenirea înaltă, îmbunătățirea și călirea pentru punere în soluție urmată de recoacerea pentru stabilizare.

### 6.2.1 Recoacerea izotermă

Așa după cum am arătat în capitolul anterior, realizarea unor îmbinări sudate între cuplul de oțeluri OLC45 și Rp3, este imposibilă fără aplicarea unui tratament termic post sudare, care să detensioneze structura în zona îmbinării. Tensiunile interne care iau naștere în îmbinare se datoresc atât distribuției neuniforme a căldurii generate pe suprafețele de frecare, determinate de diferențele dintre coeficienții de transmitere a căldurii, cât și de coeficienții de dilatare termică liniară foarte diferiți. Analizând variația acestora cu temperatura, pe intervalul 20°C-800°C se remarcă creșterea diferenței dintre aceștia de la 3,3% până la temperaturi de 200°C, la circa 15% la temperaturi de 800°C.

În acest scop, imediat după realizarea îmbinării sudate, aceasta este introdusă într-un cuptor de tratament termic, încălzit la o temperatură de (840±10)°C, de unde urmează o răcire controlată, cu viteză redusă, conform ciclogramei prezentate în figura 5.3.

În urma acestuia se produc o serie de transformări fazice și structurale care au fost analizate în paragraful 5.1.

Măsurătorile de duritate realizate în lungul îmbinării sudate, în condiții similare cu cele din paragraful anterior, au condus la obținerea unui gradient de duritate prezentat în figura 6.9. Curba inferioară, în care se remarcă pe lângă valorile scăzute ale durității în ambele materiale (maximul atins fiind de circa 317HV0,1 în Z.I.T.-Rp3) și o uniformizare a durității în cele două materiale, diferența maximă de duritate fiind de numai 85 unități HV0,1.



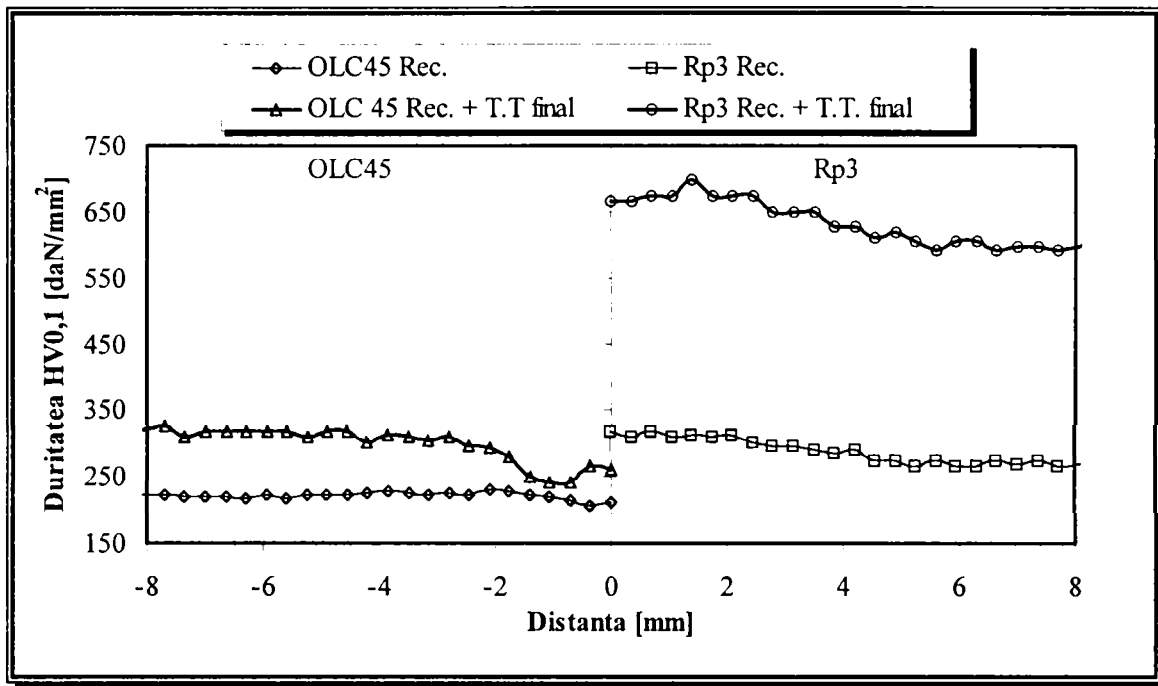


Figura 6.9 Gradientul de duritate în lungul îmbinărilor sudate OLC45-Rp3.

Variațiile reduse ale durității în lungul îmbinării evită apariția unui concentrator de tensiune, chiar în zona îmbinării și a Z.I.T.-Rp3. Totodată efectul cumulat de detensionare și de formare a unei structuri moi, permite prelucrarea fără dificultate a îmbinării obținute. Utilizând pentru prelucrarea acestei structuri diferite procedee de prelucrare prin așchiere, se conferă îmbinării geometria necesară sculei care se va executa în construcție sudată, fără apariția de fisuri sau chiar ruperi ale îmbinării.

Optimizarea procesului de sudare este evidentă dacă ne gândim că în lipsa acestui tratament termic îmbinarea sudată se rupe chiar în condițiile lipsei oricărei solicitări exterioare, iar după acest tratament termic ea poate fi chiar supusă unor prelucrări prin așchiere, fără a fi afectată.

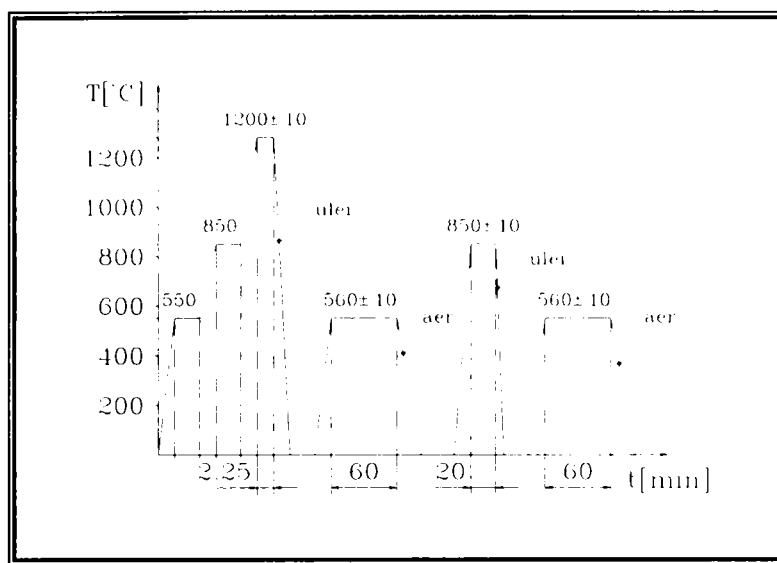
### 6.2.2. Călirea urmată de revenire

Tratamentul anterior de recoacere izotermă are un rol limitat, de a îmbunătăți sudabilitatea acestui cuplu de materiale, în special a oțelului rapid de scule și de a obține o îmbinare de calitate corespunzătoare, fără însă a obține caracteristici corespunzătoare de exploatare. În vederea obținerii acestor caracteristici, care să permită exploatarea în condiții de siguranță și de fiabilitate corespunzătoare a sculei realizate în construcție sudată, după realizarea geometriei, aceasta este supusă unui tratament termic final complex.

Acest tratament termic constă în parcurgerea mai multor etape de tratament termic aranjate într-o succesiune strictă tehnologică, și a cărei ciclogramă este prezentată în figura 6.10. Rolul acestei succesiuni este ridicarea caracteristicilor de rezistență mecanică și în special de duritate, simultan cu păstrarea unor valori corespunzătoare în ceea ce privește tenacitatea. Aceasta deoarece scula așchietoare realizată în construcție sudată va trebui să reziste foarte bine șocurilor și vibrațiilor care iau naștere în timpul așchierii.

Acest tratament termic complex constă din următorii pași distincți.

- a. *Austenitizare în băi de săruri*, la o temperatură de  $(1280 \pm 10)^\circ\text{C}$ , timp de  $(8 \div 9)\text{s}/1\text{mm}$ , numai a porțiunii din oțel rapid, care va constitui partea activă a sculei, prin cufundarea într-o baie de săruri topite (SC960,  $T_f=960^\circ\text{C}$ ,  $T_u=1050 \div 1300^\circ\text{C}$ ), până la distanța  $d$  ( $d \approx 5\text{mm}$ ) față de

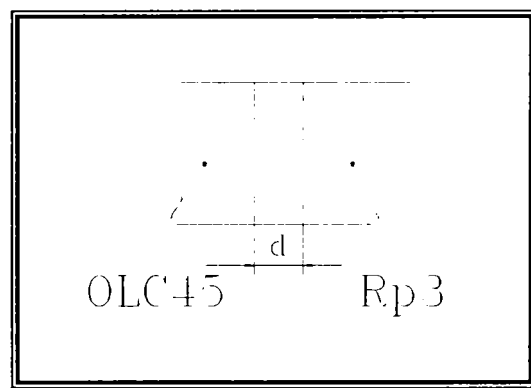


**Figura 6. 10** Ciclograma tratamentului termic final aplicat îmbinării OLC45-Rp3.

planul îmbinării (figura 6.11). Încălzirea pentru acest tratament termic se realizează prin intermediul a două trepte de preîncălzire: prima treaptă situată la temperatura de  $550^\circ\text{C}$ , iar cea de a doua la  $850^\circ\text{C}$ .

- b. *Revenirea integrală a îmbinării* la temperatura de  $(560 \pm 10)^\circ\text{C}$ , într-un cuptor cu băi de săruri (SC430,  $T_f=430^\circ\text{C}$ ,  $T_u=480 \div 750^\circ\text{C}$ ) timp de 60 minute, urmată de răcire în aer.

- c. *A doua austenitizare în băi de săruri* la temperatura de  $(850 \pm 10)^\circ\text{C}$ , realizată tot în băi de săruri (SC630,  $T_f=630^\circ\text{C}$ ,  $T_u=700 \div 950^\circ\text{C}$ ), de data aceasta numai a porțiunii din oțel carbon de calitate, care va constitui suportul sculei, timp de 20 minute, urmată de răcirea întregului semifabricat în ulei.



**Figura 6. 11** Schița pentru încălzirea părții din oțel Rp3, a sculei în varianta sudată prin frecare OLC45-Rp3.

- d. *Revenirea integrală a întregii scule* la temperatura de  $(560 \pm 10)^\circ\text{C}$ , cu o menținere de 60 minute, în condiții identice cu cele de la punctul b, urmată de răcire în aer.

Alegerea băilor de săruri ca mediu de încălzire s-a făcut pentru a asigura o încălzire uniformă și rapidă a materialelor și în același timp pentru a proteja suprafața lor împotriva oxidării și a decarburării, cu precădere în ceea ce privește oțelul rapid.

În cazul în care partea sculei realizată din oțel rapid are geometrie mai complexă, cerută de scula care se dorește a fi realizată, răcirea de asemenea poate fi realizată într-o baie de săruri reglată la  $500^\circ\text{C}$ , timpul de menținere în baia de săruri fiind egal cu cel de menținere la temperatura de încălzire, după care răcirea se continuă în aer (călire în trepte).

Introducerea sculei sudate până la circa 5mm de planul îmbinării (conform schiței din figura 6.11) în baia de săruri are scopul de a reduce la minimum difuzia căldurii în porțiunea din oțelul carbon de calitate și concentrarea ei în zona din oțel rapid, bazându-se pe conductivitatea termică mai scăzută a oțelului rapid.

Analizând rezultatele măsurătorilor de microduritate se poate observa că efectul tratamentului termic final se materializează prin ridicarea valorilor durezzații la peste 600HV0,1 în partea din oțel rapid, ceea ce conferă sculelor obținute o durabilitate corespunzătoare, chiar în condițiile unor regimuri de așchiere mai dure. Vârful de duritate din întreaga sculă se atinge în zona Z.I.T.-Rp3 și are valori în jurul a 700HV0,1.

Totodată se observă și durificarea zonei suportului sculei din OLC45 la valori de circa 320HV0,1, suficiente pentru asigurarea îndeplinirii rolului său funcțional.

Prezența unui minim al durezzații în Z.I.T.-ul componentei din OLC45, în imediata vecinătate a planului îmbinării se datorește decarburării unei fâșii foarte înguste din acest material, fenomen scos în evidență și în capitolul anterior.

În concluzie, evoluția durezzații în aceste îmbinări confirmă încă o dată observațiile făcute în paragrafele capitolului anterior, formând un ansamblu coerent care explică toate procesele și fenomenele care s-au petrecut în îmbinare, atât pe parcursul procesului de sudare, cât și în timpul tratamentelor termice postsudare.

Ansamblul tratamentelor termice investigate în cazul acestui cuplu de materiale, a condus la obținerea unei soluții de optimizare a procesului de sudare, rezultatul fiind o tehnologie "completă", care pune la dispoziția tehnologilor sudori o modalitate de îmbunătățire radicală a sudabilității, conducând la obținerea unor îmbinări sudate imposibil de realizat fără aplicarea sa.

### 6.2.3 Călirea pentru punere în soluție

Așa după cum am mai amintit, alegerea acestui cuplu de materiale permite obținerea unor componente cu rezistență foarte ridicată în mediile cu cloruri, conferită de către oțelul inoxidabil austenitic și care în același timp se bucură de rezistență mai ridicată la coroziune tenso-fisurantă combinată cu prețuri de cost mai reduse conferită de componenta din oțel inoxidabil feritic.

Combinarea celor două tipuri de oțeluri într-o piesă sudată permite ridicarea nivelului calitativ al produselor obținute, dar datorită diferențelor de compoziție chimică și de proprietăți termo-fizice poate conduce la apariția unor probleme legate de fenomenele din timpul procesului de sudare cât și de posibilitățile de obținere a unor proprietăți de exploatare corespunzătoare.

Necesitatea studierii acestor fenomene care se manifestă în aceste îmbinări este evidentă în momentul în care majoritatea aplicațiilor care urmăresc înlocuirea oțelurilor inoxidabile austenitice cu cele feritice constau din diverse ansamble și subansamble care sunt exploatate la temperaturi ridicate, perioade lungi de timp, în medii agresive. Datorită acestor condiții, în decursul exploatării lor, atât materialul de bază cât și materialul din zona îmbinării sau din cea influențată termic suferă transformări. Cunoașterea acestora este foarte importantă deoarece permite evaluarea comportării în timp a acestor subansamble și eşalonarea în planul de reparații a intervențiilor menite a menține întreg sistemul în condiții sigure de exploatare și la parametrii optimi de utilizare. Totodată, aceste cunoștințe permit

exploatarea mai eficientă și mai economicoasă a acestora, evitând reparațiile și înlocuirile pripite.

Oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180 fiind unul stabilizat cu titan (în compoziția sa chimică existând o cantitate de  $Ti = \min. 5 \times \%C$ ) are o comportare deosebită la sudare, caracterizată în principal prin fenomene de dizolvare-precipitare de carburi și faze intermetalice, care conduc la promovarea unor fenomene de coroziune și fragilizare structurală.

Deoarece solubilitatea carbonului în austenită este, la temperatura ambiantă, de numai 0,006%, odată cu creșterea cantității de carbon peste această limită sunt create condițiile favorabile precipitării carburilor de crom, în principal a celor de tipul  $M_{23}C_6$  și mai rar a celor de tipul  $M_7C_3$  și  $M_6C$ , cu conținuturi de carbon cuprinse între 42% și 65%. Fenomenul de precipitare al carburilor este un proces dependent de temperatură și de timp, care la temperaturi scăzute este dirijat de difuzia carbonului, iar la temperaturi ridicate este dirijat de creșterea solubilității carbonului în masa de bază (figura 6.12). Astfel se explică faptul că domeniul de dezagregare este mai restrâns comparativ cu domeniul de precipitare al carburilor  $M_{23}C_6$ . Precipitarea acestor carburi are loc cu precădere pe limitele grăunților cristalini, ceea ce favorizează apariția fenomenului de coroziune intercrystalină simultan cu înrăutățirea caracteristicilor mecanice.

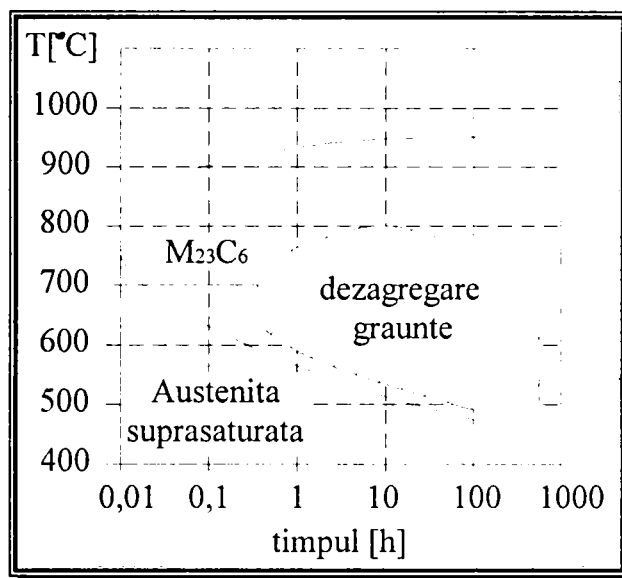


Figura 6. 12 Diagrama T.T.P pentru oțelul 10TiNiCr180

Deoarece carburile formate conțin de 2÷3 ori mai mult crom decât metalul de bază, zonele învecinate vor fi sărăcite puternic în acest element, iar când concentrația acestora va coborî sub 12%Cr, pierzându-se proprietățile de pasivare necesare unei rezistențe la coroziune corespunzătoare, vor fi create condițiile apariției fenomenului de coroziune. Prin urmare, zonele învecinate limitelor dintre grăunți vor fi supuse atacului mediului agresiv, și având o rezistență diminuată la coroziune vor fi treptat corodate. Fenomenul se produce cu atât mai intens cu cât precipitarea carburilor este extinsă pe o porțiune mai mare din limitele dintre grăunți. Progresarea coroziunii de-a lungul limitelor dintre grăunți, numită și *coroziune intercrystalină*, produce dislocarea grăunților sau așa numitul fenomen de "dezagregare a grăunților".

Refacerea concentrației inițiale în crom a acestor zone este posibilă numai prin difuzia acestui element din masa de bază, spre zonele limitrofe carburilor. Deoarece coeficientul de difuzie al cromului în fier este cu mult mai mic decât cel al carbonului, egalizarea concentrației în crom a zonelor sărăcite este posibilă numai la temperaturi mult mai ridicate decât cele la care are loc precipitarea carburilor  $M_{23}C_6$ .

Introducerea unor elemente de aliere cu o afinitate mai mare față de carbon, comparativ cu cromul, cum ar fi în cazul acestui oțel titanul, poate diminua intensitatea fenomenului de precipitare al carburilor pe limita grăunților cristalini. Carburile formate de acest element

chimic leagă o mare parte din carbonul disponibil, solubilitatea sa în austenită fiind deplasată sensibil spre temperaturi mai ridicate, astfel încât fenomenele de formare și precipitare a carburilor de crom, precum și de dezagregare a cristalelor, sunt mult diminuate. Prin urmare, rezistența la coroziune intercrystalină a acestor oțeluri este mult îmbunătățită.

Deoarece carburile de titan formate au stabilitate foarte ridicată chiar la temperaturi ridicate, efectul acestui element de aliere este similar cu cel al diminuării cantității de carbon din compoziția chimică a oțelului.

Un alt fenomen foarte întâlnit la oțelurile inoxidabile austenitice stabilizate este *coroziunea în lamă de cuțit*. Aceasta apare deoarece, în cazul în care timpul sudării se atinge temperaturi de peste 1300°C, sunt create condiții favorabile dizolvării inclusiv a carburilor de titan (și/sau de niobiu) în soluția de austenită. În porțiunile foarte înguste în care sunt create condiții favorabile acestui proces, în cursul răcirii rapide este frânată precipitarea carburilor, obținându-se la temperatura ambiantă o structură de austenită suprasaturată. La o eventuală încălzire la temperaturi de 550÷650°C carburile de tipul  $M_{23}C_6$  precipită (inclusiv cele de crom), diminuând în aceste zone foarte înguste conținutul în crom la valori inferioare celor care asigură pasivarea structurii. Corodarea intercrystalină a acestei zone înguste poartă numele de coroziune în lamă de cuțit.

În ceea ce privește oțelul inoxidabil feritic 10Cr130, difuzia carbonului este mult mai ușoară într-o matrice feritică în schimb, solubilitatea sa aici este mai mică decât în austenită. Ambele fenomene ușurează precipitarea carburii  $M_{23}C_6$  în masa de bază feritică, durata de separare a acestor faze fiind extrem de scurtă (figura 6.13). Ca urmare a solubilității scăzute a carbonului, domeniul de precipitare va fi deplasat spre temperaturi mai ridicate, dar atât durata de precipitare a carburii cât și cea de dezagregare a grăuntelui sunt mult mai reduse (comparativ cu oțelul austenitic).

Dacă una dintre soluțiile creșterii rezistenței la coroziune intercrystalină a oțelului inoxidabil austenitic este aplicarea unui tratament termic de călire pentru punere în soluție, care ar crea condiții favorabile dizolvării carburilor de crom în matricea de bază și creșterea astfel a concentrației de crom dizolvat în masa austenitică, în cazul oțelului inoxidabil feritic acest tratament conduce la obținerea unor efecte contrarii, crescând sensibilitatea la coroziune intercrystaline. Aceasta deoarece precipitarea carburilor petrecându-se la temperaturi mai joase și la durate mai scurte, chiar în condițiile unei căliri pentru punere în soluție este posibilă separarea lor. De exemplu, dacă pentru un oțel inoxidabil austenitic fenomenul de dezagregare are loc la 400°C după circa 100.000h de exploatare, în aceleași condiții, pentru un oțel inoxidabil feritic același fenomen se petrece după circa 30 minute. Ca urmare a sărăcirii în crom, oțelul inoxidabil feritic având în medie doar 12%Cr se va coroda pe întreaga suprafață, rezistând foarte puțin la atacul coroziv și nemanifestându-se fenomenul de dezagregare a grăuntelui.

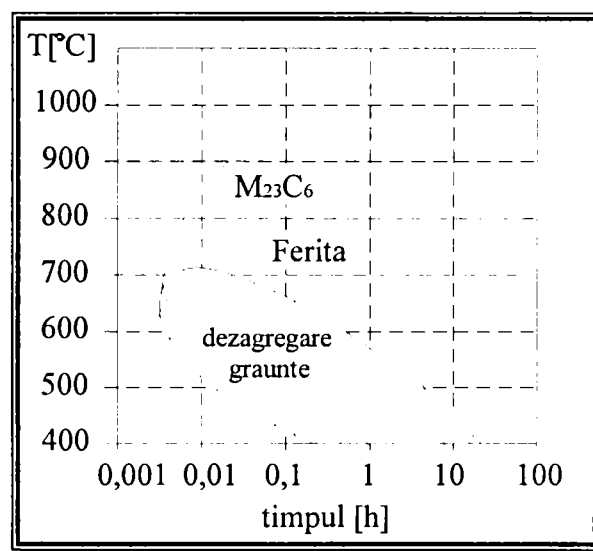


Figura 6. 13 Diagrama T.T.P. a oțelului 10Cr130

A-li... în soluție (conform ciclogramei din figura 6.14) ar conduce la omogenizarea structurii ambelor oțeluri, ceea ce ar avea efecte benefice asupra oțelului inoxidabil austenitic, ridicând rezistența acestuia atât la coroziune intercrystalină cât și la cea în lamă de cuțit. În același timp, asupra oțelului inoxidabil feritic efectele sunt contrare. Prin urmare, este foarte importantă studierea efectelor acestui tratament termic asupra îmbinării sudate 10Cr130-10TiNiCr180, deoarece proprietățile îmbinării vor depinde în măsură hotărâtoare de structura obținută în îmbinare după sudare și tratament termic post sudare.

Ca urmare a plasticității ridicate a oțelului inoxidabil austenitic, sudabilitatea acestui cuplu de materiale este bună, obținându-se îmbinări sudate corespunzătoare folosind o gamă destul de largă de combinații ale valorilor parametrilor tehnologici principali.

Analiza rezultatelor măsurătorilor de microduritate, prezentate în graficul din figura 6.15, realizate pe eșantioane metalografice prelevate din îmbinările obținute, în aceleași condiții ca cele din paragrafele anterioare, ne-au permis câteva observații.

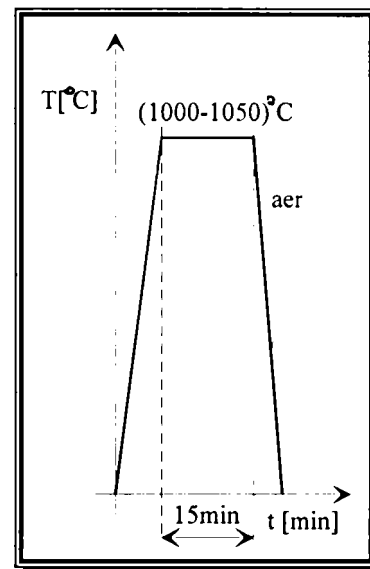


Figura 6. 14 Ciclograma tratamentului termic de călire pentru punere în soluție

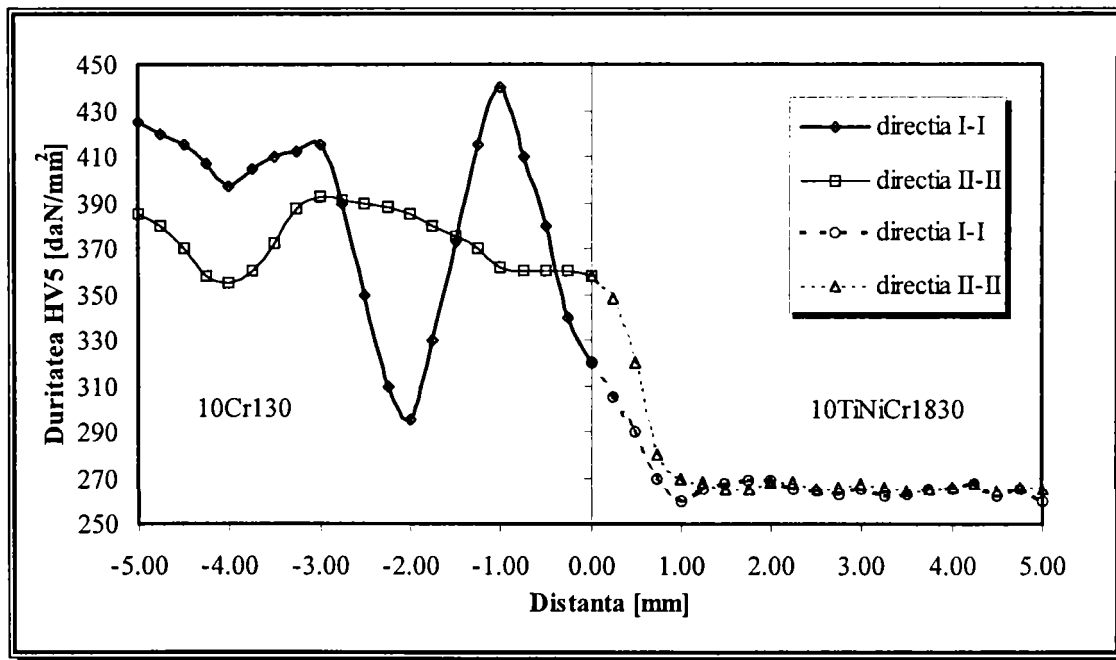


Figura 6. 15 Curba gradient de duritate în lungul îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 în stare sudată brută

1. În stare brută sudată, fără tratamente termice post sudare, în componenta din oțel inoxidabil feritic, se manifestă o ușoară durificare a zonei limitrofe a axei îmbinării, secundată de un fenomen de înmuiere prin revenire, sesizabil doar într-o porțiunea foarte îngustă a suprafeței probelor, localizat la o distanță de circa 2mm de la planul îmbinării.

2. În componenta din oțel inoxidabil austenitic nu se produc transformări fazice, dar ca urmare a presiunilor ridicate din timpul procesului de sudare, ia naștere o zonă ecruisată mecanic a cărei lățime este de circa 0,8mm.
3. Ca urmare a vitezelor de răcire superioare în straturile marginale de material, în componenta din oțel inoxidabil feritic, duritățile ating aici valori constant superioare celor din zonele centrale ale îmbinării, în medie cu circa 40daN/mm<sup>2</sup> HV5.

Transformările fazice și structurale care s-au petrecut în cele două componente, atât în zona îmbinării cât și în zona influențată termic au fost evidențiate în urma investigațiilor a căror rezultate s-au prezentat în capitolul anterior (figura 5.53...5.61).

Aplicarea unui tratament termic post sudare de călire pentru punere în soluție, conform ciclogramei din figura 6.13 produce o dizolvare a carburilor de crom în matricea austenitică, în cazul oțelului 10TiNiCr180 și precipitarea unei mari cantități de carburi în cazul oțelului 10Cr130.

Analizând rezultatele măsurătorile de microduritate realizate pe îmbinările sudate tratate termic post sudare prin călire pentru punere în soluție, prezentate în graficul din figura 6.16, se pot face câteva observații, care vor fi prezentate în continuare.

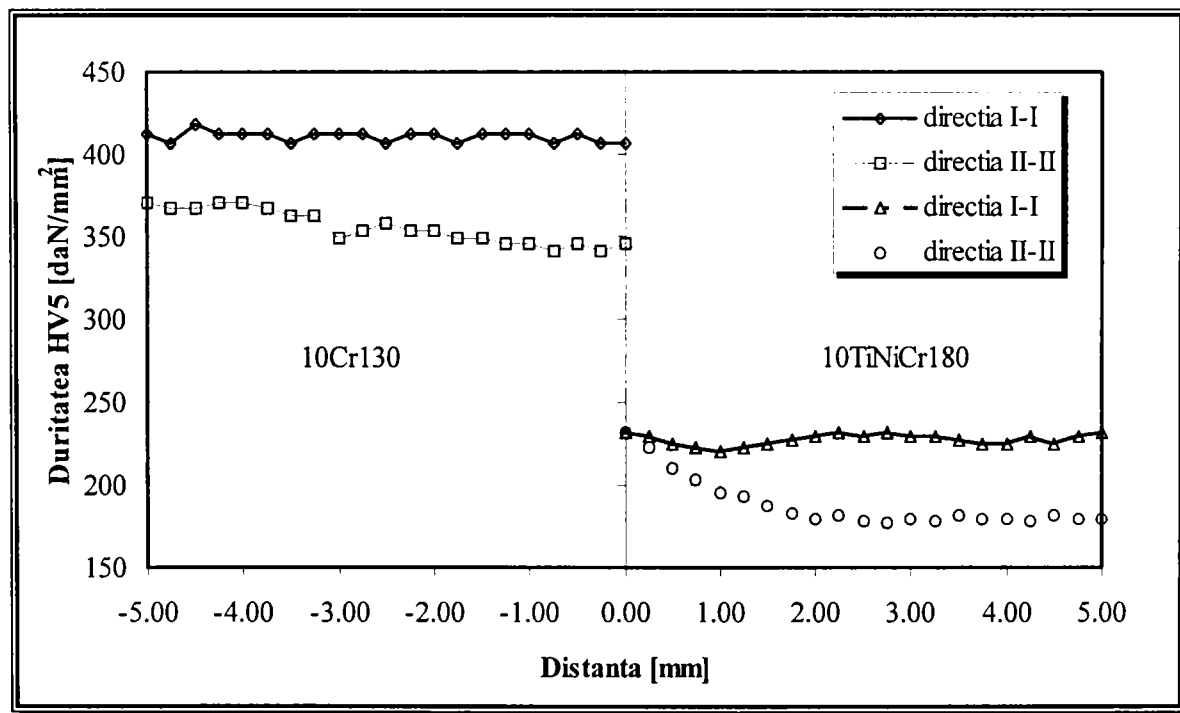


Figura 6. 16 Curba gradient de duritate în lungul îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180, tratată termic post sudare printr-o călire pentru punere în soluție

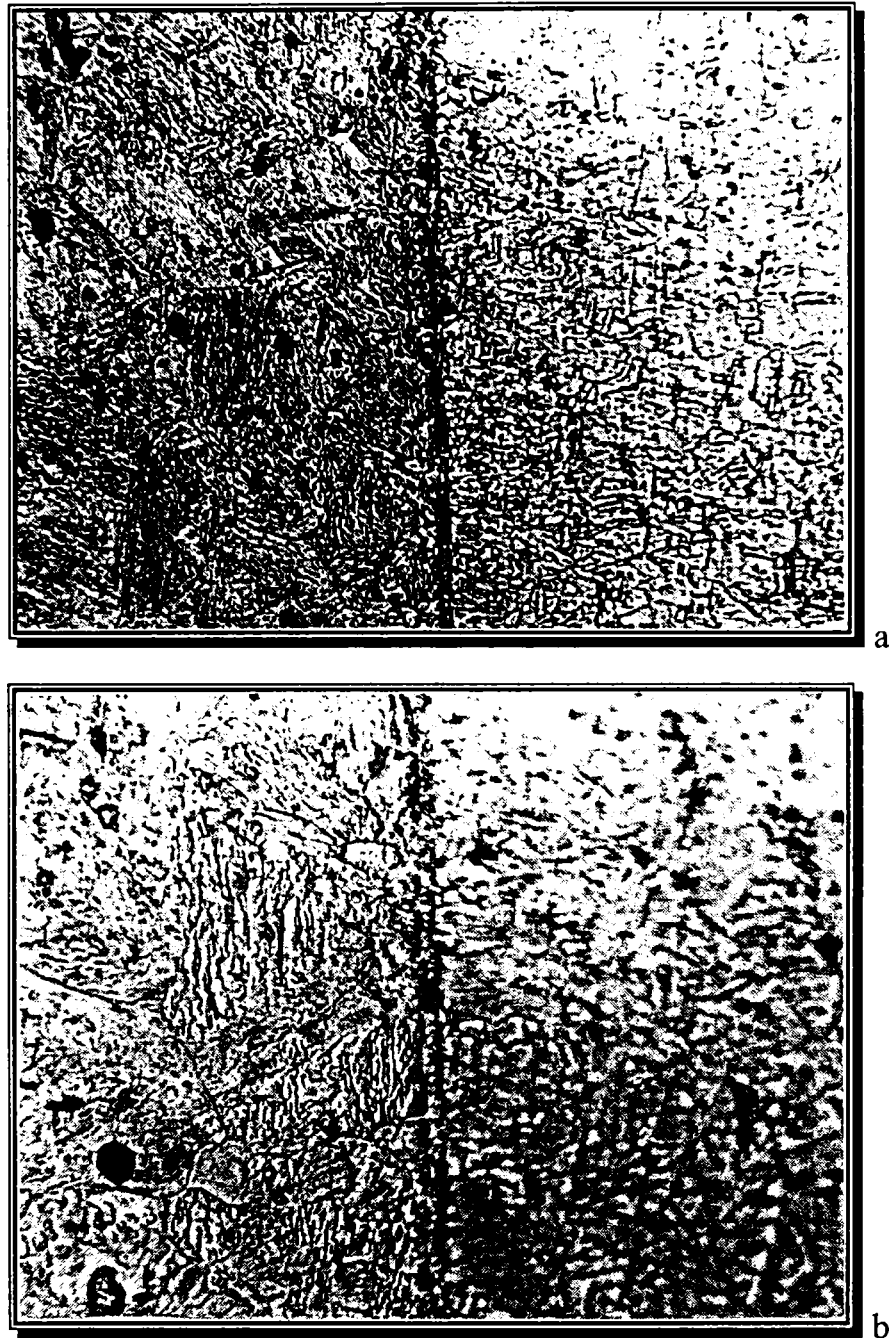
1. Acest tratament termic conduce la anularea fenomenelor de ecruisare mecanică și la omogenizarea structurii componentei din oțel inoxidabil austenitic, prin dizolvarea completă a carburilor în matricea austenitică. Rezultatul acestor procese este evidențiat de valorile foarte scăzute ale durității, circa 230daN/mm<sup>2</sup> HV5.

2. Uniformizarea structurii se produce și în oțelul inoxidabil feritic 10Cr130, fapt scos în evidență și de variația mult mai constantă a durezzații în acest material, comparativ cu starea brută sudată.
3. Tratamentul termic post sudare conduce, în cazul acestui oțel, la precipitarea carburilor în matricea de bază, fapt evidențiat de valorile ridicate ale durezzații în această componentă, care se păstrează constant în jurul valorii de circa  $400 \text{ daN/mm}^2$  HV5.
4. Trecerea de la un material la celălalt se realizează brusc, neexistând o zonă distinctă de trecere, care să se formeze ca urmare a fenomenelor de difuzie prin interfața îmbinării.
5. Se păstrează o diferență semnificativă între valorile de duritate din straturile superficiale și cele corespunzătoare miezului îmbinării, explicabilă prin vitezele de răcire superioare ale materialului din aceste zone, care determină păstrarea unui conținut mai ridicat de elemente de aliere în matricea de bază.
6. Se observă o creștere a durezzații în componenta din oțel inoxidabil austenitic, în imediata vecinătate a suprafeței de separație dintre cele două materiale, explicabilă prin eventuale fenomene de difuzie, însoțite de formarea unor compuși secundari, fenomene favorizate de vitezele de răcire mai reduse din această zonă.

Investigațiile microstructurale realizate asupra unor probe metalografice prelevate din aceste îmbinări ne-au permis să facem câteva observații, care vor fi prezentate în continuare. Totodată, aceste rezultate ne-au permis să clarificăm unele dintre fenomenele a căror consecințe au fost sesizate prin evoluțiile durezzații și care necesitau explicații mai amănunțite.

1. Într-o zonă îngustă din imediata vecinătate a planului îmbinării se produce un fenomen de difuzie a atomilor de carbon dinspre oțelul inoxidabil ferito-martensitic către oțelul inoxidabil austenitic (figura 6.17). Explicația acestui fenomen de deplasare a atomilor de carbon spre componenta din oțel 10Cr130, poate fi dată prin solubilitatea mai mare a carbonului în austenită, precum și prin prezența unei cantități relativ ridicate de titan în oțelul inoxidabil austenitic, care are o afinitate mult mai mare față de carbon, comparativ cu cromul. Totodată nu trebuie neglijată nici concentrația mai mare în crom a acestui din urmă oțel.
2. Reducerea conținutului de carbon în componenta din oțel 10Cr130 este însoțită de formarea unei structuri pur feritice a materialului din zona de difuzie. Simultan cu formarea acestei structuri se produce și recristalizarea grăunților de ferită, în zonă formându-se o structură grosolană. Dimensiunea grăunților este cu atât mai mare cu cât temperatura este mai ridicată și durata de menținere mai îndelungată.
3. Analizând cele două materiale de bază se observă formarea unei structuri complet austentice fără precipitări de carburi pe limitele dintre grăunți, în componenta din oțel 10TiNiCr180, iar în cea din oțel 10Cr130 o structură de martensită aciculară, cu precipitări limitate de carburi (figura 6.18).



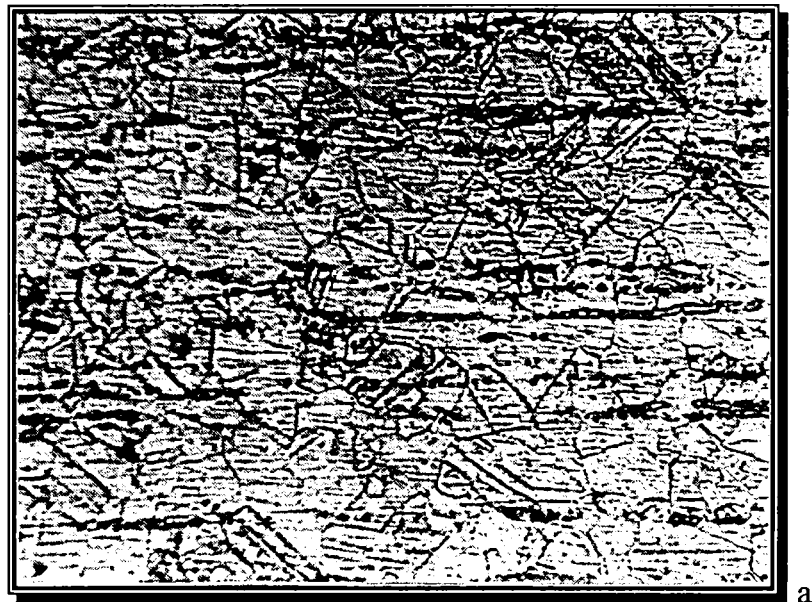


**Figura 6. 17** Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer): a - M.O. ×500; b - M.O. ×1000

Prin urmare tratamentul termic post sudare constând într-o călire pentru punere realizează o omogenizare fazică și structurală a componentei din oțel inoxidabil austenitic, ridicând caracteristicile de rezistență la coroziune a componentei din acest oțel. În același timp componenta din oțel inoxidabil feritic a suferit transformarea martensitică, structura astfel obținută asigurând caracteristicile cele mai bune de rezistență la coroziune. Probleme deosebite pot apărea ca urmare a creșterii temperaturii pe durata exploatării îmbinării sudate realizate.

În vederea studierii implicațiilor pe care le-ar avea ridicarea temperaturii pe durata exploatării am studiat efectul unui tratament termic de sensibilizare asupra îmbinărilor

eterogene realizate prin frecare între cuplurile de oțeluri inoxidabile 10Cr130-10TiNiCr180.



a



b



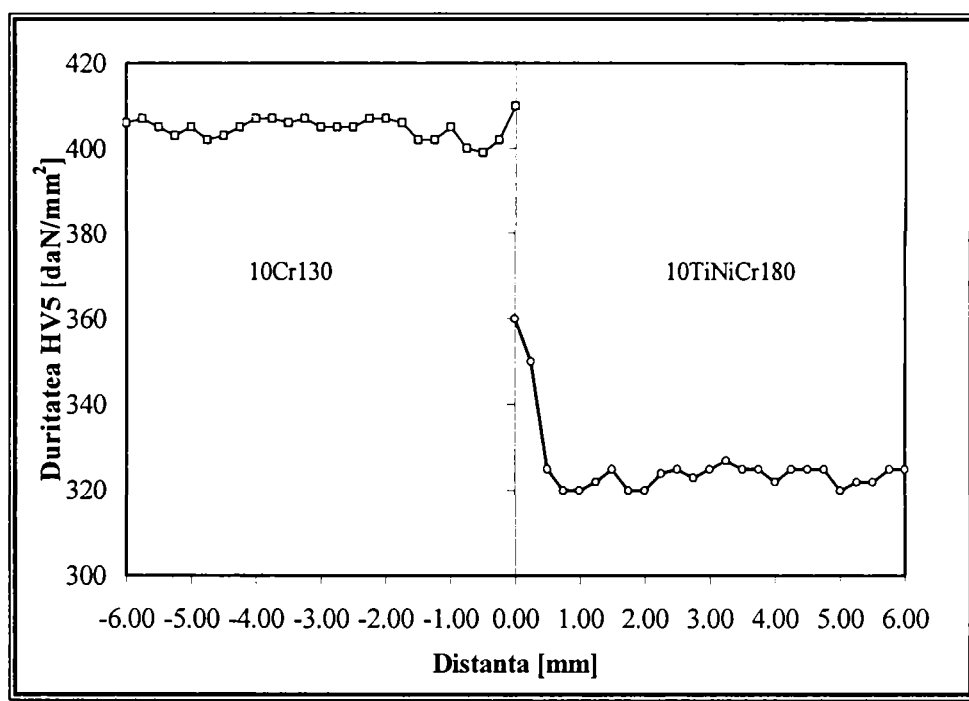
c

**Figura 6. 18** Îmbinare 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer): a - M.B.-10TiNiCr180 M.O. ×500; b - M.B-10Cr130 M.O. ×500; c - M.B.-10Cr130 M.O. ×1000

#### 6.2.4 Recoacerea pentru sensibilizare

Rezistența la coroziune în diverse medii de lucru este definită în general prin pierderea de masă a componentei realizate, în urma exploatării un anumit interval de timp într-un mediu coroziv. În general pierderea de masă este determinată de sărăcirea în crom, ca urmare a precipitării carburilor  $M_{23}C_6$ , fenomen care se poate produce în cazul unei răcirii cu viteză redusă, în cazul oțelului 10TiNiCr180, respectiv chiar în condițiile unei răcirii în aer, în cazul oțelului 10Cr130.

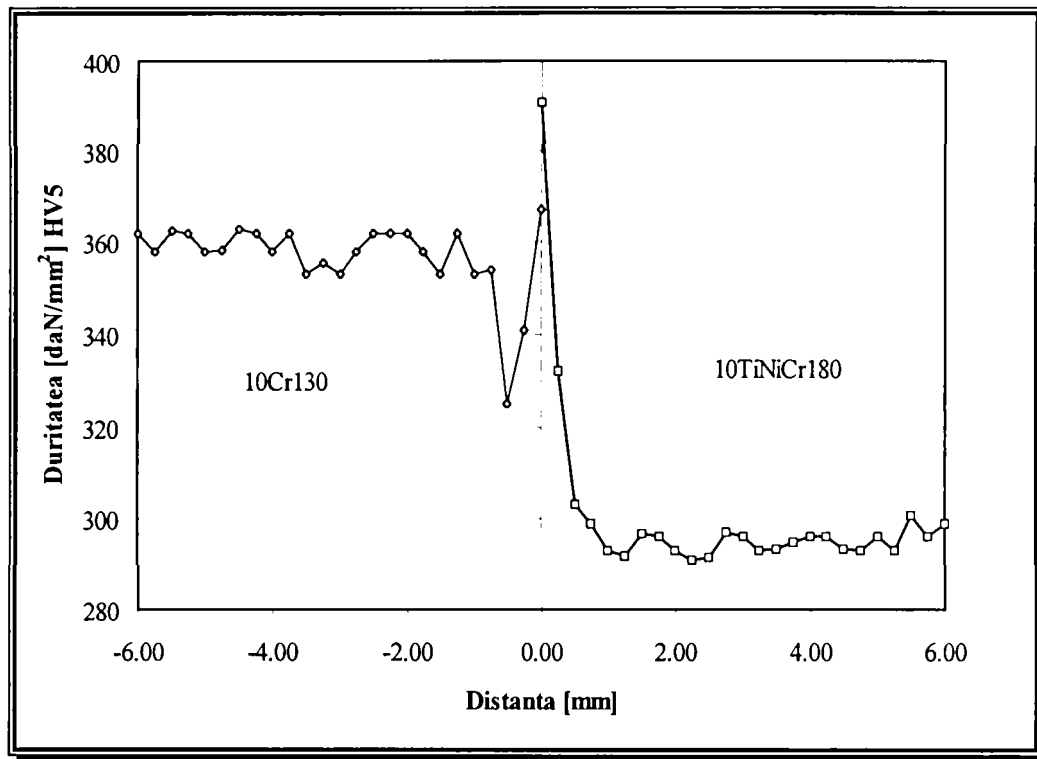
Pentru evaluarea efectelor temperaturii de exploatare asupra structurii specifice din zona unei îmbinări sudate prin frecare, am supus îmbinările realizate unor recoaceri de sensibilizare caracterizate prin temperaturi de menținere cuprinse între  $600^{\circ}\text{C}$  și  $800^{\circ}\text{C}$ , cu menținere între 10h și 100h.



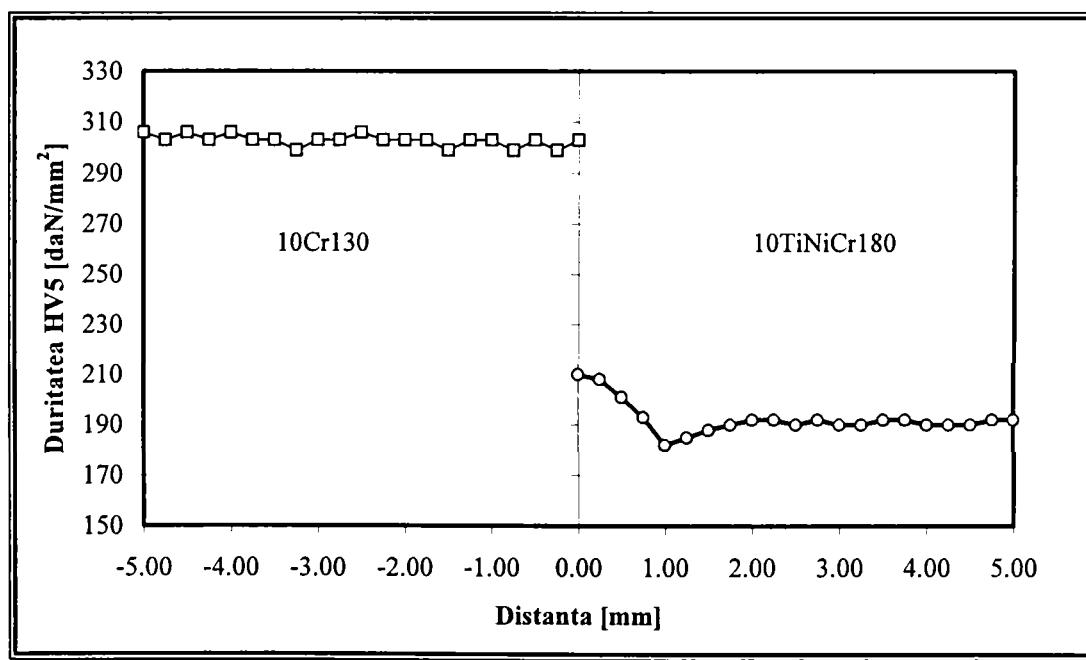
**Figura 6.19** Curbele gradient de duritate în lungul îmbinărilor sudate 10Cr130-10TiNiCr180 (sudate + călire pentru punere în soluție  $1050^{\circ}\text{C}/15\text{min}/\text{aer}$  + recoacere pentru sensibilizare  $600^{\circ}\text{C}/50\text{h}/\text{aer}$ )

Rezultatele măsurătorilor de duritate realizate în lungul îmbinărilor sudate și tratate termic post sudare, printr-o călire pentru punere în soluție urmată de o recoacere pentru sensibilizare, sunt prezentate în figura 6.19...6.23. Gradientul de duritate în lungul acestor îmbinări eterogene conduce la câteva observații, care vor fi prezentate în continuare.

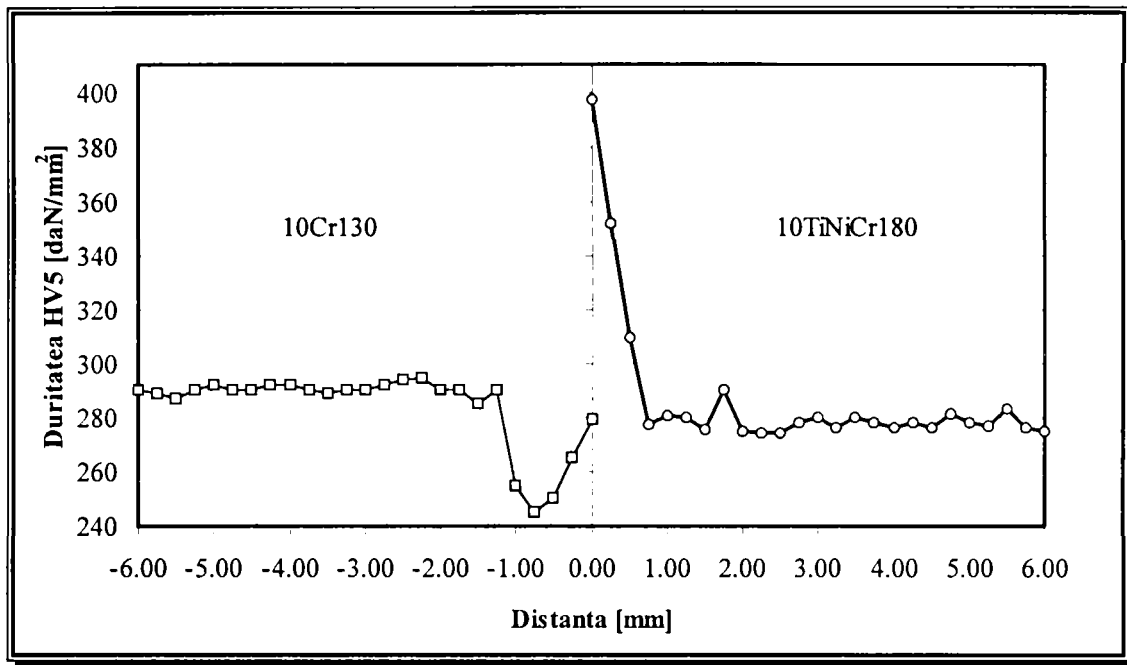
1. Temperaturile și duratele de sensibilizare se manifestă diferențiat, conducând, pe ansamblu, la scăderea semnificativă a gradientului de duritate dintre cele două materiale de bază.
2. Simultan cu aceste efecte, sensibilizarea conduce la înmuieri zonale ale oțelului ferito-martensitic localizate în porțiunea adiacentă axei îmbinării (figurile 6.19...6.23).
3. Totodată în oțelul inoxidabil austenitic se manifestă o ușoară durificare, localizată de asemenea în zona din imediata vecinătate a planului de separație a celor două componente.



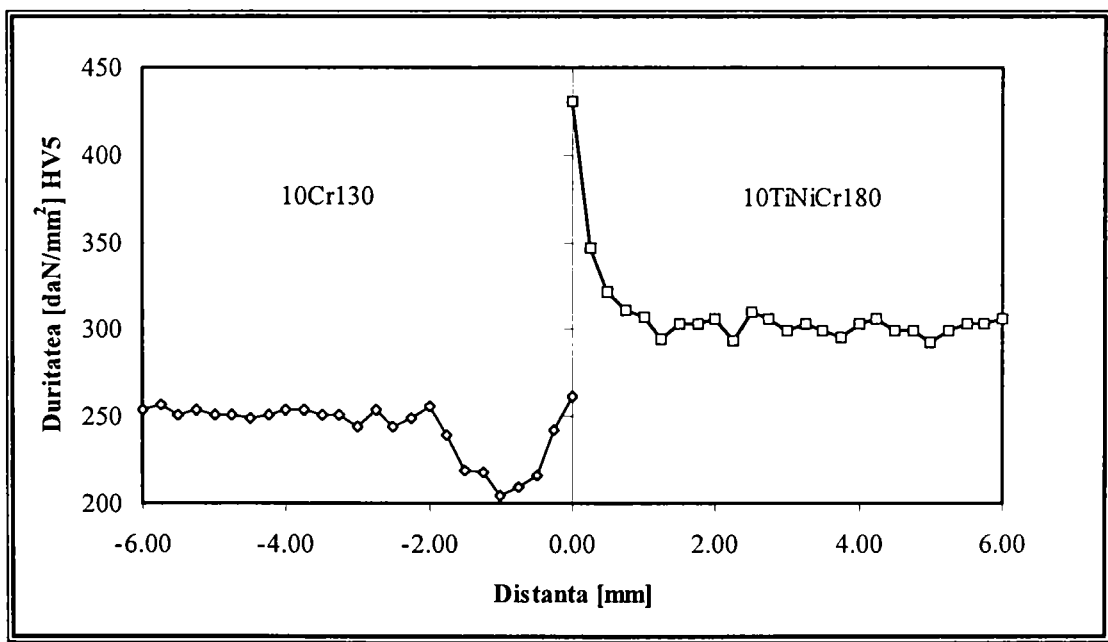
**Figura 6. 20** Curbele gradient de duritate în lungul îmbinărilor sudate 10Cr130-10TiNiCr180 (sudate + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 700°C/10h/aer)



**Figura 6. 21** Curbele gradient de duritate în lungul îmbinărilor sudate 10Cr130-10TiNiCr180 (sudate + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/10h/aer)



**Figura 6. 22** Curbele gradient de duritate în lungul îmbinărilor sudate 10Cr130-10TiNiCr180 (sudate + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/30h/aer)



**Figura 6. 23** Curbele gradient de duritate în lungul îmbinărilor sudate 10Cr130-10TiNiCr180 (sudate + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/100h/aer)

4. Duritatea componentei din oțel inoxidabil ferito-martensitic scade până la valori de circa  $250 \text{ daN/mm}^2$  HV5 corespunzătoare unei sensibilizări la  $800^\circ\text{C}/100\text{h/aer}$ .
5. Concomitent cu acest proces, componenta din oțel inoxidabil austenitic suferă o durificare la valori de circa  $300 \text{ daN/mm}^2$  HV5, corespunzător unei sensibilizări la  $800^\circ\text{C}/100\text{h/aer}$ .
6. Vârfurile de duritate atinse se situează în jurul valorii de  $410 \text{ daN/mm}^2$  HV5 pentru componenta din oțel 10Cr130 și respectiv  $425 \text{ daN/mm}^2$  HV5 pentru componenta din oțel 10TiNiCr180.

Toate aceste observații făcute pe epruvetele tratate termic post sudare printr-o călire pentru punere în soluție urmată de o recoacere pentru sensibilizare, la diferite temperaturi și durate de menținere, în vederea evidențierii intervalului critic de temperatură în care îmbinările sudate vor prezenta sensibilitate sporită la coroziune, în special intercrystalină, sunt într-o concordanță perfectă cu rezultatele investigațiilor microstructurale care sunt prezentate în continuare.

Pe parcursul recoacerii pentru sensibilizare, în componenta din oțel inoxidabil ferito-martensitic se produce descompunerea martensitei însoțită de precipitarea carburilor în succesiunea  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ . Ca urmare a creșterii cantității de carburi, simultan cu transformarea carburilor din carburi mai sărace în crom în tipuri mai bogate în acest element, scade concentrația acestuia în masa metalică. Aceste fenomene creează condiții favorabile apariției fenomenului de coroziune intercrystalină în componenta realizată din acest oțel.

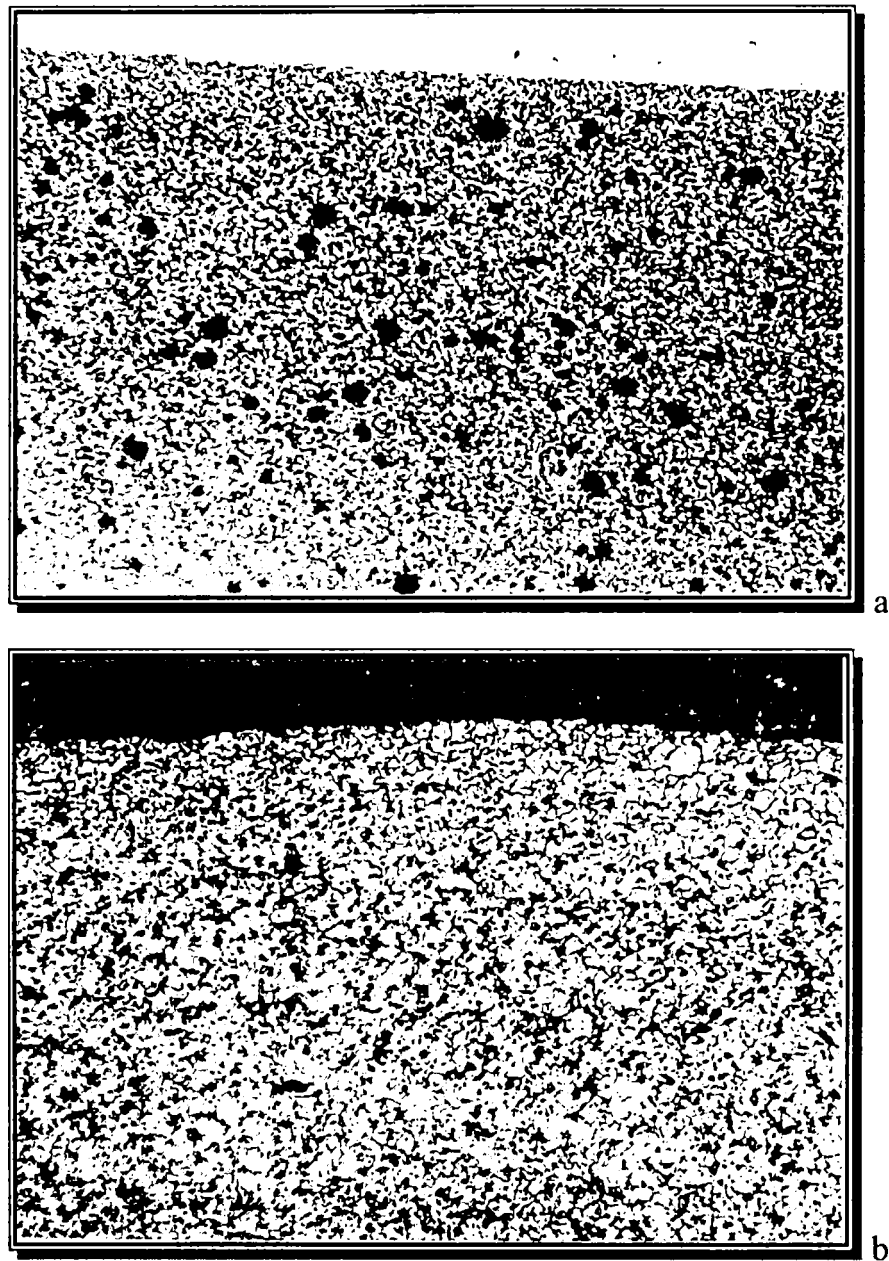
În ceea ce privește componenta din oțel inoxidabil austenitic, recoacerea conduce de asemenea la precipitarea carburilor de tipul  $M_{23}C_6$  pe marginea grăunților austenitici, ceea ce de asemenea conduce la scăderea concentrației în acest element de aliere pasivant. În final, acest proces conduce la scăderea rezistenței la coroziune intercrystalină, care poate fi însoțită în timp chiar de dezagregarea grăuntelui cristalin.

Simultan cu aceste procese, în oțelul inoxidabil austenitic mai apare un fenomen cu implicații deosebite asupra comportării acestuia în exploatare și anume "*precipitarea fazei  $\sigma$* ". Această fază este o combinație intermetalică cu rețea tetragonală, nemagnetică, dură ( $700 \div 800 \text{ daN/mm}^2$  HV) și foarte fragilă, care precipită în timpul recoacerilor de lungă durată la temperaturi cuprinse între  $600^\circ\text{C}$  și  $900^\circ\text{C}$ .

Precipitarea acestei faze care conține o concentrație foarte mare în crom (circa 48%Cr, pe lângă care mai pot apărea și Ti, Ni, Mn, Si) se manifestă la concentrații mai mari de 16%Cr și conduce la o durificare a oțelului, însoțită de o fragilizare puternică și o micșorarea corespunzătoare a rezistenței la coroziune. Prezența elementului stabilizator (Ti) vine să favorizeze precipitarea fazei  $\sigma$ , deoarece având o afinitate mai mare față de carbon formează carburi stabile, acționând indirect și asupra precipitării acestui compus.

Procesul de difuzie a carbonului din oțelul inoxidabil ferito-martensitic, peste planul de separare a celor două material, în oțelul inoxidabil austenitic, pus în evidență pe microstructurile eșantioanelor prelevate din îmbinările sudate tratate termic post sudare prin călire pentru punere în soluție, sunt amplificate prin recoacerea pentru sensibilizare.

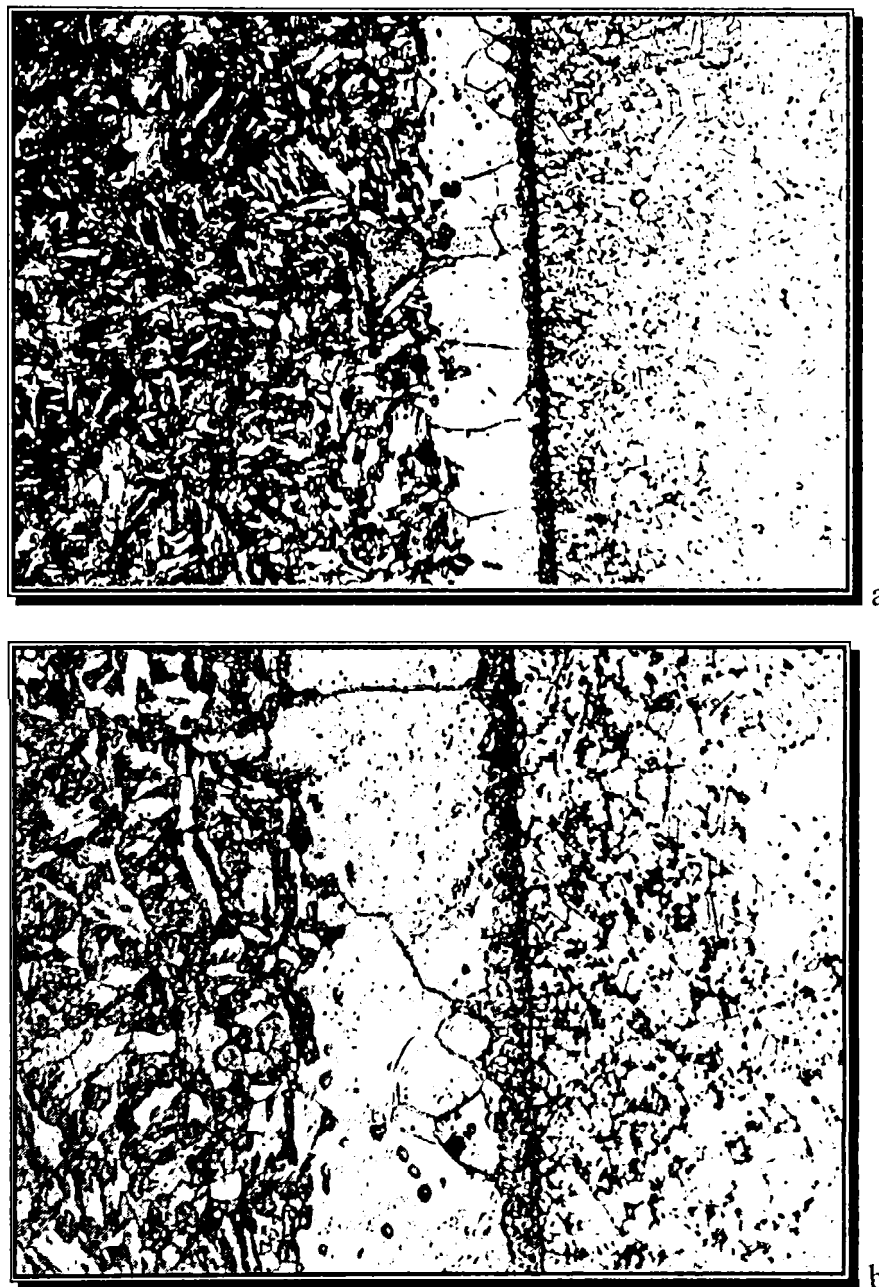
Lățimea zonelor săracite în carbon, respectiv îmbogățite în aceste element, din componenta din oțel inoxidabil austenitic, sunt cu atât mai mari cu cât temperatura de încălzire și durata de menținere la temperatura de recoacere sunt mai mari (figura 6.25, 6.27.a și 6.28).



**Figura 6. 24** Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 600°C/50h/aer):  
a - 10Cr130 M.O. ×500; b - 10TiNiCr180 M.O. ×500.

Reducerea conținutului de carbon în partea oțelului 10Cr130 este însoțită de formarea unei structuri pur feritice în zona de difuzie. Simultan cu formarea acestei structuri se produce și recristalizarea grăunților feritici și creșterea lor, zona devenind una cu o structură foarte grosolană (figura 6.25, 6.27.a și 6.28). Dimensiunea lor este cu atât mai mare cu cât temperatura este mai ridicată și durata de menținere la aceasta este mai îndelungată.

Totodată, analizând dimensiunea și forma grăunților din straturile limitrofe planului de separație a îmbinării se poate ușor remarca orientarea creșterii acestora preferențial pe o direcție perpendiculară pe suprafața planului de separație a îmbinării. Astfel, creșterea are loc chiar în lungul direcției în care se petrece transferul atomilor de carbon și în care este evacuată căldura (perpendicular pe izotermele câmpului termic de sudare).

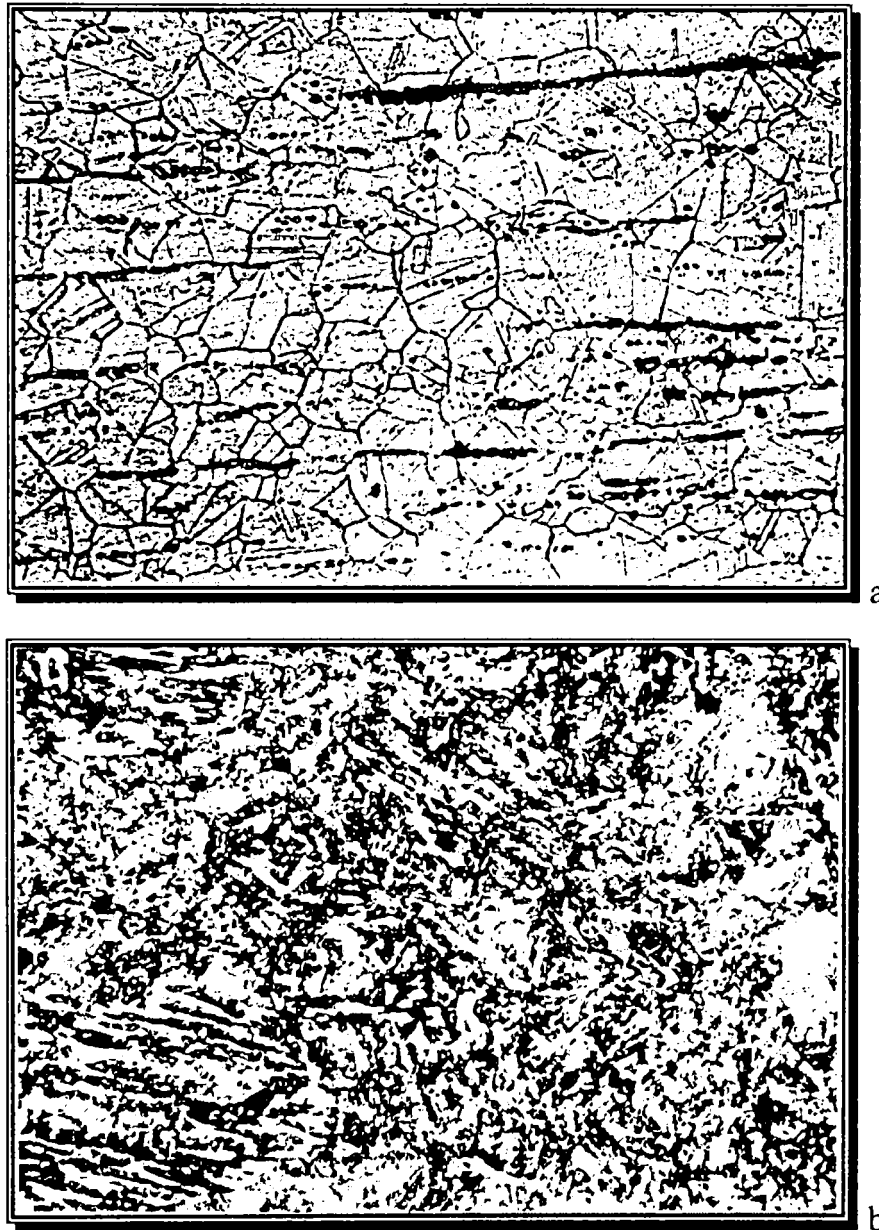


**Figura 6. 25** Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/10h/aer):  
a - M.O. ×250; b - M.O. ×500

La o analiză atentă se observă în interiorul grăunților feritici precipitarea unor faze intermetalice (figura 6.25 a și b; 6.27 a; 6.28 a și b).

Simultan cu sărăcirea în carbon a straturilor componente din oțel inoxidabil feritic limitrofe planului de separație, în straturile similare ale componente din oțel austenitic se produce o îmbogățire cu carbon. Datorită creșterii concentrației de carbon sunt create condiții favorabile precipitării unor carburi de crom pe limitele grăunților cristalini (figura 6.25, 6.27.a și 6.28).

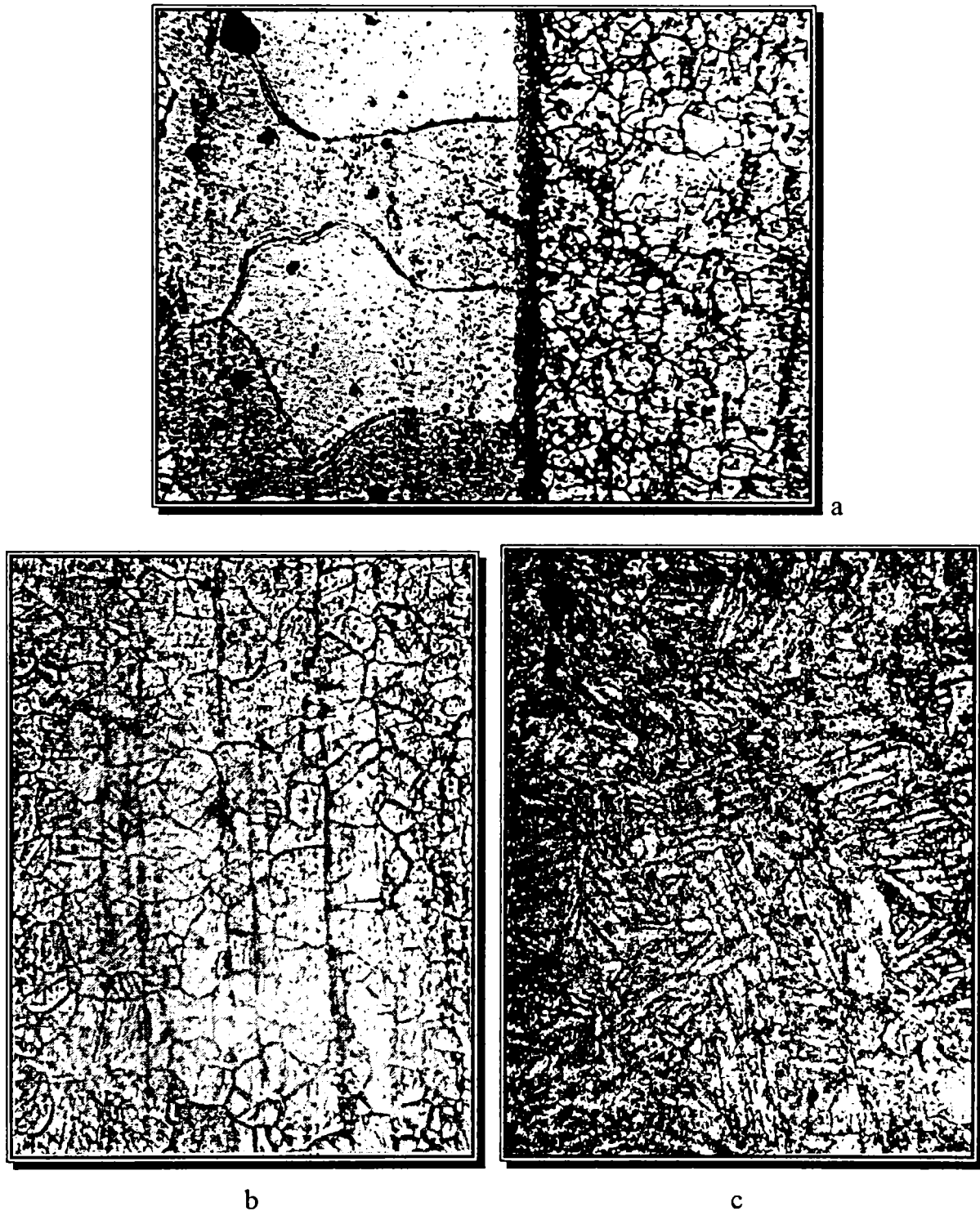




**Figura 6. 26** Îmbinarea 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/10h/aer):  
a - M.B.-10TiNiCr180 M.O. ×500; b - M.B.-10Cr130 M.O. ×500

Fenomenul de precipitare al acestor carburi are o extindere mai restrânsă (carburi mai puține și de dimensiuni mai mici) la temperaturi mai scăzute și durate de menținere mai scurte (figura 6.25). El însă ia amploare pe măsura creșterii temperaturii de recoacere și respectiv pe măsură ce durata de menținere la aceste temperaturi crește. Acest aspect este pus în evidență de mărirea dimensiunii carburilor formate pe marginea grăunților austenitici și creșterea numărului lor (figura 6.27.a și în special 6.28).

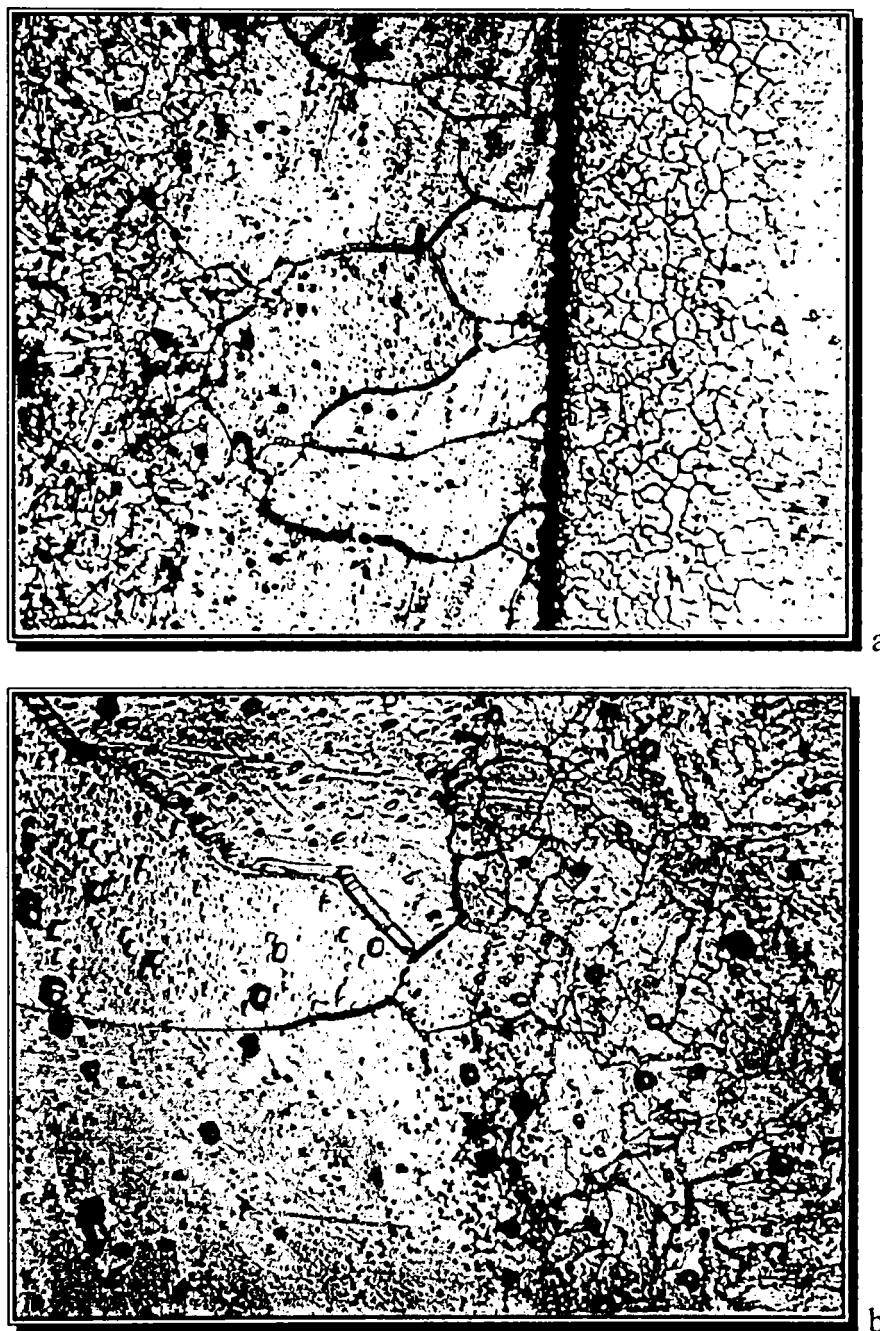
Ca urmare a formării acestor carburi, zona influențată termic a oțelului inoxidabil austenitic se fragilizează, fapt remarcat și din vârful de duritate din această zonă evidențiat în graficele din figurile 6.20, 6.21, 6.22 și 6.23.



**Figura 6. 27** Îmbinare 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/30h/aer):  
a - zona îmbinării M.O. ×500, b - M.B.-10TiNiCr180 M.O. ×500,  
c - M.B.-10Cr130 M.O. ×500

Aplicarea revenirii are ca efect asupra materialelor de bază, neafectate de ciclu termo-deformațional de sudare, declanșarea transformărilor specifice revenirii, respectiv formarea

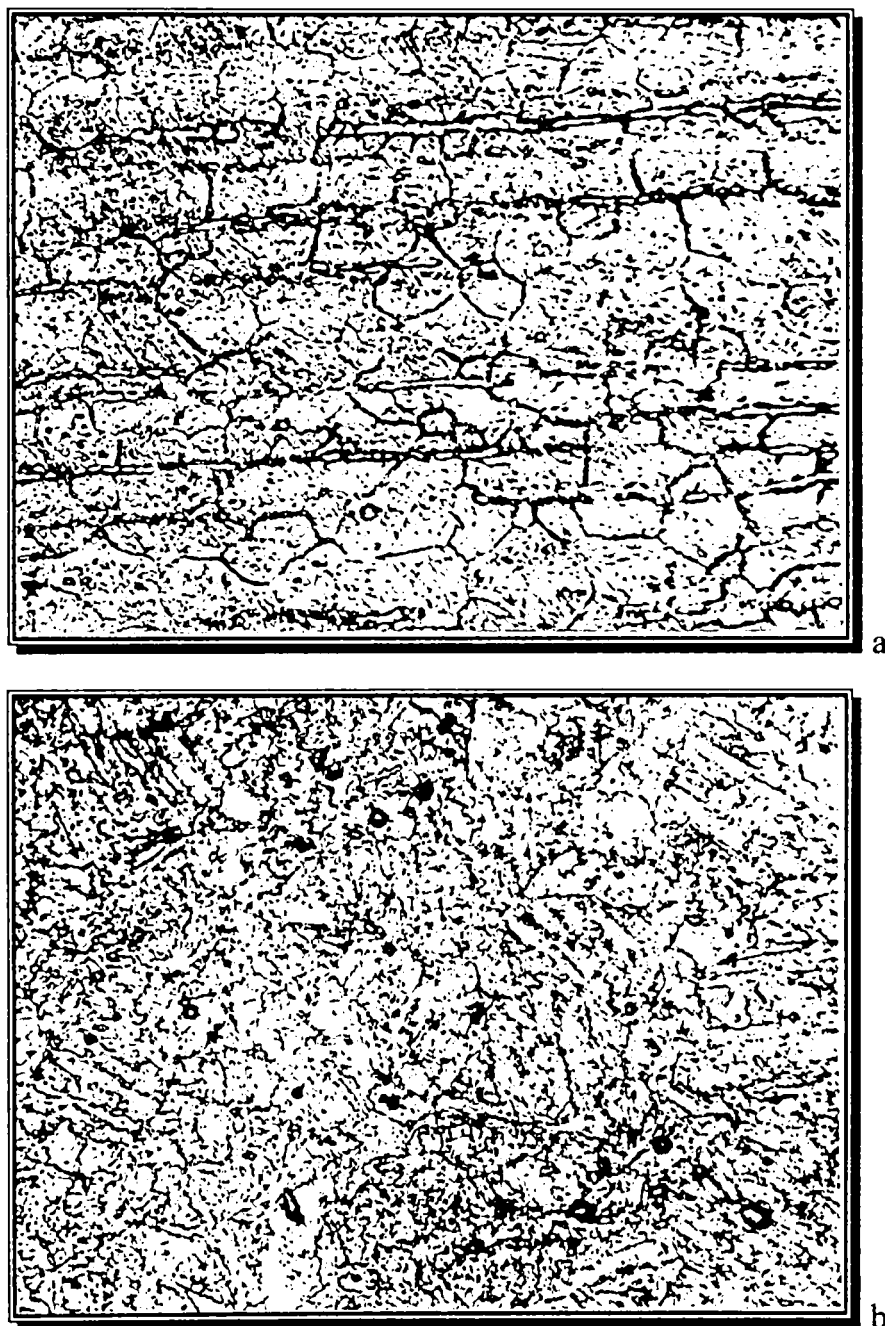
unei structuri martensitice de revenire în componenta din oțel 10Cr130 și a unei structuri austenitice cu precipitări de carburi în masa metalică a oțelului inoxidabil austenitic.



**Figura 6. 28** Zona îmbinării 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/100h/aer):  
a - M.O. ×250, b - M.O. ×1000

Explicațiile care stau la baza creșterii mult mai puternice a granulației în stratul decarburat, feritic, al componentei din oțel inoxidabil feritic, comparativ cu cealaltă componentă, sunt legate de tipul de rețea cristalină a feritei, respectiv a austenitei. Dacă în cazul feritei rețeaua cristalină este de tip cubică cu volum centrat (C.V.C.), în cazul austenitei este de tip cubică cu fețe centrate (C.F.C.). Deoarece gradul de compactitate al rețelei C.F.C este superior celui corespunzător rețelei C.V.C., mobilitatea atomilor în structura feritică este mai mare și deci în oțelul feritic creșterea grăunților este mai rapidă decât în oțelul austenitic.

Totodată, dacă în cazul oțelurilor austenitice creșterea grăunților se face simțită de la temperaturi de 900°C, în cazul celor feritice creșterea grăunților începe de la temperaturi de 600°C. Acest aspect este un motiv suplimentar pentru creșterea preferențială a grăunților în oțelul inoxidabil feritic în zona afectată termic.



**Figura 6. 29** Îmbinarea 10Cr130-10TiNiCr180 (sudare + călire pentru punere în soluție 1050°C/15min/aer + recoacere pentru sensibilizare 800°C/100h/aer):  
a - M.B.-10TiNiCr180 M.O. ×500, b - M.B.-10Cr130 M.O. ×500

Una dintre soluțiile atenuării acestui fenomen de creștere a granulației este adăugarea unor cantități reduse de Mo sau Ti care formează carburi sau carbonitruiri de tipul Mo(CN) respectiv Ti(CN). Acestea se depun pe marginea grăunților, frânând astfel creșterea lor într-un mod pur mecanic. Fenomenul de blocare a creșterii se manifestă chiar și la temperaturi ridicate deoarece aceste carburi nu se dizolvă decât la temperaturi foarte ridicate de peste 1050°C.

Avantajul obținerii și menținerii unei structuri cu granulație fină este evidențiat și prin intermediul relației Hall-Petch, care arată că pe măsură ce diametrul grăuntelui este mai mic limita de curgere și rezistența la rupere sunt mai mari.

Din acest punct de vedere, creșterea puternică a granulației în zona limitrofă planului de separație din oțelul feritic și formarea grăunților macroferitici evidențiați în figurile anterioare, ar trebui să conducă la scăderea dramatică a caracteristicilor de rezistență mecanică. Deoarece acești grăunți conțin o multitudine de subgrăunți, limitele acestora vor frâna sau chiar bloca deplasarea dislocațiilor marginale și a altor defecte de rețea, menținând caracteristicile de rezistență mecanică, care depind de mărimea subgrăunților, la valori corespunzătoare. Din păcate caracteristicile de tenacitate, care depind doar de dimensiunile macrogrăunților, vor scădea puternic, deoarece limitele dintre subgrăunți nu reușesc blocarea fisurilor în măsura în care blochează deplasarea dislocațiilor marginale.

Pe de altă parte, prezența carburilor în zona influențată termic pe care am constatat-o analizând imaginile anterioare, este urmare a faptului că solubilitatea carbonului este mult mai mică în ferită decât în austenită. Ca o consecință, la încălzire este stimulată deplasarea atomilor de carbon peste limita planului de separație, din oțelul 10Cr130 în componenta din oțel inoxidabil austenitic, chiar în condițiile în care diferența de concentrație a acestui element între cele două materiale este aproximativ inexistentă.

Prezența unei cantități mai mari de carbon în acest oțel permite cromului, care are o afinitate deosebită față de acesta, să formeze carburi dispuse integranular într-o zonă îngustă din vecinătatea planului de separație (figura 6.25.a și b, 6.27.a, respectiv 6.28 a și b). Simultan în zona sărăcită în carbon a oțelului 10Cr130 se formează o structură feritică, așa după cum am mai amintit.

Formarea carburilor de crom conduce însă la apariția a două fenomene neplăcute:

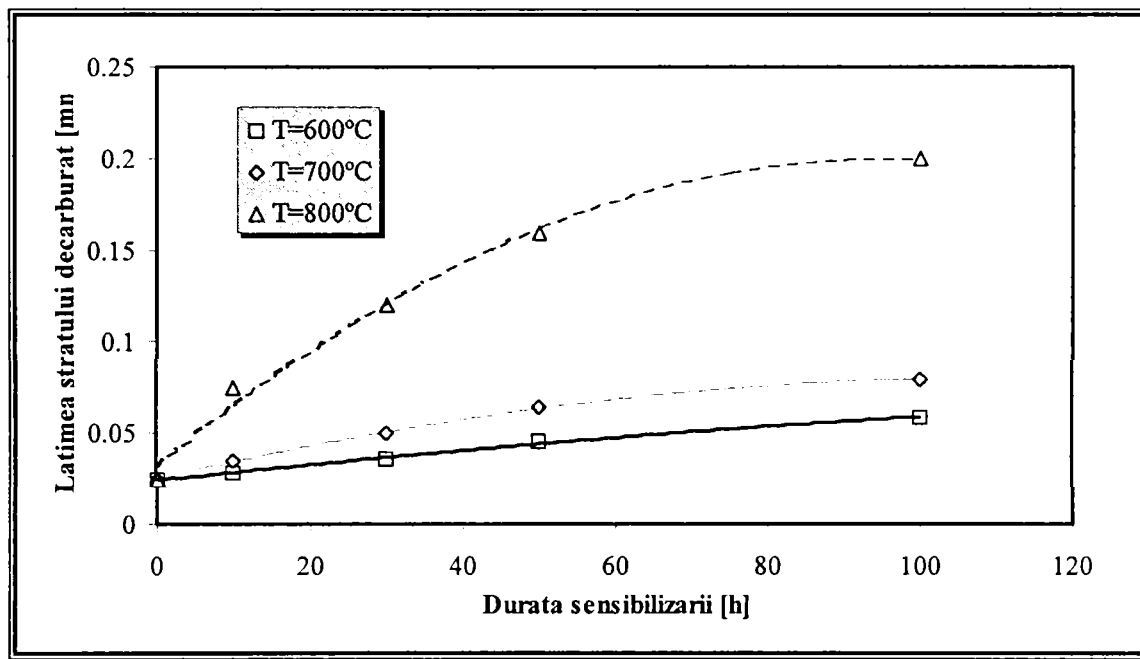
1. reducerea rezistenței la coroziune prin diminuarea cantității de crom liber sub valoarea limitei inferioare de 12%, care încă mai asigură formarea unei pelicule de oxid pe suprafața materialului.
2. fragilizarea zonei;

Primul efect este diminuat prin stabilizarea oțelului inoxidabil 10TiNiCr180 cu Ti (min. 5%). Acesta având afinitate mai mare față de carbon în comparație cu cromul va forma carburi, diminuând numărul de atomi de carbon care rămân disponibili pentru a lega atomi de crom. Lățimea zonei carburate remarcată în acest oțel are o extindere redusă, cuprinsă între 50μm și 200μm (funcție de temperatura și durata de recoacerii).

Prin urmare, menținerea în exploatare la temperaturi cuprinse între 600°C și 800°C a acestor îmbinări sudate produce importante modificări structurale care determină alterarea proprietăților de exploatare a îmbinării. La baza acestora stau coeficienții de difuzie diferiți ai cromului și ai carbonului în rețelele cristaline  $Fe_{\alpha}$  și respectiv  $Fe_{\gamma}$ . Creșterea, evidentă din imaginile microscopice obținute, a extinderii zonei de difuzie odată cu creșterea temperaturii și a duratei de exploatare la temperatură ridicată generează neomogenități ale compoziției chimice și ale structurii pe interfața celor două materiale, afectând negativ caracteristicile de rezistență mecanică, de plasticitate și rezistență la coroziune intercrystalină a îmbinărilor realizate.

Analiza difuziei carbonului pe interfața îmbinării cu ajutorul modelului matematic elaborat, pentru starea sudată, pentru starea sudată și supusă tratamentului de călire pentru punere în soluție și respectiv după ce au fost aplicate tratamente de recoacere pentru

sensibilizare la diferite temperaturi cuprinse între 600°C și 800°C, cu perioade de menținere între 10h și 100h, a pus în evidență formarea acelorași zone de difuzie cu lățimi cuprinse între 50μm și 200μm, care au fost observate și pe microstructurile din figurile anterioare. Apropierea rezultatelor a confirmat încă o dată calitatea ridicată a modelului matematic realizat.



**Figura 6.30** Variația lățimii stratului de difuzie a carbonului funcție de durata sensibilizării

Prelucrarea rezultatelor obținute ne-a permis trasarea următoarelor grafice care reprezintă variația lățimii stratului de difuzie în cazul acestui cuplu de materiale, funcție de durata și temperatura recoacerii pentru sensibilizare. Considerând temperatura de sensibilizare ca parametru (figura 6.30) se poate observa o creștere puternică a lățimii stratului de difuzie odată cu creșterea duratei de menținere, în special la temperaturi de peste 700°C.

Se poate remarca astfel că la temperaturi de 600°C - 700°C, stratul de difuzie crește lent odată cu durata menținerii, lățimea sa fiind semnificativă la durata de menținere de peste 50h.

În cazul menținerii la temperaturi de 800°C, grosimea stratului de difuzie crește rapid cu durata de menținere, ajungând la 100μm după numai 20h.

În cazul alegerii ca parametru a timpului de menținere la temperatura de sensibilizare se poate observa o creștere a grosimii stratului de difuzie a carbonului pe măsura creșterii temperaturii de sensibilizare. Creșterea este cu atât mai puternică și mai rapidă cu cât temperatura este mai ridicată.

Se poate astfel concluziona că efectul difuziei este limitat la temperaturi de sensibilizare de 600÷700°C, creșterea duratei de menținere având efect limitat (creșterea de 10 ori, de la 10h la 100h, la 600°C, conducând doar la dublarea lățimii zonei de difuzie). Spre deosebire de acest aspect, în condițiile unei mențineri la 800°C, lățimea zonei de difuzie crește semnificativ (se remarcă o triplare efectului difuziei în condițiile de mai sus). Prin urmare este periculoasă utilizarea îmbinărilor realizate la temperaturi de serviciu de circa 800°C, pe durate mai lungi de 30...50h.

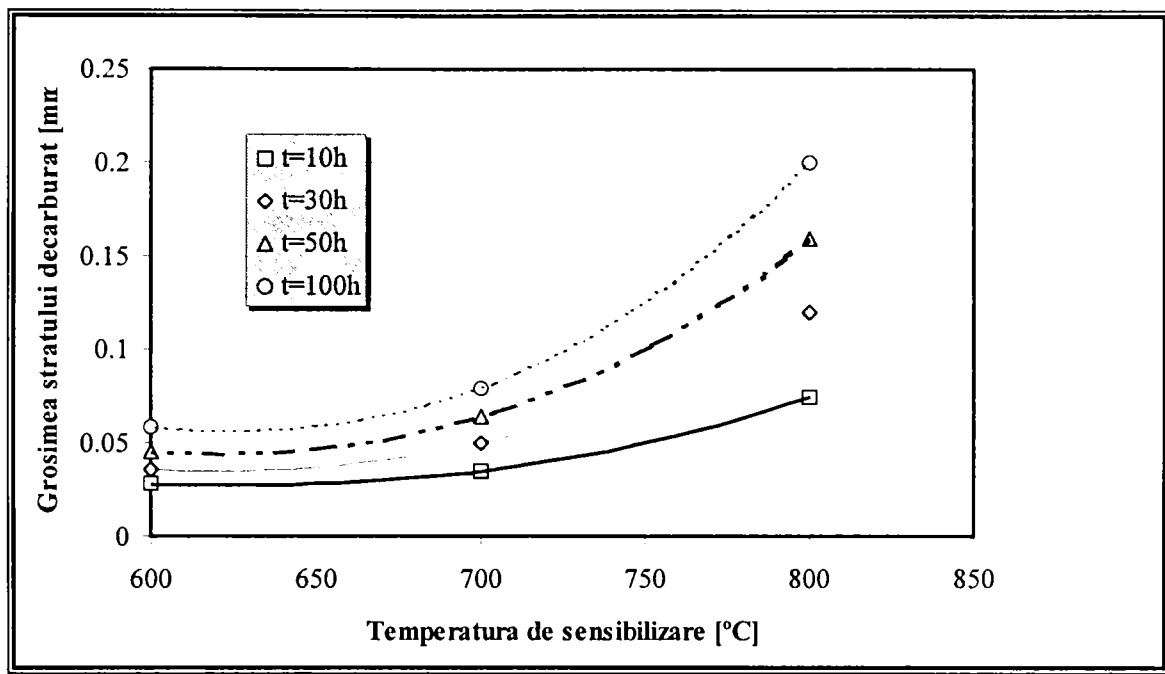


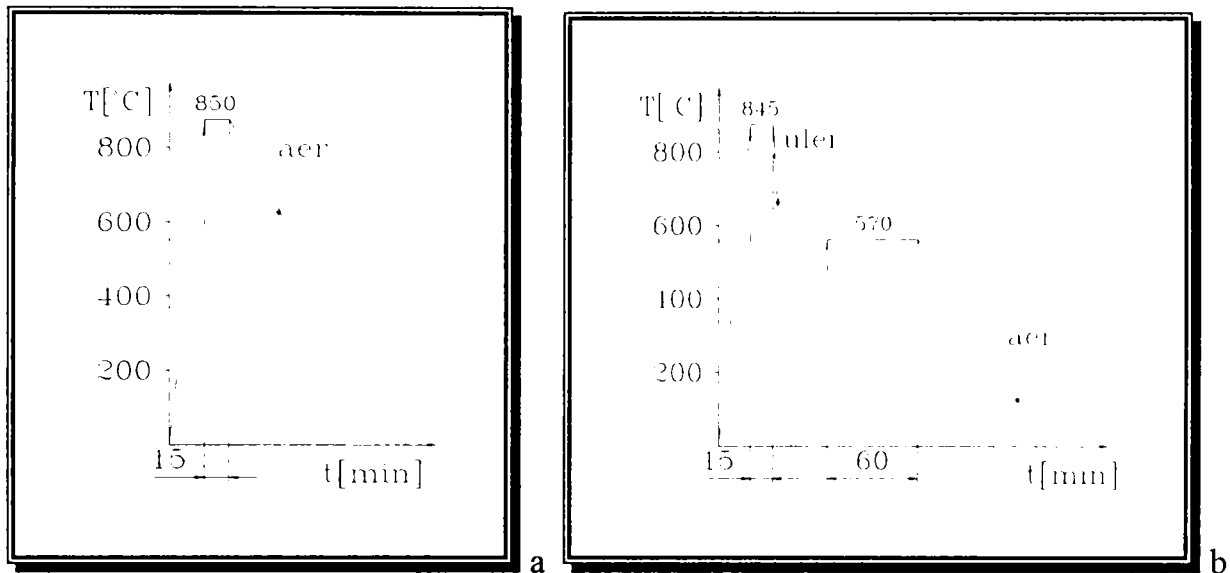
Figura 6.31 Variația lățimii stratului de difuzie a carbonului funcție de temperatura sensibilizării

#### 6.2.5 Recoacerea pentru normalizare și îmbunătățirea

Îndreptarea cercetărilor experimentale în direcția acestui cuplu de materiale a fost determinată de faptul că ele sunt foarte larg utilizate pentru realizarea organelor de mașini supuse la solicitări medii și intense. Oțelul OLC45 este utilizat pentru piese tratate termic, care trebuie să posede caracteristici ridicate de rezistență mecanică și tenacitate medie. Comparativ cu acesta, oțelul aliat 42MoCr11 se folosește pentru realizarea unor organe de mașini intens solicitate, având avantajul unei adâncimi de pătrundere a călirii garantată, conform curbei de călibilitate, dar și dezavantajul determinat de costul mai ridicat. Îmbinarea prin sudare a celor două oțeluri oferă avantajul costului redus și al calității ridicate prin realizarea părților mai puțin solicitate ale piesei din oțel OLC45 și a celor mai intens solicitate din oțel 42MoCr11.

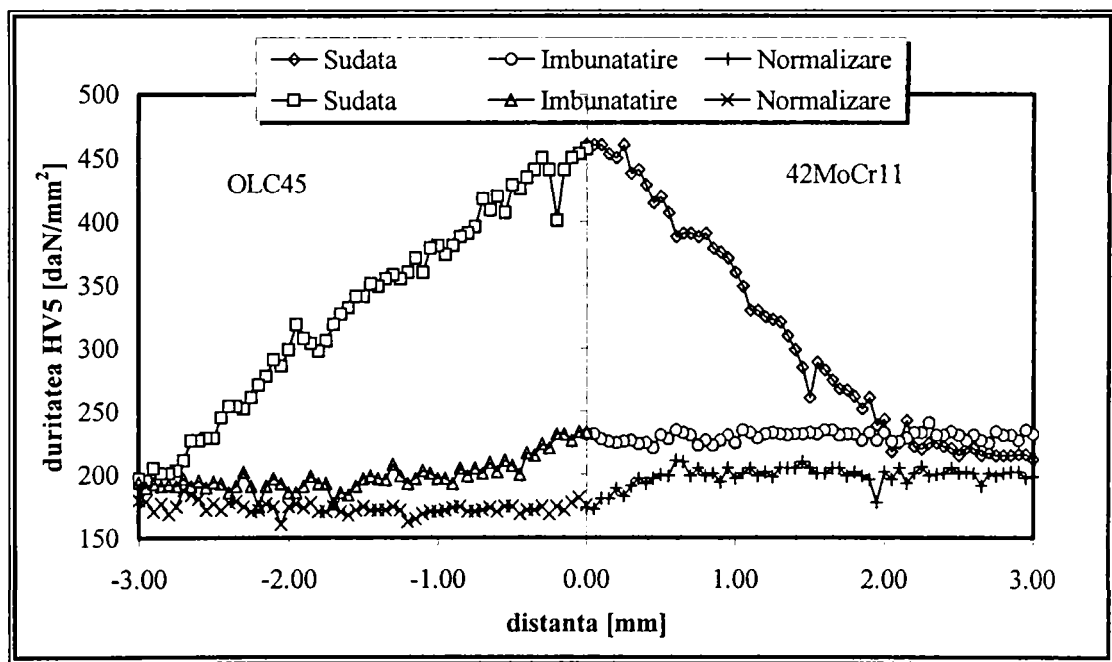
După realizarea îmbinării sudate piesa trebuie tratată termic deoarece numai în această stare, materialele din care este realizată, au caracteristicile necesare pentru a face față solicitărilor din timpul exploatarei. Din acest motiv este necesară studierea influenței acestor tratamente termice asupra caracteristicilor mecanice ale îmbinării.

În vederea studierii acestor influențe am pornit de la îmbinarea unor componente cu dimensiunile  $\varnothing 16 \times 160 \text{ mm}$ , sudate prin frecare convențională cu tehnologia corespunzătoare probelor B01, prezentată în anexă. O parte din îmbinările sudate realizate au fost păstrate în stare brută (sudată), iar altele au fost supuse unor tratamente termice post sudare. Dintre variantele posibile de tratament termic secundar am ales recoacerea pentru normalizare (ciclograma din figura 6.30.a) și îmbunătățirea (ciclograma din figura 6.30.b), fiecare dintre ele fiind aplicat câte unui grup de îmbinări.



**Figura 6. 30** Ciclogramele tratamentelor termice de normalizare (a) și îmbunătățire (b) aplicate îmbinărilor OLC45-42MoCr11

Analizele sclerometrice realizate pe eșantioane metalografice prelevate longitudinal din aceste îmbinări sudate au condus la obținerea profilurilor de duritate în lungul îmbinării, atât în stare brută sudată, cât și în urma celor două variante de tratament termic post sudare. Analizând graficele reprezentând variația durității în lungul îmbinărilor sudate, prezentate în figura 6.31 am putut trage câteva concluzii, care evidențiază câteva aspecte caracteristice.



**Figura 6. 31** Gradientul de duritate în lungul îmbinării sudate OLC45-42MoCr11 în cele trei stări de tratament termic post sudare



1. Duritatea maximă este atinsă în ambele materiale în stare brută sudată în zonele influențate termic, ajungând la valori de circa  $453 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru oțelul OLC45, respectiv circa  $460 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru oțelul 42MoCr11.
2. Valorile durității scad la ambele componente după aplicarea tratamentelor termice post sudare, trecerea de la duritatea unei componente la cealaltă făcându-se continuu și foarte lent.
3. Tratamentul termic de îmbunătățire produce pe lângă diminuarea vârfurilor de duritate și o uniformizare a acesteia, rezultând astfel o uniformizare a proprietăților în toate zonele îmbinării sudate. Duritatea se stabilizează în jurul valorilor de  $230 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru 42MoCr11 și  $190 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru OLC45.
4. Tratamentul termic de normalizare conduce la o aplatizare mai accentuată a curbei de variație a durității, aceasta fiind cuprinsă între  $200 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru oțelul 42MoCr11 și respectiv  $170 \text{ daN/mm}^2 \text{ HV5}$  pentru oțelul OLC45.

Aceste observații sunt confirmate de rezultatele investigațiilor microstructurale realizate pe eșantioane metalografice prelevate din aceste îmbinări și care au fost prezentate în capitulul anterior.

Cercetările experimentale s-au îndreptat spre studierea acestui cuplu de materiale deoarece este folosit în special pentru realizarea unor organe de mașini supuse la solicitări medii și intense. Oțelul carbon de calitate este utilizat pentru realizarea acelor părți din piese care trebuie să posede rezistență mecanică ridicată și tenacitate medie, pe când oțelul aliat de îmbunătățire este dedicat părții intens solicitate, având avantajul unei adâncimi de pătrundere a călirii garantată, conform curbei de călibilitate.

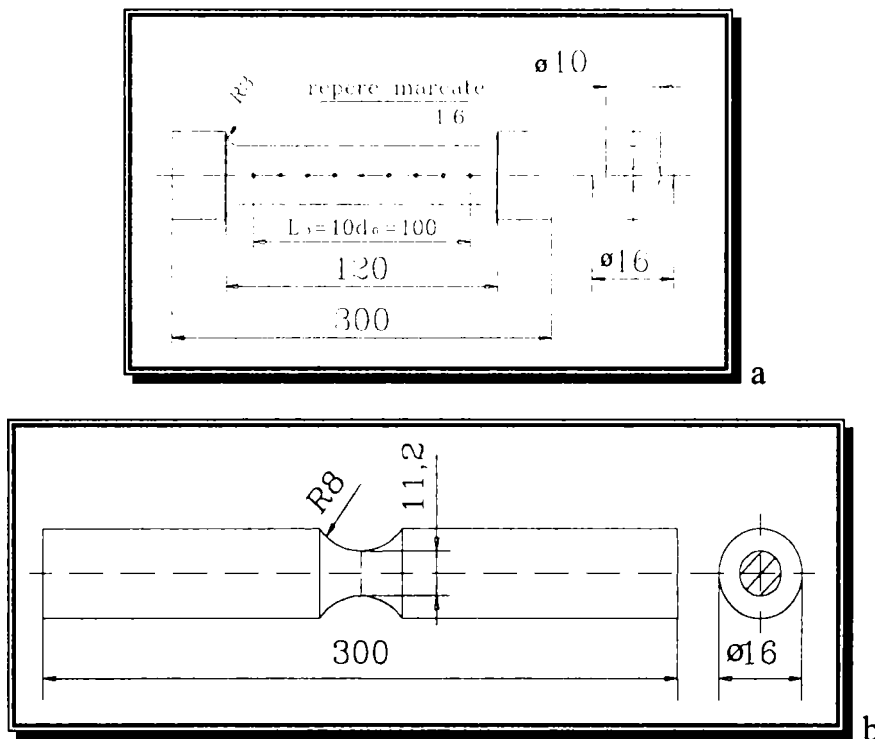
Pe lângă aceste aspecte, OLC45 are avantajul costului mai redus, astfel încât în cazul realizării părților mai puțin solicitate ale piesei din acest oțel, și a celor mai intens solicitate din 42MoCr11, prețul de cost al întregii piese în construcție sudată să fie mai mic comparativ cu varianta clasică de realizare completă din oțel aliat de îmbunătățire.

După realizarea îmbinării sudate, piesa obținută trebuie tratată termic, deoarece numai în această stare materialele din care este realizată au caracteristicile necesare pentru a face față solicitărilor din timpul exploatarei. Întrucât tratamentele termice care pot ridica nivelul caracteristicilor de rezistență mecanică sunt îmbunătățirea și eventual normalizarea, acestea au fost și tratamentele termice post sudare la care ne-am oprit.

Utilizând tehnologia de sudare care conduce la cea mai mică scurtare axială, simultan cu obținerea unor îmbinări sudate cu aspect corespunzător (probele cu marcaj B01 din anexă), am realizat din probele sudate  $\varnothing 16 \times 160 \text{ mm}$  epruvete de tracțiune lise și cu concentrator de tensiune în dreptul sudurii, precum și epruvete pentru încovoiere dinamică prin șoc.

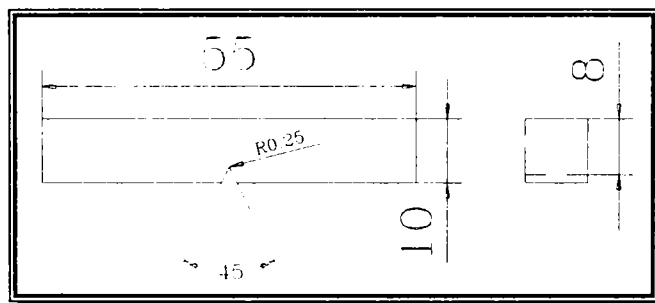
În cazul particular al îmbinărilor sudate utilizarea unor epruvete lise, calibrate după cum sunt cunoscute, este foarte dificilă determinarea caracteristicilor mecanice ale îmbinării deoarece de cele mai multe ori ruperea apar în materialul de bază. Mai exact, în cazul îmbinărilor disimilare, ruperea se produce în materialul de bază care are caracteristicile de rezistență mecanică cele mai scăzute. Acest fenomen este urmarea efectelor ciclului termo-deformațional generat de procesul de sudare, care are printre alte efecte și pe cel de ridicare a nivelului caracteristicilor de rezistență mecanică a materialelor din zona îmbinării.

Pentru a putea determina totuși caracteristicile mecanice ale “îmbinării”, deci ale materialului din zona îmbinării, am fost nevoiți să utilizăm pentru încercările de tracțiune statică, pe lângă epruvetele calibrate (“clasice” – figura 6.32 - conform STAS 200-87) și epruvete cu gâtuire în zona îmbinării (figura 6.33 - conform STAS 9644-74). Această gâtuire forțează ruperea în materialul din zona îmbinării ca urmare a micșorării secțiunii portante în această zonă și permite astfel măsurarea caracteristicilor materialului din această zonă.



**Figura 6. 32** Epruvetele folosite pentru încercările de tracțiune statică:  
 a - epruvete calibrate, b - epruvete cu gâtuire (cu concentrator).

Epruvetele pentru încercări de încovoiere dinamică prin șoc au fost realizate conform STAS 7511-81 (figura 6.33), fiind aleasă creștătura în V din mai multe motive care țin atât de prevederile standardelor cât și de specificul acestui tip de îmbinare.



**Figura 6. 33** Epruvete cu creștătură în V pentru încercarea de încovoiere dinamică prin șoc

În primul rând acest tip de creștătură oferă posibilitatea localizării sale foarte exacte, ceea ce corespunde condițiilor pe care le oferă îmbinările sudate în general și în particular cele sudate prin frecare, unde zona care reprezintă cel mai ridicat interes, adică Z.I.T.-ul, se extinde pe cel mult 2mm de la planul îmbinării.

În al doilea rând acest tip de epruvetă permite determinarea energiei de rupere, care este mărimea relevantă în ceea ce privește modul de comportare al materialelor la solicitările dinamice. Totodată, acest tip de creștătură permite determinarea energiei de rupere, mai exact a energiei necesare propagării unei fisuri. Creștătura având forma unui V joacă rolul unui concentrator de tensiune, similar existenței unei fisuri în zona îmbinării, în acest mod energia de rupere măsurată nu va mai avea înglobată în valoarea sa și energia necesară amorțirii fisurii.

În al treilea rând acest tip de creștătură reproduce cel mai bine defectele de tipul fisurilor care s-ar putea naște într-o îmbinare sudată realizată prin frecare, cu localizarea exactă a acestora în zonele de interes.

Odată alese aceste încercări mecanice pentru studierea efectului tratamentului termic post sudare, am ales pentru comparare epruvete aflate în stare "brută", sudată și fără tratament termic post sudare, epruvete tratate post sudare printr-o normalizare (ciclograma din figura 6.30.a) și respectiv epruvete tratate post sudare printr-o îmbunătățire (ciclograma din figura 6.30.b).

Rezultatele încercărilor de tracțiune statică pe epruvete calibrate sunt sintetizate în tabelul 6.1, iar în mod similar cele obținute pe epruvete cu gătuire în tabelul 6.2. Conform standardului utilizat pentru epruvetele cu gătuire în dreptul îmbinării, coeficientul de concentrare al tensiunilor pe care îl asigură gătuirea este de 1,15.

Pentru a putea avea o imagine cât mai clară asupra caracteristicilor de rezistență la tracțiune și a comportării materialului din zona îmbinării, în figurile 6.34 respectiv 6.35 am prezentat câteva curbe de tracțiune rezultate în urma încercării celor două tipuri de epruvete, aflate în diversele variante de tratamente termice post sudare. Am prezentat câte o curbă de tracțiune, pentru fiecare tip de tratament termic post sudare și pentru fiecare tip de epruvetă (fără concentrator și respectiv cu concentrator de tensiune).

Prelucrarea informațiilor obținute în urmare acestor încercări sunt prezentate sugestiv cu ajutorul următoarelor histograme (figurile 6. 36...6.41).

Analizând rezultatele obținute putem face câteva observații care vor dezvălui efectul tratamentelor termice aplicate asupra caracteristicilor de rezistență mecanică, tenacitate și ductilitate ale îmbinărilor disimilare obținute.

1. Ruperea tuturor epruvetelor s-a produs în materialul de bază a cărui rezistență mecanică este mai redusă (OLC45), nici o epruvetă nerupându-se în zona cusăturii sau în Z.I.T., ceea ce demonstrează că tehnologia de sudare stabilită este corespunzătoare.
2. Îmbinările sudate fără tratament termic post sudare se caracterizează prin bune caracteristici de rezistență mecanică ( $R_m=741\text{N/mm}^2$ ;  $R_{p0,2}=453\text{N/mm}^2$ ) asociate unor caracteristici satisfăcătoare de ductilitate ( $A_{10}=12,7\%$ ;  $Z=45,6\%$ ).
3. Această combinație de caracteristici mecanice, precum și faptul că ruperea nu s-a produs niciodată în zona îmbinării sau în Z.I.T. pot fi justificate doar prin efectele termo-mecanice ale procesului de sudare asupra transformărilor structurale și asupra finisării granulației, alături de fenomenele de restaurare și recristalizare parțială care se produc datorită căldurii produse și acumulate în zona îmbinării în timpul fazelor 1 și 2 ale procesului de sudare.

Tabelul 6.1 Rezultatele încercărilor de tracțiune statică pe epruvete calibrate

Nr. Crt	Tratament termic	Diametrul inițial	Diametrul final, $d_f$	Lungimea finală, $L_f$	Forța sup. de curgere	Forța maximă, $F_{max}$	[N]		[N/mm <sup>2</sup> ]		[%]			
							Lim. sup. de rupere, $R_{eH}$	Reziștența la rupere, $R_m$	Lim. sup. de rupere, $R_{eH}$	Reziștența la rupere, $R_m$	Alungirea la rupere, $A_{10}$	Alungirea la rupere, $Z$		
1		9,815	7,3	112,7	34000	55900	449,37	738,82	12,70	44,68	452,88	741,00	12,77	45,69
2	FT	9,910	7,3	113,2	34900	56900	453,53	737,69	13,20	47,21				
3		9,860	7,3	112,4	34800	57000	455,76	746,50	12,40	45,19				
4		10,300	6,8	113,2	34700	54900	416,45	658,88	13,20	56,41				
5	N	9,965	7,4	113,0	37300	57400	478,26	735,98	13,10	44,85	450,48	696,30	12,83	49,77
6		9,990	7,2	112,3	34800	54400	456,73	694,03	12,30	48,05				
7		10,010	6,4	111,6	48100	64600	611,21	820,87	11,60	59,12				
8	Î	9,925	6,7	111,0	51800	69600	669,54	899,62	11,00	54,43	633,57	850,17	11,36	57,45
9		9,970	6,4	111,5	48400	64800	619,96	830,03	11,50	58,79				

Obs. FT – fără tratament termic; N – Normalizare; Î – îmbunătățire

**Tabelul 6.2** Centralizarea rezultatelor încercărilor de tracțiune statică pe epruvete cu gătuire

Nr. Crt.	Mar-caj	Tratamentul termic post sudare	Diametrul în dreptul găturii, $d_0$	Coeficientul teoretic de concentrare a tensiunilor, $\alpha_k$	Forța maximă de rupere, $F_{max}$	Rezistența la rupere, $R_m$	Rezistența la rupere medie, $R_m$
			[mm]		[N]	[N/mm <sup>2</sup> ]	
1	T01	Fără tratament termic	10,45	1,15	89400	1198,70	1178,96
2	T02		10,85		93200	1159,22	
3	T03	Normalizare	11,05		88800	1064,87	1023,86
4	T04		11,20		84200	982,84	
5	T05	Îmbunătățire	11,10		111000	1319,12	1280,50
6	T06		11,10		104500	1241,88	

4. Aplicarea unui tratament termic de normalizare după sudare provoacă o recristalizare fazică completă a materialului însoțită de o scădere nesemnificativă a caracteristicilor de rezistență mecanică ( $R_m=696\text{N/mm}^2$ ;  $R_{p0,2}=450\text{N/mm}^2$ ) și o creștere cu circa 10% a caracteristicilor de ductilitate ( $A_{10}\approx 13\%$ ;  $Z\approx 50\%$ ).
5. Creșterea caracteristicilor de ductilitate în urma tratamentului termic de normalizare este determinată de obținerea unei granulații fine și de creșterea gradului de dispersie a perlitei.
6. Tratamentul termic de îmbunătățire este foarte eficient din punct de vedere al caracteristicilor mecanice ale îmbinării, el manifestându-se prin creșterea cu (22÷40)% a caracteristicilor de rezistență mecanică comparativ cu starea de normalizare și cu (14÷40)% comparativ cu starea netratată termic post sudare.
7. Pe lângă ridicarea caracteristicilor de rezistență mecanică, îmbunătățirea mai produce și mărirea semnificativă a găturii la rupere, cu circa 15% comparativ cu starea nenormalizată și respectiv cu circa 26% comparativ cu starea normalizată, această proprietate fiind deosebit de sensibilă la modificările de structură.

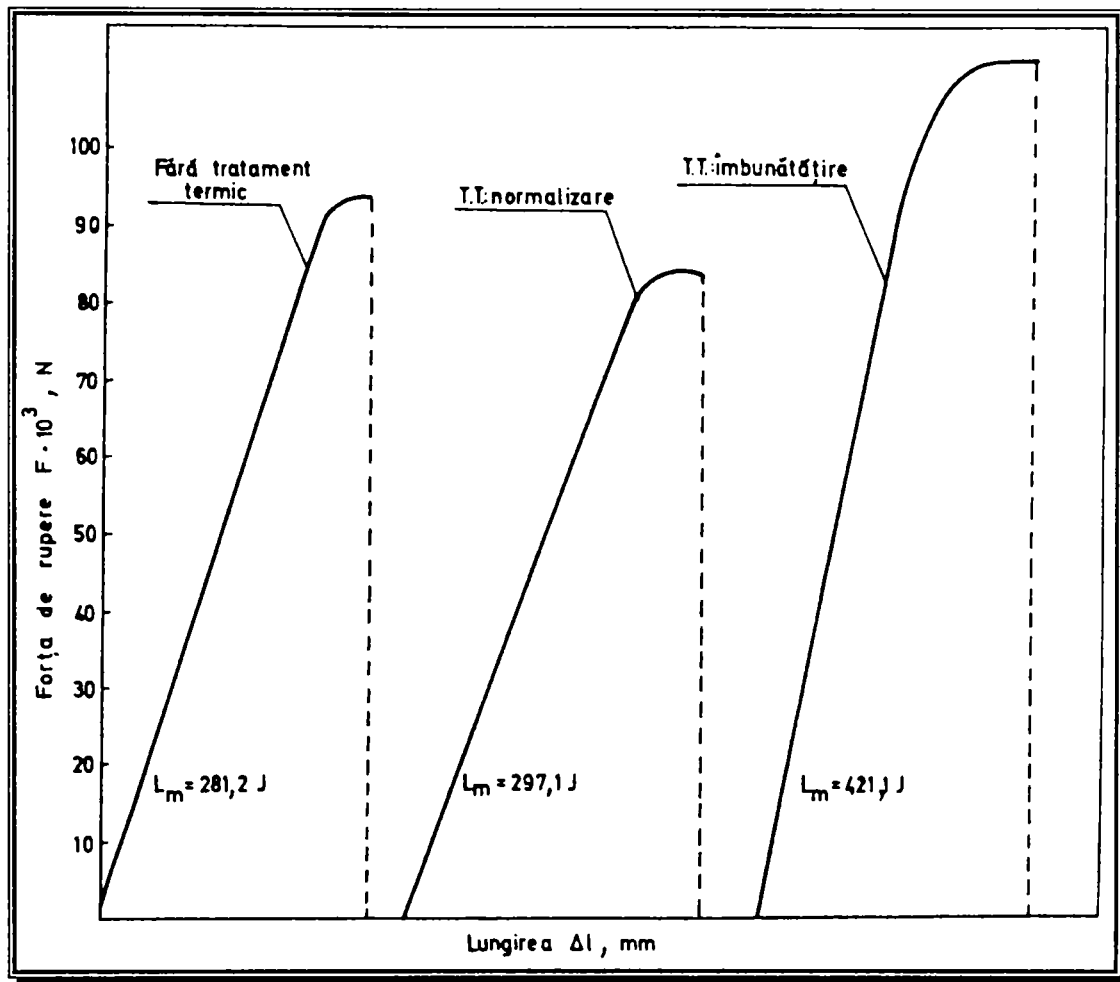


Figura 6. 35 Curbele de tracțiune pe epruvete cu gătuire

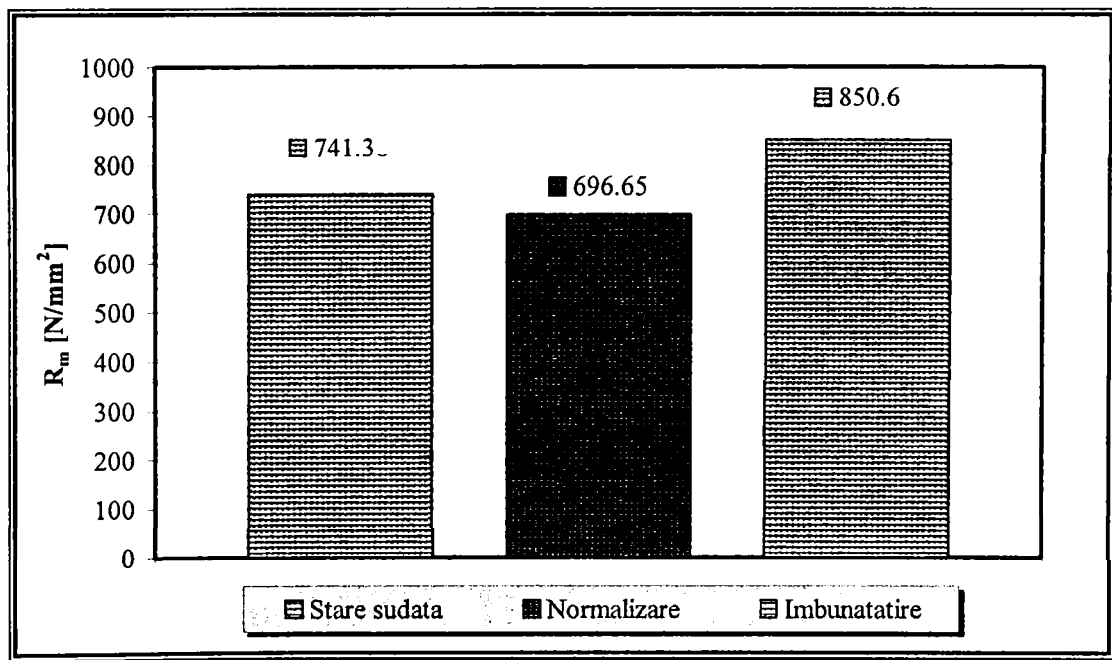


Figura 6. 36 Variația rezistenței mecanice la tracțiune statică cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11

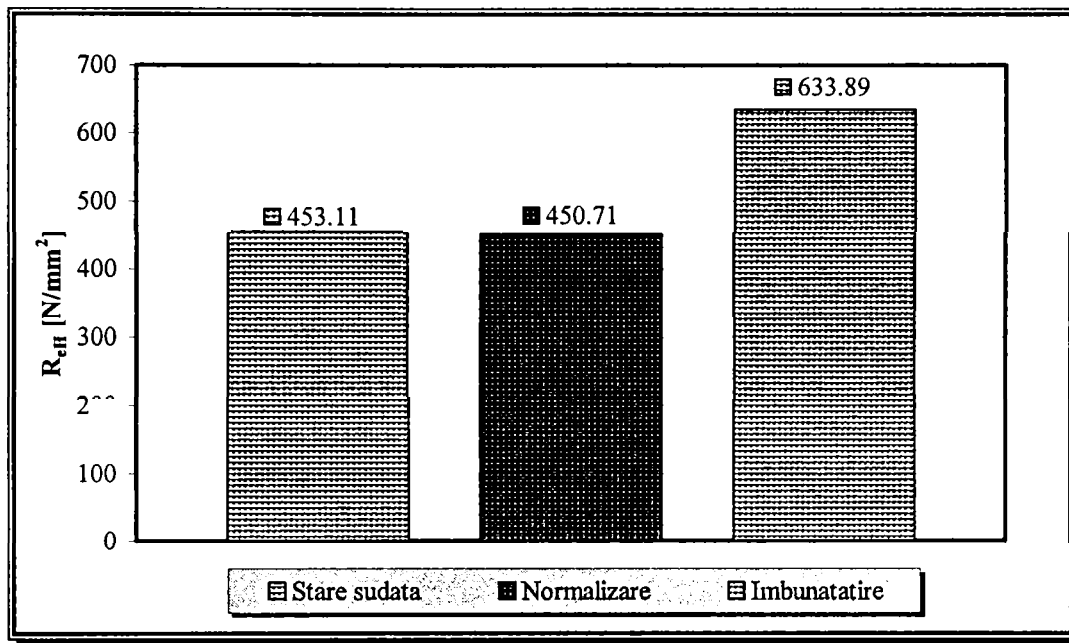


Figura 6. 37 Variația limitei superioare de curgere medii la tracțiune statică cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11

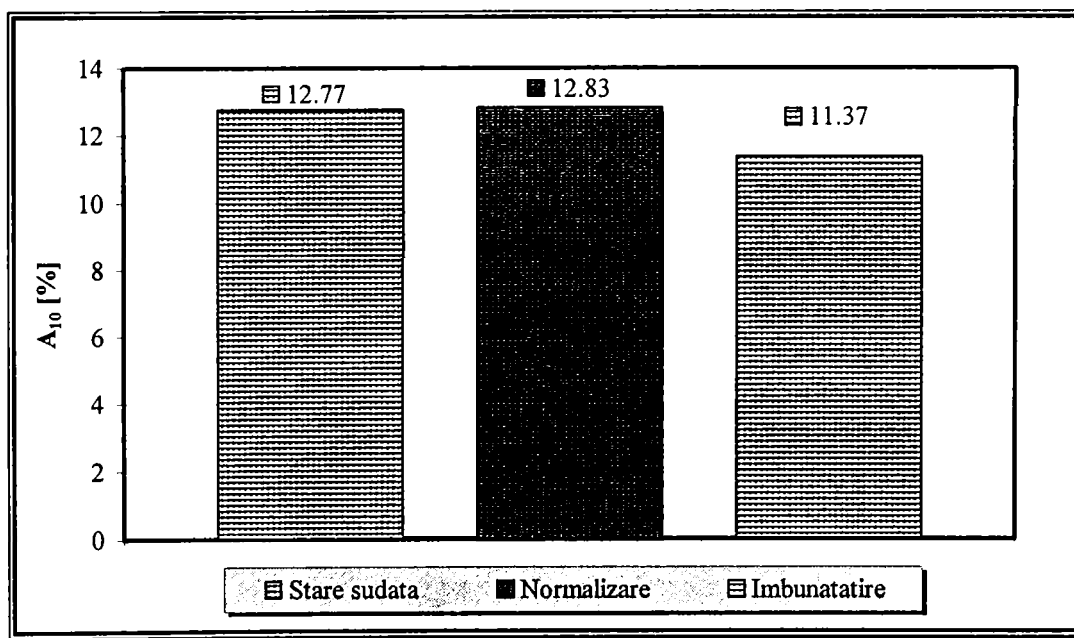


Figura 6. 38 Variația alungirii la rupere medii cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11

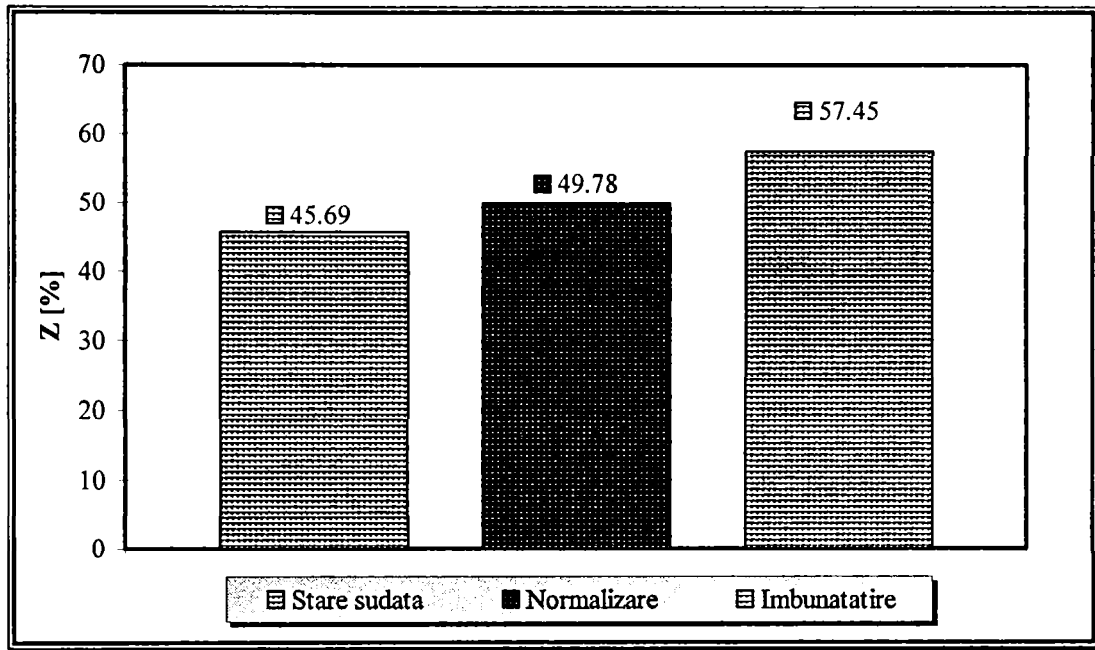


Figura 6. 39 Variația găturii la rupere medii cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11

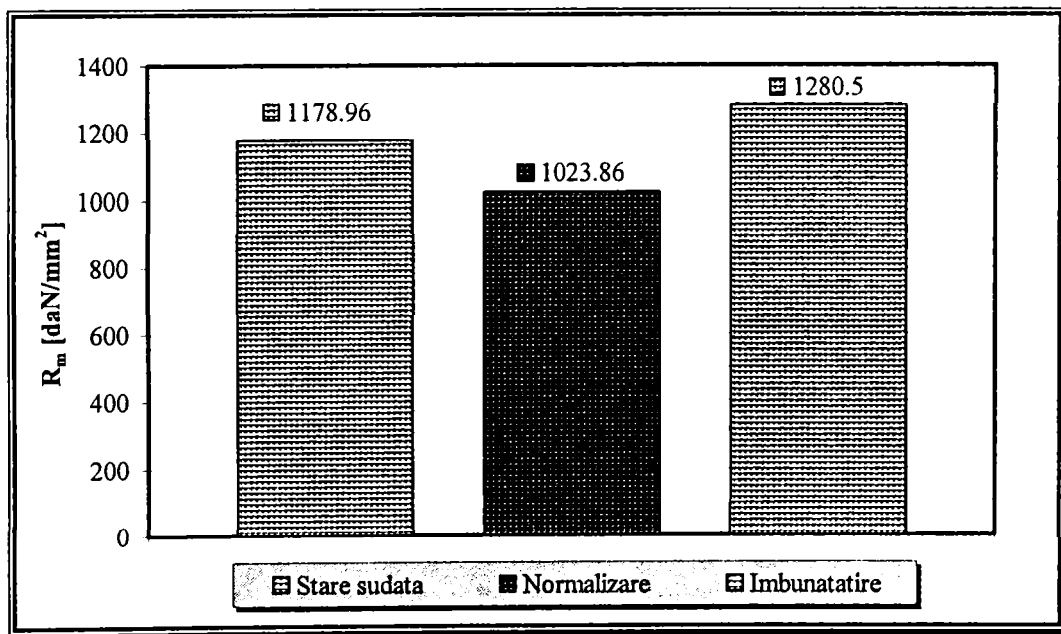
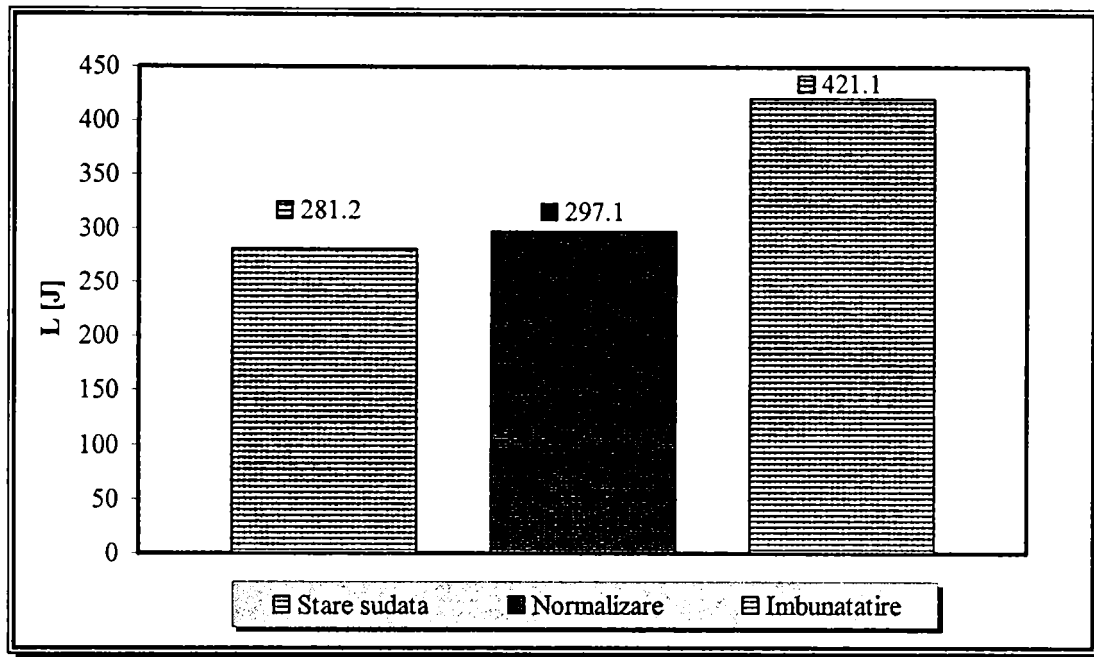


Figura 6. 40 Variația rezistenței mecanice la tracțiune statică cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11 (epruvete cu gătuire)





**Figura 6. 41** Variația lucrului mecanic de rupere cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor OLC45-42MoCr11 (epruvete cu gătuire).

Analizând și rezultatele obținute pe epruvetele cu gătuire, deci la care am “forțat” ruperea în îmbinare (tabelul 6.2, curbele de tracțiune din figura 6.35 și histogramele din figura 6.40 și 6.41) observăm o similitudine din punct de vedere calitativ cu rezultatele obținute pe epruvetele lise. Observațiile făcute anterior fiind valabile și în cazul de față, cu mențiunea că pe aceste epruvete se poate determina numai rezistența la rupere prin tracțiune a îmbinării.

Rezultatele obținute vin să confirme, în acest caz particular al îmbinărilor disimilare realizate cu ajutorul procedurii de sudare prin frecare convențională, presupunerile făcute pe baza cunoștințelor anterioare, că structura caracteristică revenirii, respectiv sorbita de revenire, este optimă. Ea asigură cele mai bune caracteristici de exploatare pentru organele de mașini intens solicitate, executate din cuplul de oțeluri OLC45-42MoCr11, cu tehnologia propusă (varianta B01).

Înregistrarea curbelor de tracțiune ne-a permis calcularea lucrului mecanic de rupere, prin măsurarea suprafeței de sub curbe, pentru cazul epruvetelor cu concentrator. Am putut astfel evalua capacitatea de absorbție a energiei înainte de rupere pentru diverse stări de tratament termic, pentru îmbinările disimilare OLC45-42MoCr11. Comparând valorile medii astfel obținute se poate ușor observa că îmbunătățirea asigură o rezervă de plasticitate maximă, care este cu 42% mai mare decât cea asigurată prin tratamentul de normalizare și cu 50% superioară stării brute, fără tratament termic post sudare.

Deoarece tehnologiile de sudare pentru realizarea acestor clase de îmbinări eterogene trebuie să conducă la obținerea unor piese sau subansamble care să reziste unor solicitări intense în exploatare, inclusiv solicitări dinamice, ne-am orientat și spre evaluarea energiei de rupere prin solicitări dinamice. Pentru aceasta am efectuat încercări de încovoiere

dinamică prin șoc, utilizând epruvete cu creștătura în V, ca urmare a elementelor prezentate în paginile anterioare. Prelevarea epruvetelor s-a realizat astfel încât vârful creștăturii să fie amplasată în planul îmbinării (planul de separație) pentru a forța ruperea chiar pe suprafața de legătură între cele două oțeluri, asemănător amplasării concentratorului la epruvetele de tracțiune statică cu gătuire. Rezultatele obținute în acest mod vor descrie mult mai exact comportarea reală a îmbinărilor la solicitări dinamice.

Ele sunt sintetizate în tabelul 6.3 și sub forma unor histograme în figura 6.42 putându-se observa că valorile cele mai scăzute ale energiei de rupere au apărut la epruvetele netratate termic post sudare, rămase în stare brută, fenomen perfect explicabil prin nivelul ridicat al tensiunilor interne produse în cursul prelucrării termo-mecanice specifice acestui proces de sudare precum și prin structura fragilă care s-a format după sudare.

**Tabelul 6.3** Centralizarea rezultatelor obținute în urma încercărilor de încovoiere dinamică prin șoc

Nr. Crt.	Marcaj	Tratament termic post sudare	Lățime	Grosime	Energie de rupere, KV	Energie de rupere medie, KV
			[mm]		[J]	
1	K01	Fără tratament termic	9,97	8,00	9	8,67
2	K02		9,97	8,15	8	
3	K03		9,97	8,20	9	
4	K04	Normalizare	9,97	8,10	16	16,33
5	K05		9,97	8,09	17	
6	K06		10,00	8,18	16	
7	K07	Îmbunătățire	9,99	8,22	20	21,67
8	K08		10,01	8,11	24	
9	K09		9,98	8,12	21	

Tratamentul termic de normalizare conduce la creșterea cu circa 88% a energiei de rupere ca urmare a finisării granulației și structurii, pe când îmbunătățirea asigură un salt de 150%. Acestea creșteri substanțiale ale energiei de rupere confirmă odată în plus faptul că structura sorbitică de revenire, obținută în urma tratamentului termic de îmbunătățire asigură o îmbinare optimă a caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de ductilitate și tenacitate.

Pentru a avea o imagine mai clară a caracterului ruperii, pentru cele trei stări de tratament termic post sudare, suprafețele de rupere rezultate au fost analizate din punct de vedere fractografic.

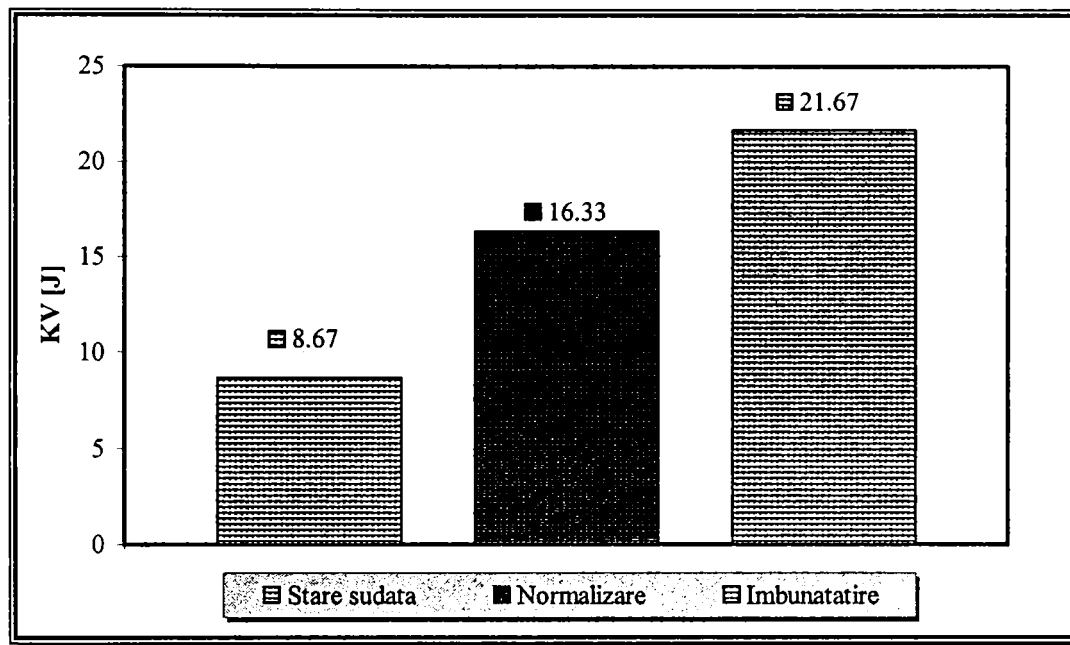


Figura 6. 42 Variația energiei de rupere cu starea de tratament termic post sudare a îmbinărilor disimilare OLC-42MoCr11

Așa după cum se poate vedea și din imaginile prezentate în figurile 6.43, 6.44 și respectiv 6.45, toate trei stările de tratament termic prezintă o rupere preponderent ductilă, remarcându-se smulgerile de material de pe o suprafață pe alta, prezente în toate cele trei cazuri.

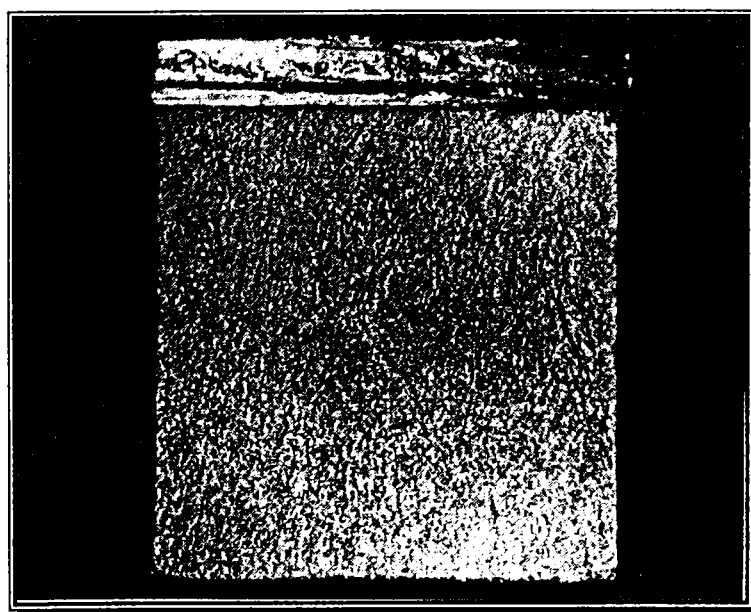
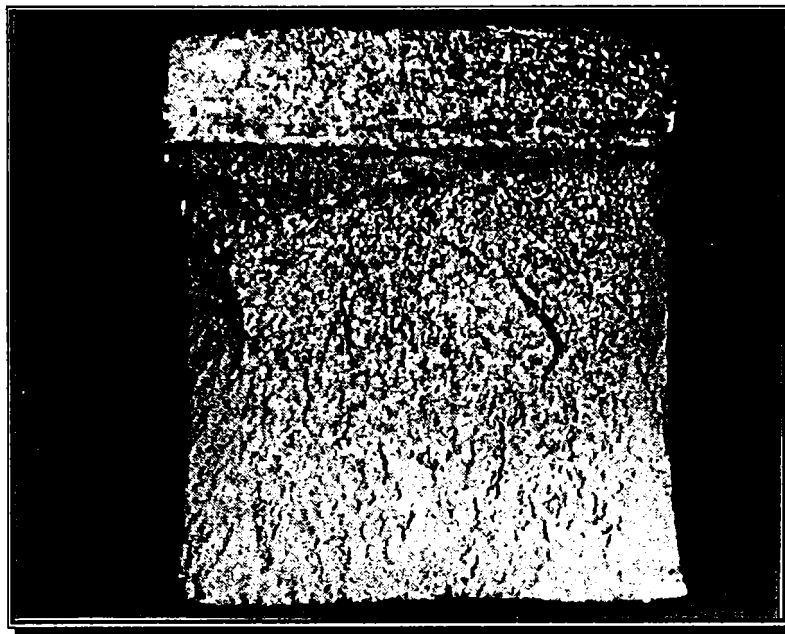
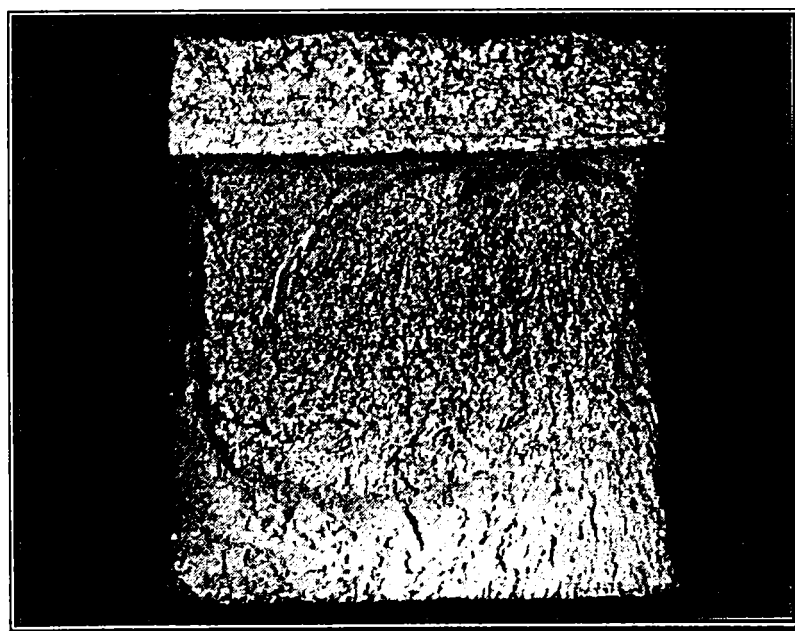


Figura 6. 43 Aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete fără tratament termic post sudare



**Figura 6. 44** Aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete normalizate post sudare

Totuși ruperea epruvetelor din îmbinări sudate fără tratament termic post sudare (figura 6.43) a produs mai puține smulgeri de material, suprafața de rupere fiind brăzdată de zone cu smulgeri de cantități mici de material care sunt dispuse ca niște râuri, de unde și denumirea acestui aspect al suprafețelor de rupere. Totodată, s-a observat că aceste epruvete nu au suferit deformări plastice semnificative înainte de rupere, marginile planului de rupere păstrându-se paralele și liniare.



**Figura 6. 45** Aspectul suprafeței de rupere a unei epruvete îmbunătățite post sudare

Comparativ cu aspectul ruperii observat la aceste epruvete fără tratament termic post sudare, după aplicarea tratamentelor termice post sudare, pe suprafețele de rupere apar pe

lângă smulgeri de material, care au o amploare mai mare și deformări plastice înainte de rupere (figurile 6.44 și 6.45). S-a observat că după normalizare și mai ales după îmbunătățire, au apărut smulgeri de material de pe o suprafață pe cealaltă. Aceste smulgeri fiind concentrate cu precădere pe marginile epruvetei (mai ales în cazul aplicării tratamentului termic de îmbunătățire – figura 6.45).

Analizând cu ajutorul unui microscop electronic prin transmisie replici colodiu-carbon prelevate de pe suprafețele de rupere ale acestor epruvete am putut evidenția câteva aspecte caracteristice, evidențiate cu ajutorul următoarelor imagini.



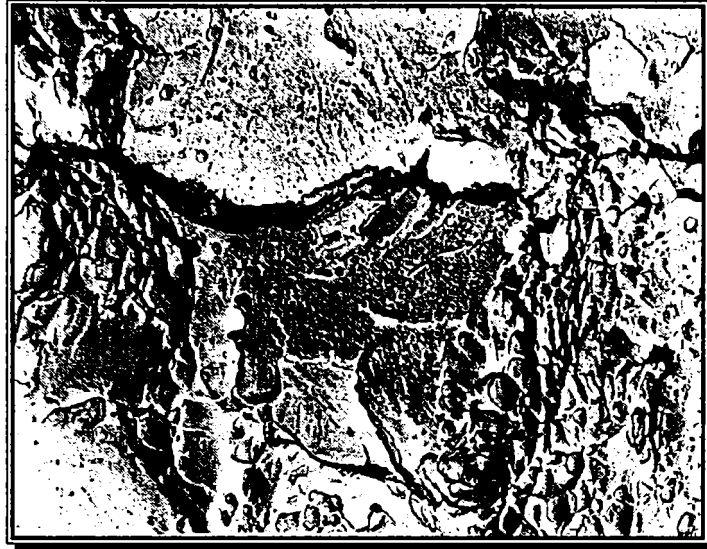
**Figura 6. 46** Aspectul microfractografic al suprafețelor de rupere a unei epruvete fără tratament termic post sudare

În starea brută, fără tratament termic post sudare (figura 6.46) este evidențiat aspectul unei suprafețe de teren brăzdată de râuri, specifică unei suprafețe de rupere ductilă.

Aplicarea unui tratament termic de normalizare după sudare, materialul din zona îmbinării posedă o tenacitate mai ridicată, comparativ cu starea sudată și astfel crescând plasticitatea, suprafața de rupere prezintă și zona cu smulgeri mai puternice de material. În figura 6.47 se poate chiar remarca în colțul din dreapta jos o zona cu cavități (sau scobituri), care caracterizează o rupere complet ductilă.

În cazul epruvetelor prelevate din îmbinări care au fost supuse unei îmbunătățiri după realizarea lor (figura 6.48) acest aspect devine predominant, extinzându-se pe întreaga suprafață de rupere. El este caracteristic ruperilor prin suprasarcini și este determinat de faptul că planul de rupere nu este perpendicular pe axa de solicitare. Din acest motiv cavitățile au o formă alungită, parabolică, fiind orientate totuși cu axa către tensiunea principală.

În concluzie putem afirma că îmbinările sudate din acest cuplu de materiale sunt de calitate corespunzătoare, piesele obținute putând face față unor solicitări de exploatare cu valori moderate. Tratamentele termice post sudare au însă un rol hotărâtor în ridicarea nivelului caracteristicilor, ducând până la dublarea lor, funcție de caracteristica urmărită (în cazul energiei de rupere prin încovoiere dinamică prin șoc aproape triplarea valorii acesteia).



**Figura 6. 47** Aspectul microfractografic al suprafeței de rupere a unei epruvete normalizate post sudare

Alegerea corectă a tratamentelor termice post sudare permite ridicarea nivelului caracteristicilor îmbinărilor sudate realizate până la nivelul la care ele pot fi folosite în condițiile unor solicitări foarte intense, statice sau dinamice.



**Figura 6. 48** Aspectul microfractografic al suprafeței de rupere a unei epruvete îmbunătățite post sudare

### **6.3 Efectul tratamentului termic post sudare asupra tenacității la rupere a îmbinărilor sudate prin frecare**

#### **6.3.1 Mecanica ruperii îmbinărilor eterogene sudate realizate prin frecare**

Activitatea de proiectare inginerescă se baza până de curând pe limita tehnică de curgere sau pe rezistența la rupere a materialelor, a căror valori în principiu, se împărțeau la un coeficient de siguranță supraunitar pentru a se evita avarierea structurii proiectate prin

cedare plastică. Totuși, mai ales în cazul utilizării unor materiale cu valori ridicate de rezistență mecanică s-au observat avarii datorate ruperilor fragile, apărute la tensiuni inferioare valorilor tensiunilor pentru care au fost proiectate piesele sau subansamblele respective. Asemenea ruperi se declanșează în zonele cu concentratori de tensiuni, respectiv într-o porțiune din material în care tensiunea crește suficient de mult pentru a provoca ruperea bruscă.

Concentratorii de tensiuni sunt fie defecte, asemănătoare fisurilor, fie schimbări bruște de secțiune rezultate din forma constructivă a pieselor. Având în vedere că în faza de proiectare s-a ținut cont de concentratorii de tensiuni dați de forma geometrică a pieselor, am apreciat că singurii concentratori de tensiuni pe care trebuie să îi mai avem în vedere sunt cei rezultați în urma defectelor de sudare. Aceasta cu atât mai mult cu cât fisurile sunt defecte probabile în cazul îmbinărilor sudate, mai ales pe suprafața de îmbinare a celor două componente.

Urmărirea comportării la solicitări mecanice și eventual de altă natură a unei structuri este cu atât mai importantă cu cât, până în ultimii ani, toate fisurile erau considerate defecte care aduceau automat la respingerea îmbinării sudate. Ca urmare, rezultau costuri ridicate ale îmbinărilor sudate realizate atât datorită controlului de calitate care trebuia să detecteze cele mai mici fisuri, cât și din punct de vedere al volumului de remedieri și rebuturi care rezultau în urma procesului de sudare.

În ultimii ani s-a impus tot mai mult utilizarea informațiilor furnizate de mecanica ruperii materialelor pentru proiectarea îmbinărilor sudate. Obiectul investigațiilor legate de mecanica ruperii constă în determinarea dimensiunilor critice ale fisurilor sau ale defectelor care provoacă avarierea bruscă a structurii sub acțiunea solicitărilor din exploatare. Tehnicile de control nedistructiv pot fi utilizate pentru detectarea și măsurarea dimensiunii defectelor, iar comparându-le cu dimensiunea critică a defectului determinată prin mecanica ruperii se poate lua decizia cu privire la defectele care trebuie remediate și cele care nu mai necesită remedierea.

Prin supravegherea periodică ulterioară a evoluției defectului, devine posibilă scoaterea la timp a piesei din exploatare sau stabilirea momentului în care aceasta necesită operații de recondiționare, înainte ce defectul să atingă dimensiuni critice.

Rezistența teoretică a unui material, notată cu  $\sigma_t$ , este dată de relația următoare:

$$\sigma_t = \left( \frac{E \cdot \gamma}{b} \right)^{1/2} \approx \frac{E}{10} \quad (6.1)$$

în care  $E$  este modulul de elasticitate longitudinală,  $\gamma$  este energia suprafeței și  $b$  este distanța interatomică.

Rezistențele actuale ale majorității materialelor sunt mai mici decât valorile teoretice cu un factor cuprins între  $10^3$  și  $10^5$ . Acest fenomen se explică prin faptul că în structura cristalină a materialelor comerciale sunt prezente dislocații și microfisuri de foarte mici dimensiuni care diminuează rezistența teoretică.

Existența unei microfisuri va fi cauza formării unui concentrator puternic de tensiune, care va determina creșterea puternică a valorii tensiunii la vârful acestei fisuri, factorul de concentrare a tensiunii (S.C.F.) pentru cazul în care această fisură are formă eliptică și lungime  $2c$  va fi:

$$S.C.F. = 1 + 2 \cdot \left(\frac{c}{r}\right)^{\frac{1}{2}} = 2 \cdot \left(\frac{c}{r}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (6.2)$$

în care  $r$  este raza la vârful fisurii.

Griffith a postulat că tensiunea critică  $\sigma_c$  pentru propagarea unei fisuri într-un material este de:

$$\sigma_c = \left(\frac{2 \cdot \gamma \cdot E}{\pi \cdot c}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (6.3)$$

în cazul unui material subțire, respectiv

$$\sigma_c = \left(\frac{2 \cdot \gamma \cdot E}{\pi \cdot (1 - \nu^2) \cdot c}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (6.4)$$

în cazul unui material gros, unde  $\nu$  reprezintă coeficientul lui Poisson.

Relația lui Griffith se aplică însă numai la materiale fragile. Ea a fost modificată de către Orwan și Irwin pentru a ține seama de curgerea plastică la vârful fisurii înainte de începerea propagării acesteia. Presupunând că dimensiunea zonei plastice la vârful fisurii este foarte mică, relația presupusă de Orwan-Irwin devine:

$$\sigma_c = \left(\frac{2 \cdot (\gamma + \gamma_p) \cdot E}{\pi \cdot (1 - \nu^2) \cdot c}\right)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{G_c \cdot E}{(1 - \nu^2) \cdot c}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (6.5)$$

unde:

$\gamma_p$  este lucrul mecanic produs în cursul deformării plastice pe unitatea de suprafață de extindere a fisurii, iar

$G_c = 2 \cdot (\gamma + \gamma_p)$  reprezintă tenacitatea la rupere.

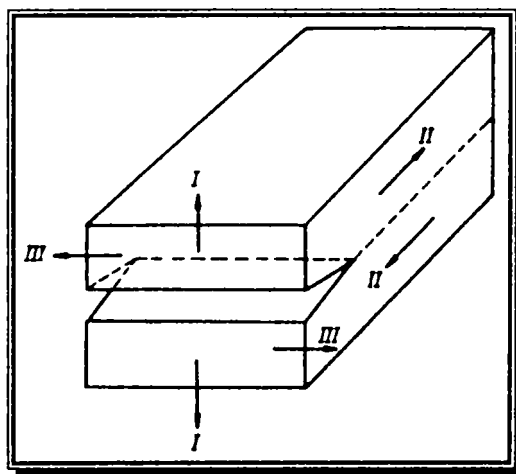


Figura 6. 49 Modul de deschidere a unei fisuri

Conform figurii 6.49 în care sunt reprezentate marginile deschise ale unei fisuri existente într-un material, sunt posibile următoarele moduri de aplicare a tensiunii pentru a se produce extinderea fisurii:



- deformație plană (modul I);
- forfecare plană (modul II);
- forfecare anti-plan (modul III).

Tenacitatea corespunzătoare fiecărui mod de deschidere a fisurii va fi notată cu  $G_{Ic}$ ,  $G_{IIc}$  și respectiv  $G_{IIIc}$ .

Pentru condițiile de deformare specifice tensiunilor plane, termenul  $(1 - \nu^2)$  este omis și expresia devine:

$$\sigma_c = \left( \frac{G_{Ic} \cdot E}{\pi \cdot c} \right)^{1/2} \quad (6.6)$$

Această expresie poate fi folosită pentru calculul tensiunilor maxime ce poate fi aplicată unei piese care conține o fisură de adâncime cunoscută fără apariția rupei, sau pentru determinarea dimensiunii maxime a fisurii care poate fi tolerată în material pentru o anumită valoare a tensiunilor de proiectare.

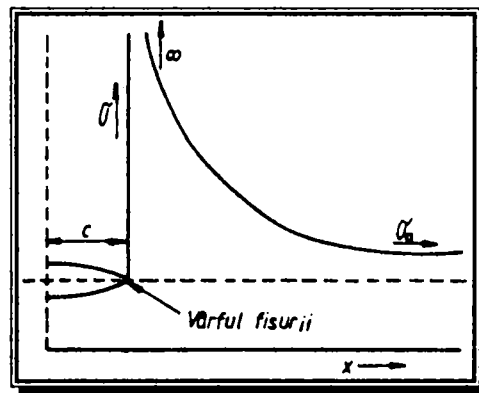


Figura 6. 50 Variația tensiunilor în apropierea vârfului fisurii

În figura 6.50 s-a reprezentat distribuția tensiunilor de întindere în fața unei fisuri ascuțite de lungime  $2c$  existente într-un corp infinit.

Tensiunea  $\sigma$ , la o distanță  $x$  de fisură poate fi calculată în funcție de tensiunea aplicată,  $\sigma_a$ , cu ajutorul relației:

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{\left(1 - \frac{c^2}{x^2}\right)^{1/2}} \quad (6.7)$$

În apropierea vârfului fisurii,  $x$  se apropie de  $c$  și  $\sigma$  de  $\infty$ , iar la valori ale lui  $x$  care tind spre  $\infty$ ,  $\sigma$  va tinde către  $\sigma_a$ .

Dacă distanța dinaintea vârfului fisurii de notează cu  $r$ , și aceasta este  $r = x - c$ , tensiunea locală în apropierea vârfului fisurii ( $r \ll c$ ) va fi:

$$\sigma = \frac{K}{(2 \cdot \pi \cdot r)^{1/2}} \quad (6.8)$$

unde  $K$  reprezintă factorul de intensitate a solicitării, exprimat în  $[N/m^{3/2}]$ .

Pentru o fisură centrală de lungime  $2c$

$$K = \sigma_c \cdot (\pi \cdot c)^{1/2} \quad (6.9)$$

sau mai general,

$$K = \sigma_a \cdot (M \cdot c)^{1/2} \quad (6.10)$$

Dacă factorul  $K$  atinge o valoare critică  $K_{Ic}$ , fisura se propagă rapid și materialul se rupe. Mărimea  $K_{Ic}$  este considerată în general ca fiind *tenacitatea la rupere* prin deformare în plan și nu se confundă cu  $G_{Ic}$ . Pentru tensiuni în plan  $G = \frac{K^2}{E}$ , iar pentru deformare în

plan  $G = K^2 \cdot (1 - \nu^2) \cdot \frac{1}{E}$ . Expresia  $K = \sigma_a \cdot (\pi \cdot c)^{1/2}$  are valabilitate numai pentru un corp infinit. Pentru piese finite relația se modifică prin anularea forțelor de suprafață și luarea în considerare a lățimii piesei. În tabelul 6.4 sunt redate valorile lui  $K$  pentru unele geometrii ale fisurii.

**Tabelul 6.4** Valorile factorului  $K$

Tipul fisurii	Intensitatea solicitării
Fisură centrală de lungime $2c$ într-o placă infinită	$K_I = \sigma_a \cdot (\pi \cdot c)^{1/2}$
Fisură centrală de lungime $2c$ într-o placă cu grosimea $W$	$K_I = \sigma_a \left( W \cdot \operatorname{tg} \frac{\pi \cdot c}{W} \right)^{1/2}$ sau $K_I = \sigma_a \left( \pi \cdot c \cdot \sec \frac{\pi \cdot c}{W} \right)$
Fisură centrală de forma unei monezi cu raza $r$ într-un corp infinit	$K_I = 2 \cdot \sigma_a \cdot \left( \frac{r}{\pi} \right)^{1/2}$
Fisură marginală cu lungimea $c$ într-o placă semiinfinită	$K_I = 1,1 \cdot 2 \cdot \sigma_a \cdot (\pi \cdot c)^{1/2}$

Pentru aplicarea acestei metode se pornește de la noțiunea de tenacitate la rupere, care reprezintă rezistența materialului la propagarea rapidă a fisurii și ea poate fi măsurată prin testarea unor probe care conțin fisuri ascuțite, de lungime cunoscută. Metodologia specifică de investigare este relativ simplă și oferă avantajul furnizării unor informații suplimentare, comparativ cu metodele clasice de testare a proprietăților materialelor metalice.

Determinarea tenacității la rupere constă în asigurarea unei stări plane de deformații, în care condiții, folosind epruvete în care au fost realizate niște creștături, la vârful cărora s-au amorsat fisuri, acestea să se rupă sub acțiunea unor încărcări progresive. Încărcarea progresivă a epruvetei, până în momentul în care fisura se extinde pe întreaga secțiune a ei, conduce la stabilirea factorului de intensitate a efortului unitar, notat  $K_I$ . Valoarea acestuia, corespunzătoare sarcinii la care s-a produs extinderea fisurii pe întreaga secțiune poartă numele de tenacitatea la rupere, iar valoarea efortului este notată cu  $K_{Ic}$ .

Pentru aceasta se va înregistra diagrama de variație a sarcinii aplicate, funcție de deplasarea relativă a suprafețelor (flancurilor) fisurii.

Presupunând că fisura este are lungimea mult mai mică comparativ cu dimensiunile transversale ale epruvetei în care este localizată, ceea ce corespunde cu realitatea, diagrama forță- deplasare va fi liniară până în momentul în care epruveta începe să se rupă.

### 6.3.2 Metodica cercetărilor experimentale

Încercările de tenacitate la rupere permit determinarea unor valori reproductibile ale lui  $K_{Ic}$  (modul de deschidere al fisurii). Pentru aceasta se pot utiliza două tipuri de epruvete standard cu o singură crestătură: de încovoiere (proba SEN - figura 6.51) și de întindere (proba CTS – figura 6.52).

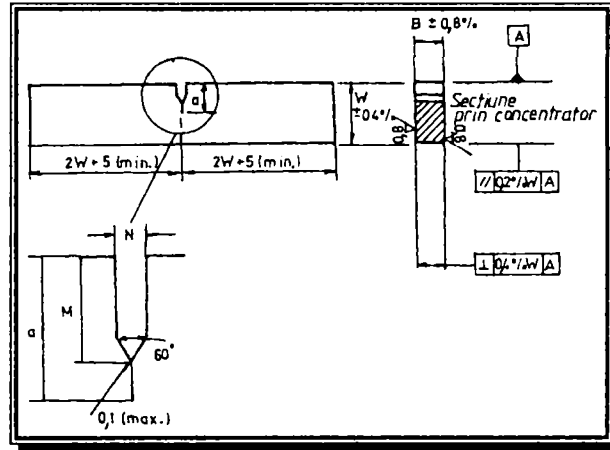


Figura 6. 51 Epruvetă pentru proba SEN

Ambele tipuri de epruvete sunt prevăzute cu o crestătură de dimensiuni standardizate și cu o fisură care pornește de la baza acesteia. Fisura este în general dezvoltată din crestătură printr-un proces de oboseală, până când atinge o dimensiune predeterminată. În timpul încercării de tenacitate la rupere se măsoară valoarea forței aplicate care trebuie să producă o anumită extindere a fisurii.

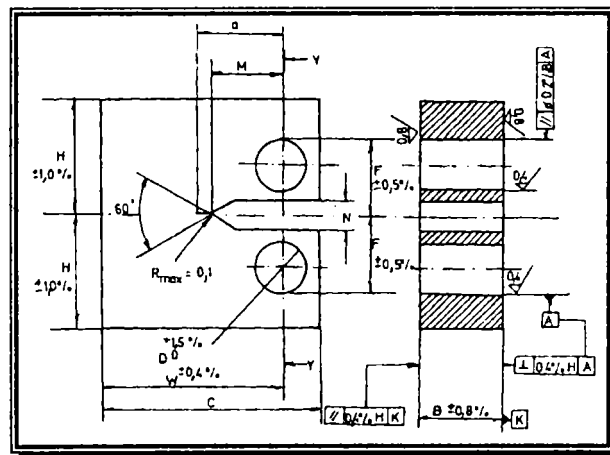


Figura 6. 52 Epruvetă pentru proba CTS

În cazul materialelor care prezintă un grad mare de plasticitate, o probă mică poate prezenta o curgere generală înainte de rupere deși o structură de dimensiuni mari poate ceda prin rupere rapidă înainte de a avea loc curgerea generală. În aceste circumstanțe tenacitatea la rupere în condițiile unei stări plane de deformare este estimată prin măsurători ale *deplasării deschiderii la vârful fisurii* (C.O.D.).

Obiectivul cercetărilor întreprinse în această direcție este determinarea tenacității la rupere ( $K_{Ic}$ ) sau a deplasării la vârful fisurii în cazul unor îmbinări disimilare sudate realizate prin frecare între cuplurile de oțeluri OLC45-42MoCr11.

Pentru a putea obține epruvete am realizat îmbinări sudate prin frecare din acest cuplu de materiale, pornind de la semifabricate de tip bară, cu dimensiunile  $\varnothing 70 \times 150 \text{ mm}$ , utilizând un regim tehnologic de sudare caracterizat de următorii parametrii tehnologici principali:

$$P_{fr} = 78 \text{ N/mm}^2;$$

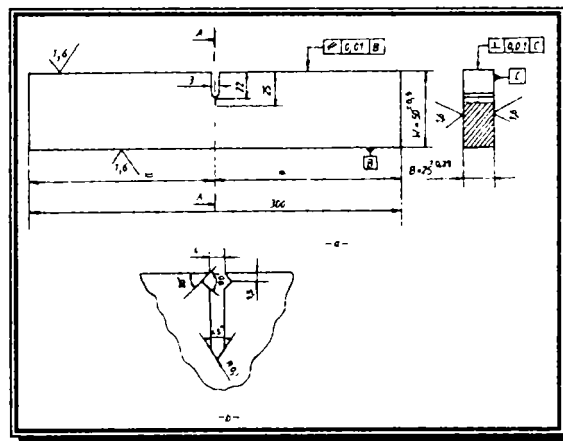
$$P_{ref} = 155 \text{ N/mm}^2;$$

$$t_{fr} = 2,30 \text{ s};$$

$$t_{ref} = 3,34 \text{ s};$$

$$n = 1450 \text{ rot/min}$$

După sudare, din îmbinările realizate s-au prelucrat epruvete conform standardului STAS 9746-74, a căror formă și dimensiuni sunt prezentate în figura 6.53.



**Figura 6. 53** Epruveta pe care s-au realizat măsurătorile pentru determinarea deplasării la vârful fisurii

În fiecare epruvetă am realizat câte o prefisură cu ajutorul unei mașini de încercat la oboseală, utilizând un ciclu de solicitare caracterizat de următorii parametrii:

$$F_{max} = 20000 \text{ N};$$

$$F_{min} = 5000 \text{ N};$$

$$F_{med} = 125000 \text{ N};$$

$$\text{Frecvența} = 10 \text{ Hz};$$

$$\text{Numărul de cicluri} = 70000$$

Ca urmare, în fiecare epruvetă s-a creat câte o fisură cu lungimea de aproximativ 3mm.

De menționat că prelucrarea canalului a fost realizată astfel încât axa sa să fie amplasată în zona influențată termic a oțelului 42MoCr11, cât mai aproape de planul îmbinării. Amplasarea fisurii în oțelul 42MoCr11 este urmarea înclinației mai mari a acestui oțel spre rupere fragilă, comparativ cu oțelul carbon de calitate.

După realizarea acestor prefisurări am supus epruvetele unor tratamente termice pot sudare, realizând astfel trei categorii de epruvete: o primă categorie de epruvete în stare

brută (fără tratament termic post sudare), a doua categorie care au fost tratate termic printr-o normalizare după sudare și o a treia categorie care a fost supusă unei îmbunătățiri post sudare. Tratamentele termice au respectat parametrii prezentați anterior. Prin aceasta am urmărit punerea în evidență și a efectului tratamentului termic post sudare și deci și a stării structurale asupra mărimilor studiate.

Efectuarea tratamentelor termice după producerea fisurilor la oboseală ușurează foarte mult măsurarea lungimii acesteia datorită așa numitului fenomen de colorare termică care afectează flancurile fisurii. Acestea colorându-se prin oxidare, odată cu venirea în contact cu atmosfera din cuptor, încălzite fiind la temperaturi ridicate, vor fi clar evidențiate față de progresarea flancului fisurii pe parcursul încercării desfășurat la temperatura ambiantă.

Totodată, acest mod de încercare reproduce fidel realitatea, având în vedere că în practică tratamentele termice post sudare se aplică după realizarea îmbinării disimilare, ceea ce presupune existență deja în îmbinare a eventualelor fisuri. Am putut alege această soluție deoarece tratamentele termice fiind corect conduse nu au produs deformații, exfolieri sau ruperi ale îmbinărilor.

După aplicarea tratamentelor termice epruvetele prefisurate au fost supuse încercărilor de mecanica ruperii pentru a determina tenacitatea la rupere după metoda  $K_{Ic}$  prin solicitare statică la încovoiere pe partea opusă fisurii, până la rupere, adică până la propagarea fisurii pe întreaga secțiune. În timpul încercării am înregistrat atât forța de încovoiere cât și deplasarea flancurilor fisurii, aceasta din urmă cu ajutorul unei cleme atașate deasupra fisurii, în creșterile prezentate în detaliul din figura 6.53.

### 6.3.3 Analiza și interpretarea rezultatelor experimentale

În urma efectuării încercărilor de mecanica ruperii conform metodologiei prezentate pe scurt în paragraful anterior am reușit înregistrarea curbelor de variație a deplasării flancurilor funcție de forța de încovoiere. În figura următoare sunt exemplificate câteva curbe caracteristice, câte una pentru fiecare stare de tratament termic post sudare (figura 6.54).

Odată epruvetele fiind rupte, am analizat și aspectul suprafețelor de rupere, din acest punct de vedere remarcându-se caracterul ductil al tuturor suprafețelor de rupere, indiferent de tratamentul termic post sudare la care a fost supusă epruveta analizată. Așa după cum se poate observa și din figura 6.55, care prezintă câte o suprafață de rupere corespunzătoare fiecărei variante de tratament termic post sudare, se remarcă prezența smulgerilor de material de pe o suprafață pe alta în toate cazurile.

În ceea ce privește prefisurile realizate prin oboseală, se poate remarca aspectul lor uniform, cu frontul de deplasare eliptic (sub forma unei unghii), egal depărtate de zona de inițiere la ambele margini ale epruvetei.

Odată ce fisura s-a propagat pe întreaga secțiune a îmbinărilor, pe suprafețele de rupere rezultate am făcut măsurătorile necesare pentru determinarea lungimii fisurilor de oboseală, a căror rezultate mi-au permis validarea încercărilor de determinare a tenacității la rupere  $K_{Ic}$ .

Cu toate acestea, după determinarea tenacității la rupere calculată  $k_Q$  și a raportului

$2,5 \left( \frac{k_Q}{R_{p0,2}} \right)^2$  rezultatele încercării nu au putu fi validate. Acest lucru se datorește faptului

că materialul are o plasticitate ridicată, care se manifestă și în stadiul premergător extinderii fisurii, ceea ce sugerează posibilitatea determinării caracteristicilor de deplasare al vârful fisurii, în loc de tenacitatea la rupere, având în vedere că încercarea în sine este aceeași, diferența apărând numai la interpretarea rezultatelor.

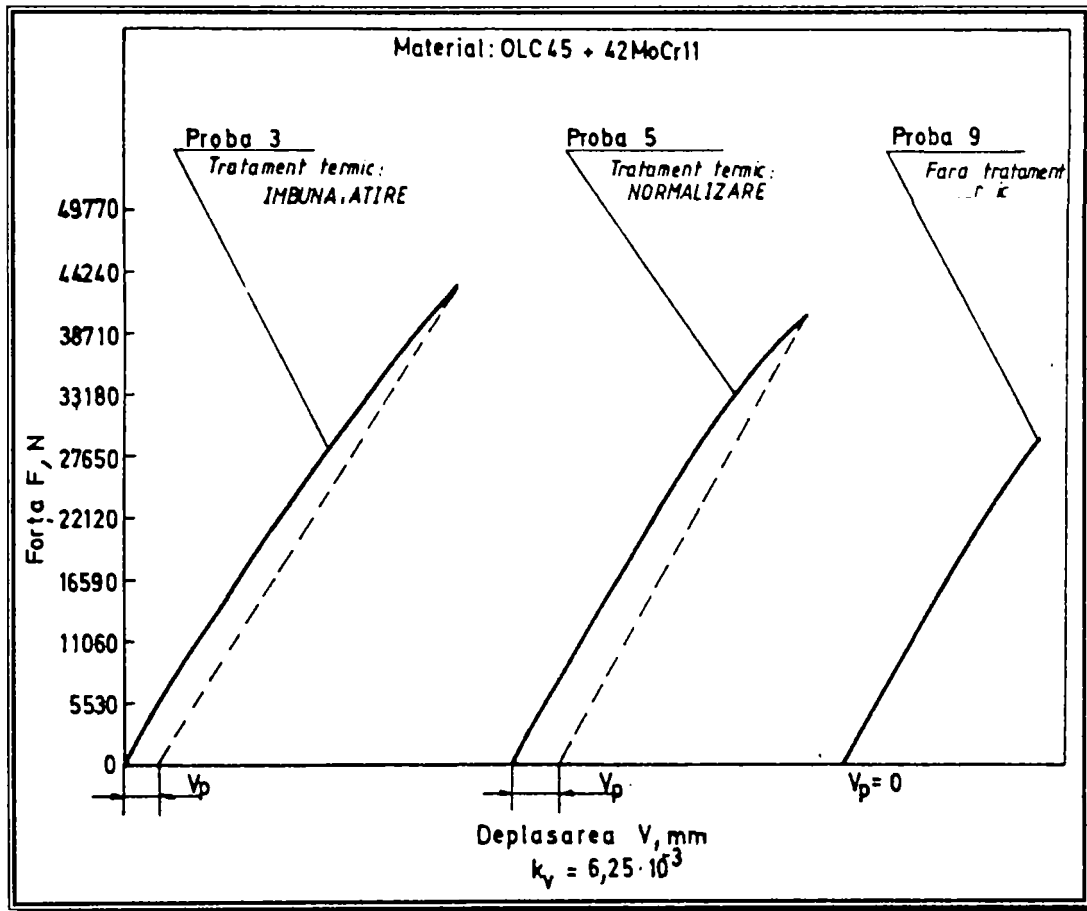


Figura 6. 54 Curbele de tenacitate la rupere ale îmbinărilor OLC45-42MoCr11

Diagramele din figura 6.54 prezintă o formă corespunzătoare unei rupei prin propagare instabilă a fisurii, fără a se înregistra o creștere lentă și stabilă a acesteia. Cu ajutorul unor construcții grafice simple, se pot determina valorile critice ale deplasării  $V_c$  și respectiv forței  $F_c$ , care permit calcularea deplasării critice la deschidere a fisurii  $\delta_c$  cu ajutorul relației următoare:

$$\delta_c = \frac{k_c^2 \cdot (1-\nu)^2}{2 \cdot R_{p0,2} \cdot E} + \frac{0,4 \cdot (W-a)}{0,4 \cdot W + 0,6 \cdot a + Z} \cdot V_p \quad (6.11)$$

unde:

$$k_c = \frac{F_c \cdot L \cdot y_1}{B \cdot W^{3/2}};$$

$W$  – lățimea epruvetei, [mm];

$B$  – grosimea epruvetei, [mm];

$F_c$  – forța aplicată, corespunzătoare valorii deplasării  $V_c$ , [N];

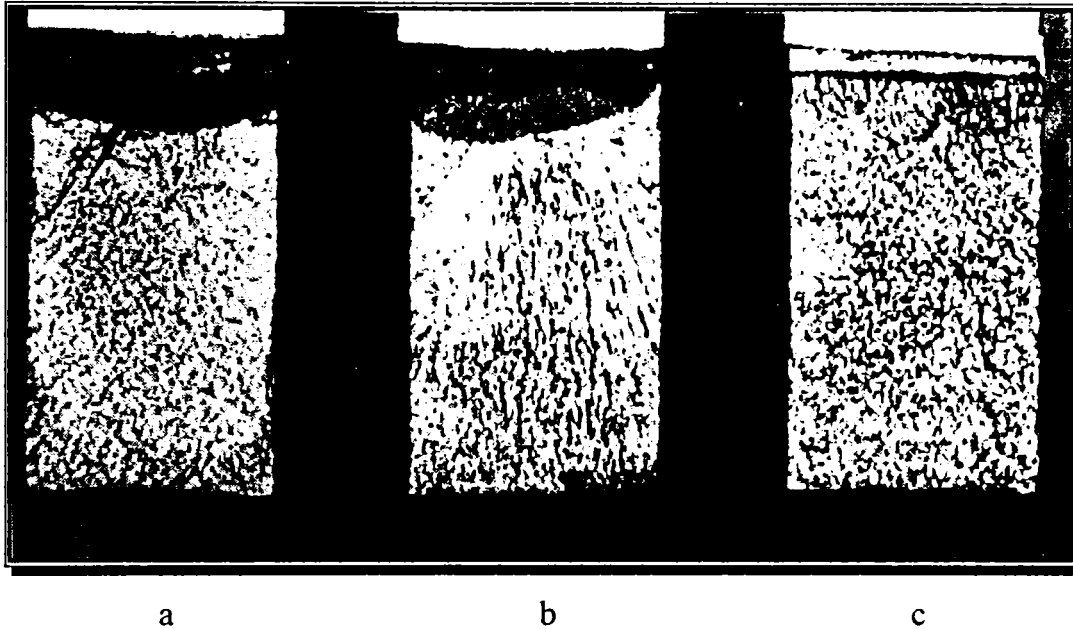
$y_1$  – funcția de complianță, determinată conform tabelului 5, din STAS 9760-74;

$L$  – deschiderea între reazemele de încercare, [mm];

$Z$  – distanța măsurată de la muchia epruvetei până la locul unde se montează traductorul de deplasare, [mm];

$a$  – lungimea fisurii, [mm].

Această relație oferă posibilitatea de a transforma deplasarea critică măsurată la suprafața epruvetei,  $V_c$ , în deplasare critică la vârful fisurii,  $\delta_c$ , considerând că deformația plastică a epruvetei se face prin rotirea flancurilor în jurul unui pivot plastic, centrul de rotație fiind plasat sub vârful fisurii.



**Figura 6. 55** Aspectul suprafețelor de rupere (tratament termic post sudare: a - îmbunătățire, b - normalizare, c - stare brută sudată)

Toate calculele intermediare care conduc la obținerea rezultatelor finale sunt sintetizate în tabelul 6.5. Analizând aceste rezultate se poate observa o creștere cu 50% a valorii deplasării critice la vârful fisurii  $\delta_c$ , la epruvetele care au fost tratate termic, comparativ cu cele netratate.

Acest fenomen se justifică în primul rând prin constituenții structurali intermediari și în afară de echilibru prezenți în Z.I.T.-ul oțelului 42MoCr11, evidențiați în capitolele precedente, și în al doilea rând prin starea de tensiuni interne de natură structurală și mecanică existente în probele netratate termic.

Deși cele două variante de tratament termic nu se deosebesc semnificativ din punctul de vedere al mărimii  $c$ , totuși este de preferat starea structurală obținută prin îmbunătățire, care conduce la rezultate mai omogene, ca o consecință a unei structuri mai fine și mai uniforme.

În concluzie putem sintetiza următoarele aspecte:

- suprafețele de rupere ale îmbinărilor sudate prin frecare OLC45-42MoCr11 și supuse încercărilor de mecanica ruperii prin metoda  $K_{Ic}$  au un caracter ductil, fapt care demonstrează că rezerva de plasticitate este mare și implicit rezistența la rupere este ridicată;

**Tabelul 6.5** Mărimile inițiale, intermediare și finale pentru aprecierea tenacității la rupere a îmbinărilor eterogene sudate prin frecare OLC45-42MoCr11

Nr. crt.	Sta- re de T.T	Lăți- mea, W	Gro- si- mea, B	Lun- gi- mea, fisurii, a	a/W	y <sub>1</sub>	F <sub>Q</sub>	F <sub>M</sub>	F <sub>M</sub> /F <sub>Q</sub>	K <sub>Q</sub>	V <sub>p</sub>	V <sub>c</sub>	F <sub>c</sub>	R <sub>p0,2</sub>	K <sub>c</sub>	δ <sub>c</sub>
1		50,0	25,0	25,3	0,506	10,82	38400	51600	1,34	2539	0,050	0,356	50350	633	12327	0,534
2	Î	50,0	24,7	25,5	0,508	10,96	24576	43144	1,74	1538	0,044	0,369	43150	633	10831	0,414
3		50,3	24,8	25,9	0,514	11,14	27806	41400	1,48	1766	0,031	0,400	40963	633	10378	0,377
4		50,0	25,0	25,5	0,510	10,96	31130	41200	1,32	1937	0,050	0,338	40416	450	10023	0,516
5	N	50,0	25,0	25,3	0,504	10,82	30037	41900	1,39	1826	0,075	0,300	40960	450	10028	0,505
6		50,0	25,0	25,5	0,510	10,96	28399	35400	1,25	1705	0,035	0,281	34953	450	8668	0,371
7	F	50,0	24,3	26,1	0,522	11,40	28945	28945	1,0	1925	0,019	0,231	28947	450	7682	0,289
8		50,0	25,0	26,2	0,524	11,48	29491	29491	1,0	1920	0,006	0,213	29493	450	7661	0,284

Obs: Î = îmbunătățire, N = normalizare, F = fără tratament termic post sudare



- aplicarea tratamentului termic de îmbunătățire sau de normalizare, în urma operației de sudare, provoacă o creștere cu circa 50% a valorii deplasării critice la vârful fisurii;
- tratamentul termic recomandat este îmbunătățirea deoarece comparativ cu normalizarea asigură o reproductibilitate mai bună a rezultatelor, ca o consecință a unei structuri mai fine și mai omogene.

# Capitolul 7

## Contribuții originale și concluzii finale

Sudarea prin frecare convențională este, așa după cum am demonstrat, atât prin modelarea matematică a câmpului termic cât și prin rezultatele obținute în urma cercetărilor experimentale, un *proces de sudare în stare solidă*, la care temperatura maximă atinsă de materialele din zona îmbinării este inferioară celei minime de topire dintre materialele care se sudează. Făcând parte din această familie de procese de sudare, el permite realizarea unor îmbinări sudate între materiale cu caracteristici termo-fizice, caracteristici mecanice, de compoziție chimică, etc. diferite. Prin urmare, acest avantaj major oferă posibilitatea de a îmbina prin sudare combinațiile de materiale care nu pot fi îmbinate prin alte procedee de sudare. Acest aspect, împreună cu costurile foarte reduse, tehnologia simplă, care nu necesită o pregătire îndelungată, atentă și costisitoare atât a componentelor cât și a personalului operator, au făcut ca procedeul să cunoască o aplicabilitate tot mai largă.

La aceste avantaje legate de posibilitățile tehnologice ale procedurii de sudare, se mai adaugă și o serie de alte avantaje legate de calitatea ridicată a îmbinării rezultate. Ca urmare a concentrării căldurii pe suprafețele de frecare ale celor două componente și a evacuării materialului plastifiat în baură odată cu ridicarea temperaturii, zona influențată termo-mecanic rezultată este foarte îngustă, ceea ce face ca întregul ansamblu de caracteristici ale îmbinării să fie foarte ridicate.

Pe lângă obținerea unei zone influențate termic foarte înguste, deformarea plastică produsă de nivelele ridicate ale presiunii, are la rândul ei efecte benefice asupra finisării granulației din zona îmbinării și asupra transformărilor fazice și structurale care se produc în materialul din zona îmbinării, așa după cum am demonstrat în urma cercetărilor experimentale.

Din păcate, multitudinea de fenomene care iau naștere și se desfășoară pe durata unui ciclu de sudare, nu au făcut obiectul unor investigații amănunțite cu scopul elucidării lor și al evidențierii posibilităților pe care le oferă în vederea "optimizării" procesului de sudare. Cercetările în această direcție fiind încă la început, nu au permis procesului să cunoască extinderea meritată, având în vedere avantajele majore pe care le oferă. Lucrarea de față a încercat, prin elucidarea unor chestiuni încă ne lămurite, să contribuie la extinderea aplicării industriale a acestui procedeu de sudare.

În vederea sintetizării contribuțiilor originale este utilă prezentarea acestora în perspectiva modalităților de optimizare a procesului de sudare prin frecare și a obiectivelor pe care ni le-am propus, prezentate în capitolul al treilea al acestei lucrări. Având în vedere acest aspect trebuie să ținem seama de faptul că cercetările complexe întreprinse au constatat atât dintr-o *abordare teoretică*, care a urmărit să fundamenteze procesele și fenomenele care se desfășoară pe parcursul procesului de sudare prin frecare convențională, cât și dintr-o *abordare aplicativă*, care să ofere pe baza rezultatelor experimentale obținute informații utile inginerilor tehnologi sudori din industrie.

### A. Contribuții originale în planul cercetărilor teoretice fundamentale

- Cercetările întreprinse în scopul fundamentării teoretice a procesului de sudare prin frecare convențională, au demarat printr-o trecere în revistă a stadiului actual în acest

domeniu. Prelucrând informațiile avute până în acest moment, completate cu propria experiență, am realizat o *sinteză a acestor fenomene*, descriindu-le într-o strânsă corelație cu succesiunea etapelor procesului de sudare, stabilind astfel *modalitățile prin care aceste fenomene pot fi dirijate și modul în care ele pot influența caracteristicile mecanice și structurale ale îmbinărilor realizate*. Am reușit astfel o "defalcare" pe faze și etape a întregului proces de sudare prin frecare convențională, care a permis crearea unei *imagini complete și exacte a specificului acestui proces de sudare*, evidențiindu-se particularitățile pe care le prezintă.

- Literatura de specialitate oferă foarte puține informații privind modelarea matematică a proceselor de sudare și în particular privind procesul de sudare prin frecare convențională. Unul dintre obiective fiind modelarea matematică a acestui proces am fost nevoit să stabilesc o modalitate de *a calcula cantitatea de căldură care se dezvoltă pe parcursul procesului de sudare prin frecare pe suprafețele frontale ale componentelor*. Modelul teoretic elaborat permite calcularea acesteia, pornind de la valorile principalilor parametri tehnologici ai procesului de sudare. Rezultatele obținute și prezentate în lucrare, confirmă precizia ridicată a modelării.
- Tot în această direcție am stabilit *valoarea cea mai probabilă a coeficientului de frecare*, în cazul a două componente din oțel, demonstrând că aceasta este constantă după ridicarea temperaturii pe suprafețele de frecare și plastifierea straturilor de material de pe acestea. Valoarea coeficientului de frecare este importantă deoarece de ea depinde valoarea cantității de căldură degajate pe aceste suprafețe. Din păcate frecarea în cazul acestui proces de sudare este o frecare la limită, de care tribologia a evitat să se ocupe până în prezent. Confirmarea corectitudinii alegerii valorii acestui coeficient a venit odată cu rezultatele modelării matematice a câmpului termic dezvoltat pe parcursul procesului de sudare prin frecare convențională.
- Odată stabilite aceste aspecte am încercat realizarea unui model propriu al *modului de generare în spațiu a căldurii pe suprafețele de frecare*. Rezultatele obținute pe acest model, comparate cu cele obținute pe alte două modele prezentate succint în literatura de specialitate, au confirmat corectitudinea modelului propriu. Acesta consideră căldura dezvoltată pe suprafețele de frecare ca fiind concentrată: în spațiu, într-o zonă inelară, cuprinsă între  $\frac{1}{3}R$  și  $\frac{2}{3}R$ , iar în timp, doar în perioada de frecare. Totodată, apropierea mare între rezultatele modelării matematice și rezultatele măsurătorilor experimentale au arătat precizia mai ridicată a modelului propriu și gradul mai ridicat de încredere pe care îl oferă.
- Modelul matematic realizat a permis, pentru prima dată, *determinarea analitică a câmpului termic dezvoltat într-o îmbinare sudată realizată prin frecare convențională*, materializat prin trasarea curbelor de răcire în orice punct al îmbinării, ales de operator. Măsurătorile experimentale ale variației temperaturii în câteva puncte ale îmbinării au confirmat precizia ridicată a modelării. Totuși, confirmarea corectitudinii modelării am obținut-o și prin compararea microstructurii și a durității obținute experimental, în zona îmbinării, cu microstructura și duritatea obținute prin suprapunerea curbei de răcire teoretice, rezultate, peste diagramele T.T.T. corespunzătoare materialelor componentelor.
- Având în vedere faptul că fenomenul de difuzie este influențat atât de nivelul ridicat al temperaturii atinse de materialul din zona îmbinării, cât și de presiunea ridicată din această zonă, precum și de faptul că fiind vorba de îmbinări eterogene, deci din

materiale diferite, sunt create premisele intensificării acestuia mi-am concentrat atenția și asupra studierii acestor fenomene. Ca rezultat al abordării teoretice a acestui fenomen, am reușit construirea unui *model matematic al difuziei elementelor de aliere* dintr-o componentă în cealaltă. Rezultatul modelării matematice a fost comparat cu rezultatele investigațiilor realizate cu ajutorul microsondei electronice, iar apropierea lor foarte mare a demonstrat calitatea ridicată a modelării, care reușește descrierea foarte bună a fenomenelor reale.

Modelul matematic construit permite calcularea extinderii zonelor de difuzie în componentele care se sudează pentru fiecare element de aliere de interes, punându-se în evidență separarea unor faze secundare cu rol fragilizant. Coroborând aceste informații cu intensitatea și extinderea câmpului termic calculată cu modelul prezentat anterior, putem pune în legătură directă amploarea fenomenelor de difuzie cu valorile parametrilor tehnologici ai procesului de sudare prin frecare convențională, oferind astfel posibilitatea optimizării procesului în direcția controlării acestor fenomene și a rezultatelor lor.

#### B. Contribuții originale privind cercetarea aplicativă

- Rezultatul cercetărilor teoretice legate de modelarea matematică, cu ajutorul analizei cu elemente finite, a câmpului termic dezvoltat la sudarea prin frecare convențională în vederea realizării unor îmbinări eterogene, precum și modelarea fenomenelor de difuzie în aceste îmbinări, a permis punerea la dispoziția oricărui inginer tehnolog sudor a unui instrument indispensabil previzionării efectelor procesului de sudare asupra materialelor componentelor. Acesta oferă pe de o parte posibilitatea *îngustării domeniului în care se caută valorile optime pentru parametrii tehnologici ai procesului de sudare*, iar pe de altă parte, posibilitatea *alegerii unor soluții tehnologice în vederea eliminării sau atenuării efectelor nedorite generate de acțiunea câmpului termo-deformațional dezvoltat asupra materialelor componentelor*.

S-a pus astfel la dispoziția oricărui inginer tehnolog un instrument care permite optimizarea procesului de sudare prin frecare convențională utilizat în vederea obținerii unor îmbinări eterogene prin:

- alegerea valorilor parametrilor tehnologici de sudare, astfel încât cantitatea de căldură care este introdusă în zona îmbinării să se găsească sub controlul operatorului;
  - optimizarea valorii vitezei de răcire a materialelor din zona îmbinării, precum și a microstructurii rezultate în urma răcirii materialelor cu viteza aleasă;
  - alegerea unor variante tehnologice care implică aplicarea unor tratamente termice anterioare și/sau ulterioare sudării, care să modifice vitezele de răcire în sensul dorit.
- Cercetările experimentale, realizate pe cuplurile de materiale OLC15-AlMg1 și OLC15-CuZn40Pb1, au condus la elucidarea aspectelor legate de *cinetica formării unei îmbinări sudate prin frecare eterogene și a mecanismului de formare și distrugere a micro-sudurilor* de pe suprafețele de frecare.
    - Astfel a fost pus în evidență faptul că realizarea unei îmbinări sudate debutează prin apariția unor micro-suduri între suprafețele de frecare.
    - Odată cu formarea acestora și continuarea deplasării relative a celor două suprafețe de frecare, acestea se distrug prin forfecarea materialului cu cele mai

scăzute caracteristici de rezistență la temperaturi ridicate, determinând în acest fel și distrugerea suprafețelor de frecare.

- Aceste micro-suduri se formează la început într-o zonă inelară, cuprinsă între  $\frac{1}{3}R$  și  $\frac{2}{3}R$ , care se extinde treptat, odată cu continuarea procesului de sudare, până ce acoperă în totalitate suprafețele de frecare.
- Momentul în care acestea acoperă întreaga secțiune a componentelor este cel în care faza de frecare a procesului de sudare este terminată și se poate trece la faza de refulare și respectiv la definitivarea îmbinării sudate eterogene.
- Ca rezultat al cercetărilor experimentale a fost pus în evidență *fenomenul de apariție și deplasare al planului de rotație*.
  - În cazul îmbinărilor eterogene, de îndată ce micro-sudurile se extind pe întreaga suprafață de frecare, planul de rotație, care coincidea cu cel de separație până în acest moment, se deplasează în interiorul materialului cu rezistență la forfecare mai scăzută.
  - Acest fenomen face ca în cazul acestui tip de îmbinări, frecarea să se transforme dintr-una care are loc între două materiale diferite într-una care are loc între două suprafețe din același material.
  - Fenomenul a fost pus în evidență pe toate cuplurile de materiale analizate (OLC45-Rp3, OLC45-42MoCr11, OLC45-10TiNiCr180, OLC15-AlMg1, OLC15-CuZn40Pb1).
  - Am demonstrat că distanța pe care se deplasează planul de rotație depinde de valorile parametrilor tehnologici principali ai procesului de sudare ( $P_{fr}$ ,  $t_{fr}$ ,  $n$ ).
  - Prin intermediul experimentelor realizate pe cuplul de oțeluri 30Cr130-10TiNiCr180 am reușit să evidențiez existența unei valori limită a distanței de deplasare, care crește odată cu creșterea valorilor parametrilor tehnologici de sudare. Dar indiferent de mărimea acestor parametri, odată atinsă această valoare, continuarea fazei de frecare (creșterea  $t_{fr}$ ) nu conduce la creșterea distanței de deplasare a planului de rotație ci doar la creșterea cantității de material pierdut prin expulzarea în bavură. În cazul acestui cuplu de materiale și a unei secțiuni corespunzătoare unui diametru al componentelor de  $\varnothing 20\text{mm}$ , durata limită pentru deplasarea planului de rotație este circa 10s.
  - Studiarea acestui fenomen oferă datele necesare optimizării procesului de sudare prin îmbunătățirea calității îmbinării, reducerea la minimum a consumului de material și o scurtare axială minimă, deci o bavură redusă.
- Tot în vederea optimizării procesului de sudare prin frecare convențională am realizat investigații în vederea studierii fenomenului de transfer de masă prin aderență din timpul acestui proces. Concentrându-ne atenția asupra cuplului OLC15-AlMg1, care oferă avantajul evidențierii mai ușoare a efectelor fenomenului, am reușit prin prelucrarea statistică a valorilor experimentale obținerea unei ecuații de regresie care descrie *variația cantității de material transferat în funcție de durata frecării*.

Prin aceste încercări experimentale am evidențiat existența fenomenului de "autoreglare" și a celui de "purificare". Analizând variația cantității de material transferate pe suprafața de frecare am pus în evidență existența unei valori limită a duratei de frecare (circa 10s),

după care această cantitate nu mai crește, confirmându-se astfel încă o dată rezultatele obținute prin analizarea fenomenului de deplasare al planului de rotație și existența unei *grosimi limită*. Folosind această relație, precum și celelalte informații cu privire la acest aspect, se poate optimiza procesul de sudare în special în direcția minimizării consumului de material, deci al reducerii costului îmbinării sudate realizate.

- Am evidențiat *amestecul de natură pur mecanică* a materialelor în zona îmbinării, reușind să localizez liniile de curgere din materialul cu caracteristici de rezistență mecanică mai scăzute. Aceste zone de amestec mecanic vor influența calitatea îmbinării sudate realizate.
- Studiarea experimentală a *reacțiilor de interfață* care au loc în zona îmbinării a condus la evidențierea câtorva aspecte caracteristice sudării prin frecare convențională a oțelurilor disimilare.
  - Formarea unor *straturi de difuzie* cu lățimi cuprinse între 30 $\mu$ m și 40 $\mu$ m, funcție de elementul de aliere în discuție, și respectiv concentrația acestuia în materialele celor două componente.
  - Apariția unor *straturi decarburate* cu lățimea de circa 100 $\mu$ m în componenta din oțel OLC45, în cazul cuplului de oțeluri OLC45-Rp3. Afirmarea pare paradoxală datorită concentrației mult mai mari în carbon a oțelului rapid pentru scule, dar ea se explică prin concentrația mai redusă în carbon a matricii metalice, ca urmare a legării carbonului sub formă de carburi dispuse uniform în această matrice.
  - Formarea unor microstructuri intermediare și în afară de echilibru în zona influențată termic a îmbinării sudate, dar cu fragilitate și variații ale durității mai reduse comparativ cu alte procese de sudare. Totodată extinderea zonelor afectate de transformările structurale este mai mică față de alte procese de sudare.
  - În cazul unor *oțeluri cu structură martensitică în Z.I.T.*, după sudare, am reușit să pun în evidență subzona de supraîncălzire și cea a transformărilor incomplete din Z.I.T., în care microstructurile în afară de echilibru au un pronunțat caracter acicular foarte fin, ca urmare a presiunii ridicate din timpul procesului de sudare. Efectul presiunii asupra finisării structurii a fost subliniat prin compararea structurii acestor zone cu cele corespunzătoare materialului de bază.
  - În cazul îmbinărilor între *oțeluri inoxidabile austenitice și ferito-martensitice* pe lângă ecrusarea mecanică puternică a ambelor materiale în zona îmbinării, dar cu precădere a celui austenitic, ca urmare a rețelei cristaline care permite mai multe sisteme de alunecare, am pus în evidență schimbarea orientării grăunților, de la o direcție orientată în lungul componentei la una situată perpendicular pe aceasta. Mai exact grăunții se reorientează pe direcția evacuării materialului în bavură.
  - Completând investigațiile și cu analize microscopice realizate cu ajutorul unui microscop electronic cu baleaj am remarcat prezența unor particule de fază  $\sigma$  în oțelul inoxidabil ferito-martensitic și a carburilor fine, plasate pe limitele dintre grăunți. Acestea nu au fost dizolvate în matricea de bază în pofida temperaturii ridicate din timpul ciclului de sudare din cauza duratei foarte scurte de

menținere la temperaturi ridicate și a presiunii ridicate, specifice procedurii de sudare prin frecare convențională.

- În cazul cuplului de materiale format dintr-un *oțel carbon de calitate și unul inoxidabil ferito-martensitic*, deformarea plastică este concentrată asupra celui dintâi material, la fel ca și extinderea zonei influențate termic. Transformările fazice și structurale reflectă structurile în afară de echilibru specifice zonei, remarcându-se formarea unor carburi globulare plasate într-o matrice feritică simultan cu fragmentarea lamelelor de cementită pentru domeniul oțelului carbon precum și formarea unei bainite aciculare, cu un pronunțat caracter zimțat în domeniul celeilalte componente. Descompunerea martensitei, respectiv precipitarea carburilor în condițiile unor temperaturi și presiuni ridicate, specifice acestui proces de sudare, este o urmare a instabilității ei.
- Investigând posibilitățile oferite de tratamentele termice în vederea optimizării procesului de sudare am studiat atât efectul unor *tratamente termice anterioare* cât și al unor *tratamente termice ulterioare* sudării asupra îmbinărilor realizate, funcție de cuplul de materiale de bază.
  - Am pus în evidență efectul benefic al aplicării unei recoaceri incomplete, anterior procesului de sudare, asupra componentelor din oțeluri carbon de calitate cu structură martensitică în Z.I.T. (înlăturarea structurii de laminare, reducerea durității, transformarea austenitei subrăcite în constituenți de treaptă perlitică, costuri reduse, consum energetic mai mic, productivitate mai mare, etc.).
  - Am evidențiat avantajele aplicării înainte de sudare a unei recoaceri pentru înmuiere la componentele din oțeluri inoxidabile ferito-martensitice și a unei îmbunătățiri, în cazul în care se optează pentru tratamente termice ulterioare sudării. Dacă însă după sudare nu se mai aplică tratamente termice, iar valorile durității satisfac cerințele de exploatare ale produsului, îmbunătățirea este o soluție convenabilă pentru acest tip de îmbinări sudate realizate prin frecare.
  - Am demonstrat importanța aplicării unei recoaceri izoterme, imediat după realizarea îmbinării, ca tratament termic ulterior sudării, în cazul sudării unor oțeluri înalt aliate pentru scule (Rp3), fără de care acestea fisurează ca urmare a tensiunilor interne ridicate generate de ciclul termic de sudare.
  - Am optimizat proprietățile de întrebuințare ale îmbinărilor sudate realizate între un oțel carbon de calitate și unul înalt aliat pentru scule prin aplicarea unui tratament termic post sudare diferențiat pentru cele două componente.
  - În cazul îmbinărilor sudate între oțeluri inoxidabile austenitice și oțeluri inoxidabile ferito-martensitice am arătat avantajele aplicării unei căliri pentru punere în soluție atât asupra caracteristicilor mecanice cât și pentru creșterea caracteristicilor de rezistență la coroziune. Am evidențiat în urma aplicării acestui tratament termic câteva aspecte:
    - anularea fenomenelor de ecruisare mecanică;
    - dizolvarea carburilor în matricea austenitică în cazul componentei din oțel inoxidabil austenitic, comparativ cu precipitarea unor carburi în cazul componentei din oțel inoxidabil ferito-martensitic;

- formarea unei structuri austenitice, fără precipitări de carburi pe limitele grăunților, în componenta din oțel inoxidabil austenitic și respectiv a uneia martensitice aciculare, cu precipitări limitate de carburi, în componenta din oțel inoxidabil ferito-martensitic;
  - uniformizarea de ansamblu a structurii și proprietăților în fiecare dintre cele două componente;
  - existența unor fenomene de difuzie a carbonului din oțelul inoxidabil ferito-martensitic în componenta din oțel inoxidabil austenitic, însoțite de formarea unei structuri pur feritice în zona decarburată, cu aspect grosolan, ca efect al recristalizării;
- Tot în vederea optimizării procesului de sudare am studiat efectul recoacerii pentru sensibilizare asupra îmbinărilor eterogene oțel inoxidabil austenitic - oțel inoxidabil ferito-martensitic. Astfel am pus în evidență creșterea zonei decarburate din oțelul inoxidabil ferito-martensitic odată cu creșterea temperaturii și a duratei de sensibilizare. Simultan cu acest fenomen apare o creștere a dimensiunilor grăunților din acest strat feritic, iar orientarea lor perpendiculară pe planul de separație devine tot mai accentuată.

Pe lângă precipitarea unor carburi fine în interiorul grăunților feritici din zona decarburată, odată cu creșterea temperaturii și a duratei de sensibilizare, crescând concentrația în carbon în zona limitrofă planului de separație din oțelul inoxidabil austenitic, se amplifică și fenomenul de precipitare a unor carburi de crom pe limitele grăunților cristalini austenitici.

Prin urmare, menținerea în exploatare a îmbinărilor realizate între aceste materiale, la temperaturi cuprinse între 600°C și 800°C, produce importante modificări structurale, alterând proprietățile de exploatare. La baza acestor modificări stau coeficienții de difuzie diferiți ai cromului și ai carbonului în  $Fe_{\alpha}$  și respectiv în  $Fe_{\gamma}$ .

- În privința îmbinărilor eterogene realizate între componente din oțel carbon de calitate și respectiv oțel aliat cu structură martensitică în Z.I.T. am studiat efectul tratamentelor termice de normalizare și de îmbunătățire aplicate post-sudare. Având în vedere că această combinație de materiale este orientată spre producerea unor piese intens solicitate mecanic, am analizat efectul celor două tipuri de tratamente termice prin intermediul măsurătorilor de duritate, al încercărilor la tracțiune statică (pe epruvete lise și pe epruvete cu concentrator), al încercărilor de încovoiere dinamică prin șoc și al încercărilor de măsurare a tenacității la rupere pe aceste îmbinări.

Rezultatele măsurătorilor de duritate au arătat o uniformizare a valorilor, în cazul ambelor tratamente termice, evitându-se formarea unui concentrator de tensiune în zona îmbinării ca urmare a fragilizării acestei structuri. Cu toate că îmbunătățirea este un tratament termic mai complex, cu durată mai mare, costuri mai ridicate și productivitate mai scăzută, acest tratament termic este optim pentru aceste îmbinări. El conduce la cele mai mari creșteri în ceea ce privește caracteristicile de rezistență mecanică ( $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ ), de plasticitate ( $A$ ,  $Z$ ), ale energiei de rupere ( $KV$ ), ale lucrului mecanic de rupere la tracțiune ( $L$ ), precum și ale rezistenței mecanice pentru îmbinare ( $R_m$  pe epruvete cu concentrator).



Analizele microfractografice au confirmat aceste rezultate, ruperea epruvetelor îmbunătățite având un caracter total ductil.

Rezultatele încercărilor de măsurare a tenacității la rupere au confirmat încă o dată faptul că tratamentul termic de îmbunătățire, aplicat post-sudare, conferă îmbinării o rezervă de plasticitate mare, valoarea deplasării critice la vârful sudurii crescând cu circa 50%, ca urmare în principal a finisării și a omogenizării structurii.

În concluzie tratamentul termic optim pentru acest tip de îmbinări sudate este aplicarea unei îmbunătățiri, ulterioare procesului de sudare.

- Analizarea posibilităților oferite de tratamentele termic anterioare și/sau ulterioare a condus la optimizarea procesului de sudare, iar în unele cazuri (OLC45-Rp3) chiar la posibilitatea realizării unor îmbinări sudate eterogene care ar fi imposibile fără aplicarea acestora.
- În urma tuturor cercetărilor întreprinse s-a reușit optimizarea procesului de sudare pentru anumite tipuri de combinații de oțeluri, rezultatele concrete având și o accentuată *importanță aplicativă* deoarece în toate cazurile au fost stabilite tehnologii de sudare optime, care pot fi folosite direct de către inginerii tehnologi sudori.

Față de nivelul cercetărilor privind procesul de sudare prin frecare convențională, această lucrare aduce câteva contribuții prioritare:

- stabilirea unei modalități matematice de calculare a cantității de căldură dezvoltate pe suprafețele de frecare;
- construirea unui model matematic al câmpului termic dezvoltat pe parcursul realizării unei îmbinări eterogene prin sudare prin frecare convențională;
- construirea unui model analitic al difuziei atât în timpul sudării prin frecare convențională cât și pe durata tratamentelor termice post-sudare;
- analiza efectelor tratamentelor termice anterioare și ulterioare sudării asupra structurii și proprietăților îmbinărilor eterogene realizate;
- utilizarea mecanicii ruperii și a tenacității la rupere, pentru îmbinările eterogene realizate prin frecare convențională;

Această teză, care sintetizează o parte din rezultatele investigațiilor efectuate pe parcursul a mai mult de 10 ani, nu are pretenția de a clarifica toate aspectele proceselor complexe din punctul de vedere al științei materialelor care se desfășoară pe parcursul sudării prin frecare convențională. Totuși ea a reușit să adâncească o parte din aceste fenomene, iar prin studierea lor, cantitativă și calitativă, face posibilă optimizarea procesului de sudare în special în cazul sudării unor materiale diferite, deci în condițiile în care se dorește obținerea unor îmbinări eterogene. În aceste condiții rezultatele prezentate devin cu atât mai importante cu cât fenomenele care se petrec în cazul acestor îmbinări sunt mai complexe. Cercetările în direcția optimizării procesului de sudare prin frecare vor continua în următoarele direcții:

**Tabel A1** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC45-Rp3

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
A01	1450	244	244	7,44	0,09	7,16
A02	1450	244	293	7,44	0,09	7,16
A03	1450	244	390	7,44	0,09	7,16
A04	1450	244	244	12,20	0,09	7,16

**Tabel A2** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC45-42MoCr11

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
B01	1450	97	194	2,30	0,09	3,34
B02	1450	78	156	2,30	0,09	3,34
B03	1450	97	194	3,22	0,09	2,21

**Tabel A3** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC45-30Cr130

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
C01	1450	62	125	3,22	0,09	2,21
C02	1450	62	125	3,22	0,09	2,00
C03	1450	62	125	2,00	0,09	2,21
C04	1450	94	156	2,00	0,09	2,20

**Tabel A4** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul 10Cr130-10TiNiCr180

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\grave{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
D01	1450	64	128	4,00	0,09	3,22
D02	1450	64	128	3,22	0,09	2,50
D03	1450	32	64	3,22	0,09	1,50
D04	1450	64	111	3,22	0,09	4,00

**Tabel A5** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC15-CuZn40Pb1

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\hat{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
E01	1450	15	15	7,00	0,09	3,22
E02	1450	25	20	6,00	0,09	3,22
E03	1450	30	35	5,00	0,09	4,00
E04	1450	20	35	4,00	0,09	3,22
E05	1450	40	50	3,22	0,09	3,22
E06	1450	45	60	3,22	0,09	2,21

**Tabel A6** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC15-10TiNiCr180

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\hat{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
F01	1450	35	40	2,21	0,09	2,21
F02	1450	35	40	3,22	0,09	2,21

**Tabel A7** Parametrii tehnologici principali ai regimurilor de sudare prin frecare folosite pentru cuplul OLC15-AlMg1

Marcaj	n, rot/min	$P_{fr}$ , N/mm <sup>2</sup>	$P_{ref}$ , N/mm <sup>2</sup>	$t_{fr}$ , s	$t_{fr\hat{a}}$ , s	$t_{ref}$ , s
G01	1450	15	15	5,00	0,09	3,22
G02	1450	30	35	4,00	0,09	4,00
G03	1450	20	40	4,00	0,09	3,22
G04	1450	25	50	3,22	0,09	2,21
G05	1450	40	60	3,22	0,09	2,21

## Bibliografie

1. \*\*\* - "American Welding Society - Welding Handbook", 7th Edition, Vol. 3, Miami FL, American Welding Society, 1980, pp. 240-261 (cap. 7, pp. 740-763)
2. \*\*\* - "ANSI/AWS A1.1 Metric Practice Guide for The Welding Industry"
3. \*\*\* - "ANSI/AWS A3.0 Welding Terms and Definitions"
4. \*\*\* - "ANSI/AWS B4.0 Standard Methods for Mechanical Testing of Welds"
5. \*\*\* - "ANSI/AWS C6.1-89 Recommended Practices for Friction Welding", 27p.
6. \*\*\* - "Catalog de materiale pentru sudare", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1991
7. \*\*\* - "Catalog de tehnologii și mașini de sudare prin frecare", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1985
8. \*\*\* - "Determinarea tenacității la rupere prin metoda  $K_{Ic}$ ", STAS 9760-74
9. \*\*\* - "Fatigue tests of friction welded joints", Doc. IIW/IIS-III-780-84, 16p
10. \*\*\* - "Friction Welding of Metals - A Collection of Specific Features Compiled from Practical Applications of Friction Welding - Part 4", Doc. IIW/IIS-III-863-86, KUKA April 1986
11. \*\*\* - "Friction Welding of Metals - Design and Production - Part 3", Doc. IIW/IIS-III-862-86, KUKA April 1986
12. \*\*\* - "Friction Welding of Metals - Principles and Procedures - Part 1", Doc. IIW/IIS-III-860-86, KUKA, April 1986
13. \*\*\* - "Friction Welding of Metals - Quality Assessment List of Technical Terms with Explanatory Notes - Part 5", Doc. IIW/IIS-III-864-86, KUKA April 1986
14. \*\*\* - "Friction Welding of Metals - Selection of Suitable Materials - Part 2", Doc. IIW/IIS-III-862-86, KUKA April 1986
15. \*\*\* - "Handbook of X-Rays", Editor Kaelbe E. F., McGraw-Hill Book Company, 1967
16. \*\*\* - "LUSAS Theory Manual, Ver. 11, FEA Ltd. Forge House, 66 High Street, Kingston Upon Thames, Surrey, KT1 1HN, United Kingdom"
17. \*\*\* - "LUSAS User Manual, Ver. 11, FEA Ltd. Forge House, 66 High Street, Kingston Upon Thames, Surrey, KT1 1HN, United Kingdom"
18. \*\*\* - "Metal Handbook - Welding, Brazing and Soldering", Vol. VI (Friction Welding), p. 507-518, 1983
19. \*\*\* - "Methods for Crack Opening Displacement (C.O.D.) Testing", British Standard Institution, BS 5762-1979
20. \*\*\* - "Radial friction welding simplifies offshore pipelaying", Metal Construction, August 1983, p. 440
21. \*\*\* - "Rapport on resistance welding and friction welding studies", Doc. IIW/IIS-III-774-84, 28p.

22. \*\*\* - "Rapport on resistance welding and friction welding studies in Japan", Doc. IIW/IIS-III-883-87, 31p
23. \*\*\* - "Rapport on resistance welding and friction welding studies", Doc. IIW/IIS-III-858-86, 19p
24. \*\*\* - "Resistance, MIAB, flash and friction welding researches in the UK at The Welding Institute", Abington, Cambridge, UK, Doc. IIW/IIS-III-871-86, 2p
25. \*\*\* - "Resistance, MIAB, flash and friction welding researches in the UK at The Welding Institute", Abington, Cambridge, UK, Doc. IIW/IIS-III-896-87, 2p
26. \*\*\* - "The friction weldability of aluminium alloy A7029", Wolverhampton Polytechnic, Doc. IIW/IIS-III, 37p.
27. \*\*\* - "The mechanical and electrical properties of copper-steel friction welded joints", Wolverhampton Polytechnic, Doc. IIW/IIS-III, 34p.
28. \*\*\* - "The plastic properties and structure of joints fabricated by friction welding", Doc. IIW/IIS-III-836-87, 10p.
29. \*\*\* - "Tool and manufacturing engineers handbook", Fifth Edition, vol. IV (Quality Control and Assembly), cap. 9, pp. 9.156-9.162, Editor Charles Wich and Raimonf F. Veilleux, Society of Manufacturing Engineers, 1987
30. Aasui, A., Fukushima, S., Kinugawa, J. - "Experimental studies on friction welding phenomena", National Research Institute for Metals, Doc. IIW/IIS-III-369-69
31. Adam, P. - "The strength of flywheel friction welded joints in high-temperature alloys", Welding and Cutting, Vol. 33, nr. 3, 1981, pp. 123-127
32. Adams, J. A., Rogers, D. F. - "Computer aided heat analysis", McGraw-Hill, London, 1973
33. Ambroziak, A., Horn, H., Lison, R. - "Friction welding of material combinations with special metals", Welding and Cutting, Vol. 42, nr. 2, 1990, pp. 67-72
34. Ambroziak, A., Horn, H., Lison, R. - "Friction welding of material combinations with special metals", Welding and Cutting, Vol. 42, nr. 5, 1990, pp. 224-227
35. Araki, Y., Sano, H. - "Simulation tests of friction welded axle beam", Doc. IIW/IIS-III-857-86
36. Araki, Y., Skinada, K. - "Quality assurance on the friction welding process", DVS Berichte 28 Annual Assembly, 1973
37. Arata, Y. - "High technology for material processing based on welding", Transaction of JWRI, Vol. 15, nr. 1, 1985, pp. 133-154
38. Arata, Y., Nisiguchi, K., Ohji, T., Kohsai, N., Tomie, M. - "Weldability concept on hardness prediction", Doc. IIW/IIS-IV-263-79, 17p.
39. Aritoshi, M., Okita, K., Enjo, T., Ikeuchi, K. - "Effect of copper oxide on joint strength of friction welding of copper-tungsten sintered alloy to tough pitch copper", Transaction of the JWS, Vol. 20, nr. 2, October 1989, pp. 63-69
40. Aritoshi, M., Okita, K., Enjo, T., Ikeuchi, K. - "Friction welding of copper-tungsten sintered alloy to tough pitch copper", Transaction of JWS, Vol. 4, nr. 1, 1986
41. Aritoshi, M., Okita, K., Enjo, T., Ikeuchi, K. - "Friction welding of copper-tungsten sintered alloy to tough pitch copper", The Spring Meeting of JWS, 1986
42. Aritoshi, M., Okita, K., Enjo, T., Ikeuchi, K., Matsuda, F. - "Friction welding of copper-tungsten sintered alloy to pure aluminum", Transactions of the JWS, Vol. 24, nr. 1, April 1993, pp. 50-56

43. Atsuta, T., Yamashita, S., Araki, T. - "Heat transfer by FEM during friction welding", Welding and Material Processing Laboratory, Kawasaki Heavy Industries Ltd. Raport 1984
44. Atsuta, T., Yamashita, S., Araki, T. - "Heat transfer simulation by FEM during friction welding", Doc. IIW/IIS-III-807-85, 20p
45. Auebner, K. H. - "Finite element method for engineers", John Wiley & Sons, New York 1975
46. Boarnă, C., Dehelean, D., Arjoca, I. - "Procedee neconvenționale de sudare", Editura Facla, Timișoara 1980
47. Boothby, P. J. - "Predicting hardness in steel HAZs", Metal Construction, Vol. 17, nr. 6, June 1985, pp. 363-366
48. Broberg, K. B. - "The foundations of fracture mechanics", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 16, nr. 4, 1982, pp. 497-515
49. Brown, L. - "Joining copper and copper alloys", Welding and Metal Fabrication, January 1995, pp. 18-21
50. Brudiu, I., Romănu, R., Simedrea, M. - "Utilizarea elementelor finite pentru studiul îmbinărilor sudate", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1986
51. Carlaw, H. S., Jaeger, J. C. - "Conduction of heat in solids", Clarendon Press, Oxford 1959
52. Carțiș, I. - "Tratamente termice - tehnologii și utilaje", Editura Facla, Timișoara 1982
53. Carțiș, I. - "Tratamente termochimice", Editura Facla, Timișoara 1988
54. Chakrabarti, S. - "Finite strip method in heat conduction - Proceedings of 1<sup>st</sup> International Conference on Numerical Methods in Thermal Problems", held at University College, Swansea 1979
55. Cheșa, I., Lașcu-Simion, N., Rizescu, C., Teodorescu, M. S. - "Mărci și produse din oțel", Editura Tehnică, București 1989
56. Cheung, Y. K., Yeo, M. F. - "A practical introduction to finite element analysis", Pitman, London 1979
57. Cioclov, D. - "Mecanica ruperii materialelor", Editura Academiei, București 1977
58. Cook Robert, D. (Department of Engineering Mechanics, University of Wisconsin-Madison) - "Concepts and applications of finite element analysis", Second Edition, John Wiley & Sons 1981, pp. 436-451, pp. 455-473
59. David, S. A. - "Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds", Welding Journal, April 1981, pp. 63s-71s
60. DeCelis, B. - "Theoretical analysis of dry friction in brittle and ductile materials", Wear 116, 1987, pp. 287-298
61. Desai, C. S. - "Elementary Finite Element Method", Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1979
62. Desai, C. S., Abel, J. F. - "An introduction to the Finite Element Method", Van Nostrand-Reinhold, New York 1972
63. Dette, M., Hirsch von, J. - "Friction welding of nodular iron structures and steel components", Welding and Cutting, Vol. 42, nr. 11, 1990, pp. 578-581
64. Echim, I., Lupescu, I. - "Tehnica sudării prin topire a metalelor și aliajelor - 150 de întrebări și răspunsuri", Editura Tehnică, București 1983

65. Eichhorn, F., Kes, P., Maser, D. - "Microstructure and properties of friction welded joints between identical titanium and titanium alloy materials", *Welding and Cutting*, Vol. 42, nr. 4, 1990, pp. 189-191
66. Elliott, S., Wallach, E. R. - "Joining aluminium to steel - Part 1 - A review of techniques in friction welding and diffusion bonding", *Metal Construction*, Vol. 13, nr. 3, March 1981, pp. 167-171
67. Elliott, S., Wallach, E. R. - "Joining aluminium to steel - Part 1 - Friction welding", *Metal Construction*, Vol. 13, nr. 4, April 1981, pp. 221-225
68. Emery, A. F., Carson, W. W. - "An evaluation of the use of the finite element method in the computation of temperature", *Sandia Lab. Rept. SCL-RR-69-83*, August 1969 (ASME Paper 69-WA/HT-38)
69. Enjo, T., Ikeuchi, K., Aritoshi, T., Okita, K. - "Friction welding of sintered (PM) tungsten alloy and toughpitch copper", *Osaka University, Autumn Meeting of JWS 1985*
70. Farbaș, N., Varga, L. - "Metode moderne de analiză a structurii metalelor și aliajelor", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1989
71. Fenner, R. T. - "Finite Element Methods for Engineers", MacMillan, London 1975
72. Fleșer, T. - "Comportarea îmbinărilor sudate la solicitări de durată la temperaturi ridicate", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1990
73. Froberg, C. E. - "Introduction to numerical analysis", Adison-Wesley, 1970
74. Fukakusa, K. - "On characteristics of real rotational contact plane in friction surfacing", *TJWRI*, Vol. 14, nr. 1, 1996
75. Fukakusa, K. - "On fundamental characteristics of real rotational contact plane in friction surfacing", *Doc. IIW/IIS-III-1046-95*
76. Fukakusa, K., Satoh, T. - "Travelling phenomena of rotational plane during friction welding - Experimental results and travelling mechanisms", *Research Reports of Fukui Technical College Natural Science and Engineering*, Nr. 18, December 1984, pp. 60-72, *Doc. IIW/IIS-III-806-85*
77. Fukakusa, K., Satoh, T. - "Travelling phenomena of rotational plane during friction welding - Application of friction hardfacing", *The International Symposium of JIW*, Nr. 3, 1986
78. Fukakusa, K., Satoh, T. - "Travelling phenomena of rotational plane during friction welding - Application of friction hardfacing", *Doc. IIW/IIS-III-836-86*
79. Fukaya, S., Mori, L. - "A large friction machine and its applications", *Toyoda Automatic Loom Works Ltd., Rapport Nr. FW-203-83*
80. Futamata, M., Fuji, A. - "Study on friction welding of titanium and type 304L austenitic stainless steel", *Transaction of the JWS*, Vol. 21, Nr. 1, April 1990, pp. 58-65
81. Gallagher, R. H. - "Finite Element Analysis - Fundamentals", Prentice Hall, New Jersey 1975
82. Gangoffer, J. F., Schultz, J. - "A deductive theory of friction", *Wear* 188, pp. 88-96, 1995
83. Gârbea, D. - "Analiză cu elemente finite", Editura Tehnică, București 1990
84. Geru, N., Bane, M., Gurgu, C., Coșmeleață, G., Marin, M. - "Analiza structurii materialelor metalice", Editura Tehnică, București 1991

85. Gheorghe, C. - "Controlul fine a metalelor cu radiații X. Spectrul de difracție și tehnici de investigație", Editura Tehnică, București 1990
86. Giang, N. K., Lesinski, K. J. - "Method of calculation the temperature fields for welds of arbitrary shape factor", *Welding and Cutting*, Vol. 42, Nr. 10, 1990, pp. 512-515
87. Grünauer, H. - "Aktuelle Anwendungen des Reibschweissens", *Aluminium*, Vol. 69, Nr. 5, 1993
88. Grünauer, H. - "Reibschweissen von Metallen", Ehningen bei Böblingen, Expert-Verlag, 1987
89. Grünauer, H., Loebner, R. - "Friction welding with integrated CNC machining facility", Doc. IIW/IIS-III-835-86, 7p
90. Harrison, J. D. - "The 'state-of-the-art' in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis. Part 1: Background and testing methods", *Metal Construction*, Vol. 12, Nr. 9, September 1980, pp. 415-422
91. Harrison, J. D. - "The 'state-of-the-art' in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis. Part 2: Interpreting records and effects of testing variables", *Metal Construction*, Vol. 12, Nr. 10, October 1980, pp. 524-529
92. Hasui, A., Der-Ming, L., Nishino, Y., Kono, T. - "Friction welding of sintered steel and carbon steel", *Transactions of the JWS*, Vol. 17, Nr. 1, April 1986, pp. 65-70 (Doc. IIW/IIS-III-840-86, 8p)
93. Hasui, A., Kira, Y. - "Friction welding of titanium and carbon steel", *Transactions of JWS*, Vol. 16, Nr. 1, April 1985, pp. 64-69 (Doc. IIW/IIS-III-824-85)
94. Hasui, A., Kira, Y. - "Friction welding of titanium and plain carbon steel", *Keio University, Quartely Journal of JWS*, Vol. 1, Nr. 3, 1983
95. Hasui, A., Matsui, T. - "On the effect of flaying face condition on weldability in friction welding", *Transaction of the Japan Welding Society*, Vol. 18, Nr. 1, April 1987, pp. 77-82
96. Hasui, A., Suga, Y., Kobayashi, H. - "On pressed plate of copper-aluminium friction welded joint", *Transaction of JWS*, Vol. 4, Nr. 4, 1986
97. Hasui, A., Suga, Y., Kobayashi, H. - "Pressworking of copper-aluminium friction welded joint", *Keio University, Rapport at The Autumn Meeting of JWS*, 1986
98. Hauser, D., Vanecho, J. A. - "Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds", *Welding Journal*, February 1982, pp. 37s-44s
99. Henwood, C., Bibby, M., Goldak, J., Watt, D. - "Coupled transient heat transfer - microstructure weld computations (Part B)", *Acta Metall*, Vol. 36, Nr. 11, 1988, 3037-3046
100. Hinton, E., Owen, D. R. J. (Department of Civil Engineering, University College of Swansea, UK) - "An introduction of finite element computations", *Pineridge Press Ltd., Swansea, UK*, 1985, pp. 89-105, pp. 114-126, pp. 173-202, pp. 229-236
101. Hoekstra, S., Schmidt-van der Burg, M. A. M., Ouden den, G. - "Microstructure and notch toughness of ferritic weld metal", *Metal Construction*, Vol. 12, Nr. 2, December 1986, pp. 771-775
102. Horn, H., Nentwig, A. E. W., Weiss, H. - "An investigation to the mechanical-technological properties of friction-welded tungsten heavy metal joints", *Welding and Cutting*, Vol. 40, Nr. 11, 1990, pp. 568-570



103. Huebner, K. H., (Engineering Mechanics Department, General Motors Research Laboratories) - "The Finite Element Method for Engineers", A Willey-Interscience Publication, John Willey & Sons, 1975, pp. 117-119, pp. 150-155, pp. 242-279, pp. 368-374
104. Ikekuchi, K., Aritoshi, M., Chen, G. S., Bill, J., Ushio, M. - "Friction bonding of ceramics to metal with intermediate layer", Transactions of JWRI, Vol. 23, Nr. 1, 1994, pp. 56-65
105. Ikeuchi, K., Takeda, M., Aritoshi, M., Ushio, M., Matasuda, F. - "Friction welding of silicon carbide to nickel with intermediate layer", Transaction of JWRI, Vol. 20, Nr. 2, 1991, pp. 77-84
106. Ionescu, I. R., Paumier, J-C. - "On the contact problem with slip displacement friction in elastostatics", International Journal of Science, Vol. 34, Nr. 4, 1996, pp. 471-491
107. Irons, B. M., Ahmad, S. - "Techniques of Finite Elements", Ellis Horwood, Chichester, England, 1979
108. Johansson, L. - "Model and numerical algorithm for sliding contact between two elastic half-planes with frictional heat generation and wear", Wear 160, 1993, pp. 77-93
109. Kabayashi, A. - "On an estimative equation of the amount of upset during friction welding of different kind metals", The International Symposium of JIW, Nr. 3, 1986
110. Kabayashi, H., Hattori, T., Umemura, T. - "Friction welding of copper pipe and aluminium pipe", Mitsubishi Heavy Industries Ltd., Rapport Nr. FW-261-86
111. Kaga, S., Fujii, K., Yamamoto, Y., Morimoto, T., Ogawa, K. - "Charpy impact test of friction welded joint", Osaka Institute of Technology, Spring Meeting of JWS 1985
112. Kagaya, C., Kato, M. - "Influence of tuffride treatment on strain distribution and fatigue damage of friction welded joint", Chubu Institute of Technology, Rapport Nr. FW-212-83
113. Kagaya, C., Kuwayama, M., Kato., - "Fatigue strength of friction welded joint", Chubu University, Raport Nr. FW-245-85
114. Kah, D. H., Dickinson, D. W. - "Weldability of ferritic stainless steels", Welding Journal, August 1981, pp. 135s-142s
115. Kai, S., Shiyan, W., Fengxiang, Q., Wei, X. - "Discussion on the physics phenomena and the mechanism of forming weld joint in the process of copper - stainless steel friction welding", China Welding, 4(1), 1995, pp. 19-27
116. Kanayama, K., Tasaki, Y., Machida, M., Kume, S., Aoki, S. - "Joining of ceramics by friction welding", Transaction of the JWS, Vol. 16, Nr. 1, April 1986, pp. 95-96
117. Kassatkin, O. G., Seyffarth, P. - "Berücksichtigung der Werkstoffkompatibilität beim Schweißen auf der Grundlager von CAM-Systemen", ZIS-Mitteilungen, Vol. 26, nr. 12, 1984, pp. 1293-1302
118. Kassatkin, O. G., Seyffarth, P., Demtschenko, W. - "Die Berechnung von Gefügemwandlungen beim Schweißen", ZIS-Mitteilungen, Vol. 22, nr. 12, 1980, pp. 1356-1365
119. Kato, K., Otsuka, M., Tokisue, H., Onoda, T., Hirano, T. - "Reibschweißverbindungen an rasch erstarrten PM-Werkstoffen des Typs AlSi", Aluminium, Vol. 69, Nr. 5, 1993

120. Kato, K., Tokisue, H. - "Fatigue strength of friction welded joints of 2017 and 2024 alloys", The International Symposium of JIW, Nr. 3, 1986
121. Kenny, B. G., Kerr, H. W., Lazor, R. B., Graville, B. - "Ferrite transformation characteristics and CCT diagrams in welded metals", Metal Construction, Vol. 17, Nr. 6, June 1985, pp. 374R-381R
122. Khalid, F. A., Edmonds, D. V. - "Observation concerning transformation interfaces in steels", Acta Metall Materialae, Vol. 41, Nr. 12, 1993, pp. 3421-3434
123. Kikuchi, Y., Nakajima, K. - "Application of friction welding process in Caterpillar Mitsubishi Ltd.", Caterpillar Mitsubishi Ltd., Rapport Nr. FW-242-85
124. Kim, Y. C., Fuji, A., North, T. H. - "Characterisation of residual stress and plastic strain in AISI304L stainless steel/titanium friction welds", Transaction of JWRI, Vol. 24, Nr. 1, 1995, pp. 121-125
125. Kim, Y. C., Yamamoto, T., North, T. H. - "Generation and reduction of residual stress in ceramic/metal joints", Transaction of JWRI, Vol. 21, Nr. 2, 1992, pp. 145-151
126. Klaus-Jürgen Bathe, (Department of Mechanical Engineering Massachusetts Institute of Technology) - "Finite Element procedures in engineering analysis", Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey 07632, 1982, pp. 407-422
127. Kobayashi, A. - "On an estimative equation of the amount of upset during friction welding of different kind metals", The International Symposium of JIW as Doc. 3-1, Nr. 3, 1986 (Meijo University Rapport Nr. FW-260-86)
128. Kornienko, Yu. N. - "Generalised integral forms for friction, heat and mass transfer coefficients", International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 38, Nr. 16, 1995, pp. 3103-3108
129. Kreith, F. - "Principles of heat transfer", International Textbook Company, Pennsylvania, 1965
130. Leca, A., Prisecaru, I. - "Proprietăți termofizice și termodinamice - solide, lichide, gaze", Vol. 1, Editura Tehnică, București 1994
131. Lee, J. W., Thomson, S. W., Varughese, R., Howell, P. R. - "The interaction between proeutectoid ferrite and austenite during the isothermal transformation of two low-carbon steel - a new model for the decomposition of austenite", Journal of Material Science, Vol. 28, 1993, pp. 4571-4577
132. Leone, G. L., Kerr, H. W. - "The ferrite to austenite transformation in stainless steels", Welding Journal, January 1982, pp. 13s-21s
133. Levytskyi, V. P., Onyshkevych, V. M. - "Plane contact problem with heat generation account of friction", International Journal of Engineering Science, Vol. 34, Nr. 1, pp. 101-112
134. Luca, E., Strat, M., Chiriac, M., Bărboi, V. - "Analiza structurală prin metode fizice", Vol. 2, Editura Academiei, București 1985
135. Magnée, A. - "Modelization of damage by abrasion", Wear, 162-164, 1993, pp. 848-855
136. Mashiko, T. - "Application of friction welding to production of power cable joint", Burndy Japan Corp. Ltd., Rapport Nr. FW-243-85
137. Masubuchi, K. - "Applications of numerical analysis in welding", Welding in the World, Vol. 17, Nr. 11/12, 1979, pp. 268-291

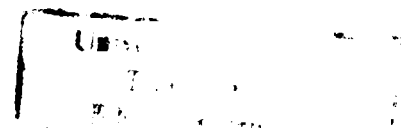
138. Masubuchi, K. - "Report on current knowledge of numerical analysis of stress, strain and other effects produced by welding", *Welding in the World*, Vol. 13, Nr. 11/12, 1975, pp. 271-288
139. Matsui, S., Atsuta, T., Yamashita, S., Araki, T. - "Joining of dissimilar materials pipes by double friction welding", *Doc. IIW/IIS-III-859-86*, 16p
140. Matsui, S., Atsuta, T., Yamashita, S., Araki, T. - "Thermal cycle at weld interface and its vicinity in friction welding", *Kawasaki Heavy Industries Ltd., Autumn Meeting of IIW 1986*
141. Micloși, V., Scorobețiu, L., Jora, M., Miloș, L. - "Bazele proceselor de sudare", Editura Didactică și Pedagogică, București 1982
142. Midling, O. T., Grong, Ø. - "A process model for friction welding of Al-Mg-Si alloys and Al-SiC metal matrix composites - II. HAZ microstructure and strain evolution", *Acta Metallurgica Materialia*, Vol. 42, Nr. 5, 1994, pp. 1611-1622
143. Midling, O. T., Grong, Ø. - "A process model for friction welding of Al-Mg-Si alloys and Al-SiC metal matrix composites - I. HAZ temperature and strain rate distribution", *Acta Metallurgica Materialia*, Vol. 42, Nr. 5, 1994, pp. 1595-1609
144. Miloș, L., Mitelea, I., Radu, B. - "Research on the quality of welded joints for reconditioning of pouring ladles", *Buletinul Științific și Tehnic al Institutului Politehnic "Traian Vuia"*, Timișoara, Tom. 35(49), Seria Mecanică, 1990, pp. 179-187
145. Mitelea, I., Radu, B. - "Particularități ale transformărilor de fază la sudarea prin frecare a oțelurilor 41MoCr11-OLC45", *A doua Conferință Națională "Echipamente și Tehnologii noi în Industria Constructoare de Mașini"*, Craiova 21-23 mai 1987, pp. 343-350
146. Mitelea, I., Budău, V. - "Materiale și tratamente termice pentru structuri sudate", Editura de Vest, Timișoara 1991
147. Mitelea, I., Budău, V. - "Studiul metalelor - îndreptar tehnic", Editura Facla, Timișoara 1987
148. Mitelea, I., Budău, V. - "Studiul metalelor", *Curs Litografia Institutului Politehnic "Traian Vuia"*, Timișoara 1983
149. Mitelea, I., Liță, M., Radu, B. - "Influence de certains processus de fabrication sur les contraintes résiduelles de pistons des moteurs marins", *Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux*, Tome XVI, Nr. 7, Novembre, 1993, Saint-Etienne, France, 15p
150. Mitelea, I., Miloș, L., Radu, B. - "Aspects macro- et micrographique des soudeurs par friction des aciers pour automobiles", *Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux*, Tome XVI, Nr. 3, Mai, 1992, Saint-Etienne, France, 13p
151. Mitelea, I., Radu, B. - "Aciers inoxydables à haute résistance 18Cr-4Ni-2Mn-2Cu durcissables par transformation et par vieillissement", *Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux*, Tome XVI, Nr. 8, Mai, 1994, Saint-Etienne, France, pp. 19.1-19.14, 15p
152. Mitelea, I., Radu, B. - "Apport materials and post weld heat treatment for hydraulic turbine blades reconditioning", *Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara*, Tom. 40(54), Seria Mecanică, 1995
153. Mitelea, I., Radu, B. - "Cercetări asupra tratamentului termic al oțelurilor inoxidabile cu transformare controlată", *Lucrările Congresului Internațional de "Tratamente termice și termochimice"*, 17-19 septembrie 1992, Cluj-Napoca, Vol. 3, pp. 102-112

154. Mitelea, I., Radu, B. - "Cercetări experimentale asupra tenacității îmbinărilor sudate prin frecare din oțeluri 41MoCr11-OLC45", Construcția de mașini, Nr. 10, octombrie 1989, pp. 513-517
155. Mitelea, I., Radu, B. - "Cercetări experimentale asupra tenacității îmbinărilor sudate din oțeluri disimilare", "Progres și eficiență în controlul nedistructiv și încercarea materialelor", 25-27 octombrie 1988, Timișoara
156. Mitelea, I., Radu, B. - "Cercetări experimentale asupra tenacității îmbinărilor sudate, realizate prin frecare din oțeluri MoVCr50 și OLC52.3k", "Studiul materialelor și tratamente termice", Ediția a III-a, 27-28 mai 1988, Craiova
157. Mitelea, I., Radu, B. - "Determinarea prin calcul a proprietăților mecanice în Z.I.T. a îmbinărilor sudate din oțeluri carbon și slab aliate", Buletinul Științific și Tehnic al Institutului Politehnic "Traian Vuia", Timișoara, Tom. 35(49), Seria Mecanică, 1990, pp. 139-145
158. Mitelea, I., Radu, B. - "Efectul tratamentului de sensibilizare asupra structurii îmbinărilor sudate prin frecare din oțeluri inoxidabile disimilare", Revista de tratamente termice, an III, Nr. 8-9, 1994, pp. 47-56
159. Mitelea, I., Radu, B. - "Influența tratamentului termic asupra proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate prin frecare din oțeluri 41MoCr11-OLC45", A doua Conferință Națională "Echipamente și Tehnologii noi în Industria Constructoare de Mașini, Craiova 21-23 mai 1987, pp. 337-342
160. Mitelea, I., Radu, B. - "Mass transfer processes in case of dissimilar materials friction welding", Sudura, An IV, Nr. 2, iunie 1994, pp. 1-4
161. Mitelea, I., Radu, B. - "Materiale și tratamente termice pentru structuri sudate - îndreptar tehnic", Litografia Universității Tehnice, Timișoara 1993
162. Mitelea, I., Radu, B. - "Optimizarea tehnologiei de sudare a oțelurilor cu limită de curgere ridicată cementate", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 39(53), Seria Mecanică, 1994, pp. 238-248
163. Mitelea, I., Radu, B. - "Posibilitatea de estimare analitică a proporției de constituenți structurali în Z.I.T. a îmbinărilor sudate", Lucrările celui de-al III-lea Simpozion Național de Studiul Metalelor și Tratamente Termice, 27-28 mai 1988, Craiova, pp. 179-186
164. Mitelea, I., Radu, B. - "Reacții de interfață la sudarea prin frecare a unor oțeluri disimilare", Metalurgia, Nr. 10, 1991
165. Mitelea, I., Radu, B. - "Realizări și perspective în domeniul tratamentelor termice cu fascicul laser și de electroni", Revista Metalurgia, Nr. 1, București 1991 ("Zilele Academice Timișene", Timișoara 25-27 mai 1989)
166. Mitelea, I., Radu, B., Liță, M. - "Corrélation entre l'histoire de formage á l'oxydation des aciers Cr-Mo-V", Bulletin du Circle d'Etudes des Métaux, Tome XVI, Nr. 2, Novembre, 1991, Saint-Etienne, France, 14p
167. Mitelea, I., Radu, B., Miloș, L., Mitelea, S. - "Conceptul timpului de răcire  $t_{8/5}$  pentru determinarea temperaturii de preîncălzire la sudare", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 36(50), Seria Mecanică, 1991, pp. 119-126
168. Mitelea, I., Radu, B., Miloș, L., Tioc, I. - "Efectul tratamentului termic de revenire asupra proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate din oțeluri inoxidabile 0,06C-13Cr-4Ni", Conferința Internațională "Realizări și perspective în domeniul sudării și încercărilor de materiale", Timișoara 24-25 mai 1995

169. Mitelea, I., Radu, B., Miloș, L., Tioc, I. - "On preheating opportunity in case of welding stainless steels with soft martensitic structure", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 37(51), Seria Mecanică, 1992, pp. 178-187
170. Mitelea, I., Radu, B., Mitelea, S. - "Base metal and addition material compatibility at motor shaft reconditioning", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 38(52), Seria Mecanică, 1993
171. Mitelea, I., Radu, B., Mitelea, S. - "Metallkundliche Aspekte an Reibschweissbindungen aus unterschiedlichen Werkstoffen", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 38(52), Seria Mecanică, 1993
172. Mitelea, I., Radu, B., Mitelea, S. - "Micrographic investigations on cavitation destruction mechanism in case of martensitic stainless steels with 0,1C-12Cr-4Ni", International Metallography Conference (Book of Proceedings), Colmar, France, Mai 1995, 14p
173. Mitelea, I., Radu, B., Mitelea, S. - "Noi tendințe în devoltarea oțelurilor feritice", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 39(53), Seria Mecanică, 1994, pp. 230-238
174. Mitelea, I., Radu, B., Tioc, I. - "Structural characteristics and impact energy evolution for dissimilar welded joints from controlled transformation stainless steels", Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice Timișoara, Tom. 40(54), Seria Mecanică, 1995
175. Mladin, Z., Dragomir, F., Radu, B. - "Instalație mecanizată pentru sudarea la interior a chesoanelor brațelor automacaralelor tip AMT", A VII-a Conferință de sudură și încercări de materiale, 15-17 octombrie 1987, Timișoara
176. Murakawa, H., Ueda, Y. - "Effect of singularity in stress field on optimum shape of ceramics/metal joint", Transactions of JWRI, Vol. 20, Nr. 1, 1991, pp. 109-116
177. Murata, R. - "Mechanical properties of friction welded joints of aluminium and stainless steel", Nippon Sanso K. K., Rapport Nr. FW-208-83
178. Nakai, T., Hara, A. - "Friction welding of sintered diamond blank and cemented carbide supporter", Sumitomo Electric Industries Ltd., Rapport Nr. FW-255-86
179. Nakayama, H., Ohue, Y., Okita, K. - "Fatigue strength characteristics of friction welded joint", Osaka Industrial University, Rapport Nr. FW-238-85
180. Necati, M. Özişik - "Heat Conduction", a Willey Interscience Publications, Editor John Willey & Sons, 1980
181. Nedev, A. G., Baltov, A. I. - "O aplicare a modelului de frecare uscată la analiza laminării la cald a benzilor", Cercetări metalurgice și materiale noi, Vol. II, Nr. 1-2, 1994, pp. 88-96
182. Netwig, A. W. E., Grünauer, H. - "Beitrag des Reibschweissens zum Leichtbau", Deutscher Verband für Materialforschung und- prüfung e. V.", Mitteilungen, Nr. 92, 1991, 14p
183. Netwig, A. W. E., Welz, W. - "Analyse des Reibschweissablaufes beim Rotationsreinschweissen von metallischen Werkstoffen gleicher und unterschiedlicher Warmfestigkeit", Deutscher Verband für Materialforschung und- prüfung e. V.", DVS 139, Mitteilungen, Nr. 95, 1991, 6p

184. Nguyen, Tam C., Weckman, David C. - "A Thermal and Microstructure Evolution Model of Direct-Drive Friction Welding of 1045 Steel", Presented at 4<sup>th</sup> International Seminar "Numerical Analysis of Weldability", 29<sup>th</sup> September - 1<sup>st</sup> October 1997, Graz-Seggau, Austria
185. Nicholas, E. D. - "Friction welding under water", Doc. IIW/IIS-III-778-84, 6p
186. Nicholas, E. D., Thomas, W. M. - "Metal deposition by friction welding", welding Journal, August 1986, Doc. IIW/IIS-III-893-87, pp. 17-27
187. Noda, S. - "Suggestions on standards of friction welding procedures", Toshiba Machine Co. Ltd., Rapport Nr. FW-209-83
188. Norrie, D. H., DeVries, G. - "An introduction to Finite Element Analysis", Academic Press, New York, 1978
189. Norrie, D. H., DeVries, G. - "Finite Element Method: Fundamentals and Applications", Academic Press, New York, 1973
190. Ogawa, K., Kaga, S. - "Influence of the friction welding processes on the Charpy impact strength of friction welding joints", University of Osaka Prefecture, Rapport Nr. FW-252-86
191. Ogawa, K., Kaga, S., Yamamoto, Y. - "Charpy impact test of friction welded joints", University of Osaka Prefecture, Rapport Nr. FW-252-86
192. Ogawa, K., Yamaguchi, H., Kaga, S., Sakaguchi, K. - "Optimization of friction welding condition for S45C carbon steel using a statistical technique", Transactions of the JWS, Vol. 24, Nr. 2, October 1993, pp. 47-53
193. Ohue, Y., Nakayama, H., Ogawa, K. - "Fatigue strength of friction welded joints of pure copper to itself and carbon steel to itself", Osaka Industrial University, Rapport Nr. FW-251-86
194. Okamura, M. - "Strength distribution in cross section of friction welded joint of large-diameter SVM35 steel rod", Sakae Industries Ltd., Rapport Nr. FW-257-86
195. Okita, K., Aritoshi, M. - "Friction welding of large-diameter SU304 steel", Industrial Research Institute of Hyogo Prefecture, Rapport Nr. FW-236-85
196. Ozaki, T., Inoue, S., Tanabe, Y., Yamato, K. - "Torsional fatigue on friction welding reported in 1983", Nippon Steel Corp., Rapport Nr. FW-207-83
197. Pavelescu, D. - "Concepții noi, calcul și aplicații în frecarea și uzarea solidelor deformabile", Editura Academiei, București 1971
198. Pavelescu, D. - "Triobotehnica - principii noi și aplicații privind frecarea, uzarea și ungerea mașinilor", Editura Tehnică, București 1983
199. Popescu, N., Vitănescu, C. - "Tehnologia tratamentelor termice", Editura Tehnică, București 1974
200. Potemte, H., Kaiser, H. - "A mathematical-physical model to describe the stationary welding process in the friction welding of plastics", Welding and Cutting, Vol. 24, Nr. 7, 1990, pp. 342-347
201. Povirk, L. G., Needleman, A. - "Finite Element simulation of fiber pull-out", Transactions of the ASME, Vol. 115, July 1993, pp. 286-291
202. Pumnea, C., Dina, I., Sorescu, F., Dumitru, M., Niculescu, T. - "Tehnici speciale de analiză fizico-chimică a materialelor metalice", Editura Tehnică, București 1988

203. Radu, B. - "Cercetări asupra îmbinărilor sudate realizate prin frecare din materiale cu coeficienți de dilatare foarte diferiți", Zilele Academice Timișene, Ediția a IV-a 25-27 mai 1995
204. Radu, B. - "Difuzia pe interfețe în cazul sudării prin frecare a oțelurilor Rp3-OLC45", Analele Universității din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea: Tehnologia Construcțiilor de Mașini, Vol. I, 1995, pp. 143-149
205. Radu, B. - "Estimarea comportării la sudare a componentelor din oțel OCS69 cementat", Analele Universității din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea: Tehnologia Construcțiilor de Mașini, Vol. I, 1995, pp. 149-155
206. Radu, B. - "Posibilități de îmbunătățire a durabilității părților active ale cupelor de excavator", Analele Universității din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea: Tehnologia Construcțiilor de Mașini, Vol. I, 1995, pp. 135-143
207. Radu B., Mitelea I. - "Phase Transformation Particularities for Heterogenous Friction Welds 30Cr130-OLC45", Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 44(58), Mecanica, Fascicola 1, 1999, 321-326, 6p
208. Radu B. - "Deformational Effects of Friction Welding Dissimilar Steels", Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 44(58), Mecanica, Fascicola 1, 1999, 313-320, 8p
209. Radu, B., Groza, M. D. - "Influența tratamentelor termice asupra durtății sculelor așchietoare sudate prin frecare din cuplul de oțeluri OLC45-Rp3", Analele Universității din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea: Tehnologia Construcțiilor de Mașini, Vol. I, 1995, pp. 19-25
210. Radu. B. - "Particularități ale transformărilor de fază la sudarea prin frecare a oțelurilor Rp3-OLC45", Analele Universității "Eftimie Murgu", Reșița, Fascicola I, Inginerie, Anul I, Nr. 1, 1994, pp. 149-152
211. Ralston, A. - "A first course in numerical analysis", Addison-Wesley, 1970
212. Roy Chowdhury, S. K., Ghosh, P. - "Adhesion and adhesional friction at contact between solids", Wear 174, 1994, pp. 9-19
213. Rykalin, N. N. - "On solution of linear parabolic equatuion (in Russian), Izd. AN SSSR 125 (3), 1959, pp. 123-131
214. Rykalin, N. N. - "Thermal problems in welding (in Russian) 1, Izd. AN SSSR, 1947
215. Rykalin, N. N., Pugin, A. I., Vasisilieva, V. A. - "Heating and cooling process in friction welding (in Russian), Soviet Welding 10, 1959, pp. 38-51
216. Safta, V. - "Controlul îmbinărilor și produselor sudate", Vol I, Editora Facla, Timișoara 1984
217. Safta, V. - "Controlul îmbinărilor și produselor sudate", Vol II, Editora Facla, Timișoara 1986
218. Sălăgean, T., Mălai, D., Vodă, M. - "Aplicații ale statisticii în domeniul construcțiilor de mașini", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1987
219. Sălăgean, T., Mitelea, I., Vodă, M. - "Metalurgia și sudarea oțelurilor inoxidabile", Editor Oficiul de Informare Documentară pentru Industria Construcțiilor de Mașini, București 1990
220. Salvadori, M. G., Baron, M. L. - "Numerical methods in engineering", Prentice-Hall, New Jersey, 1964



221. Sano, H., Saito, H., Matsuki, T., Nobori, S. - "Adaptation of friction welding machine capacity for manufacture of small parts", Mitsubishi Heavy Industry Ltd., Rapport FW-204-83
222. Sanssani, F., Neelam, J. R. - "Friction welding of incompatible materials", Welding Journal, November 1988, pp. 264s-270s
223. Segerlind, L. J. - "Applied Finite Element Analysis", John Willey, New York 1976
224. Seyffarth, P. - "Atlas Schweiss-ZTU-Scaubilder", Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1983
225. Seyffarth, P. - "Calculation of structural transformations in the welding process", Doc. IIW/IIS-IX-1228-82
226. Seyffarth, P., Kassatkin, O. G. - "Rechnerische Bestimmung der prozentualen Gefügezusammen-setzung in der Wärmeeinflusszone niedriglegierter Stähle", ZIS-Mitteilungen, Vol. 26, Nr. 12, 1984, pp. 1284-1292
227. Seyffarth, P., Kassatkin, O. G. - "Statistische Ermittlung prozentualer Gefügezusammensetzungen beim Schweißen", ZIS-Mitteilungen, Vol. 22, Nr. 12, 1980, pp. 1365-1371
228. Seyffarth, P., Kassatkin, O. G. - "Rechnerische Bestimmung der Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen niedriglegierter Stähle", Schweißtechnik, Berlin, Vol. 27, Nr. 3, 1973, pp. 58-63
229. Shinoda, T., Horishino, K., Yamashita, R. - "Effect of friction welding parameters on mechanical properties of cast iron joints", Quartely Journal of Japan Welding Society, Vol. 12, Nr. 3, 1994, pp. 328-334
230. Shinoda, T., Tsuchiya, T., Takahashi, H. - "Functional characteristics of friction weld near-equiatomic TiNi shape memory alloys", Transactions of JWS, Vol. 22, Nr. 2, October 1991, pp. 30-36
231. Sluzalek, A., Sluzalek, A. - "Solutions of thermal problems in friction welding - comparative study", International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 39, Nr. 6, 1993, pp. 1583-1587
232. So, R. M. C., Sommer, T. P. - "An explicit algebraic heat-flux model for the temperature field", International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 39, Nr. 3, 1996, pp. 455-465
233. Suzumura, A., Onzawa, T., Ohmori, A., Arata, Y. - "Friction welding of ceramics to aluminium clad steel", Doc. IIW/IIS-III-890-87, 7p
234. Takahashi, Y., Koguchi, T., Nishiguchi, K. - "Effect of bulk deformation on viscoplastic adhering process - A numerical study of solid state pressure welding", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 115, April 1993, pp. 171-178
235. Takahashi, Y., Koguchi, T., Nishiguchi, K. - "Modeling of viscoplastic adhering process by a Finite Element technique", Transaction of ASME, Vol. 115, January, 1993, pp. 150-155
236. Takenaka, T., Yoshida, M., Sugimoto, H. - "Friction welding of high speed steel and Co base alloy", Taisei Kinzoku Kogyo Co. Ltd., Rapport Nr. FW-249-86
237. Tazaki, Y., Nakayama, N., Aoki, S. - "Friction welding of alumina based ceramics", Government Industrial Research Institute, Nagoya, Rapport Nr. FW-213-83
238. Tezuka, Y., Goto, T. - "Friction welding of bicycle hub", Tezuka manufacturing Co. Ltd., Rapport Nr. FW-241-85



239. Tong, P. - "Exact solution of certain problems by the Finite Element Method", AIAA J.7, 1969, pp. 179-180
240. Tong, P., Rossetos, J. N. - "Finite Element Method: Basic techniques and implementation", MIT Press, Cambridge, Massachusetts, 1977
241. Trușculescu, M., Ieremia, A. - "Oțeluri inoxidabile și refractare", Editura Facla, Timișoara 1983
242. Ueda, Y., Kim, C. Y., Yuan, G. M. - "A prediction method of welding residual stress using source of residual stress (Report I) - Characteristics of inherent strain (Source of residual stress)", Transaction of JWRI, Vol. 18, Nr. 1, 1989, pp. 135-141
243. Ueda, Y., Murakawa, H., Wang, J., Yuan, G. M. - "Three dimensional numerical simulation of various thermo-mechanical processes by FEM (Report II) - Deformation analysis of compressor under assembly by shrinkage fit", Transaction of JWRI, Vol. 21, Nr. 2, 1992, pp. 119-124
244. Ueda, Y., Nakacho, K., Yuan, G. M. - "Application of FEM to theoretical analysis, measurement and prediction of welding residual stress", Transaction of JWRI, Vol. 20, Nr. 1, 1991, pp. 97-107
245. Ueda, Y., Wang, J., Murakawa, H., Yuan, G. M. - "Three dimensional numerical simulation of various thermo-mechanical processes by FEM (Report I), - Methods for improving the convergence of 3-D analysis of welding", Transaction of JWRI, Vol. 21, Nr. 2, 1992, pp. 111-117
246. Ueda, Y., Yuan, G. M. - "A prediction method of welding residual stress using source of residual stress (Report II) - Determination of standard inherent strain", Transaction of JWRI, Vol. 18, Nr. 1, 1989, pp. 143-150
247. Vasilică, Gh., Biță, O. - "Procese de lubreficație, frecare și uzură la suprafețele metalice", Editura Academiei, București 1967
248. Vermeșan, G. - "Difuzia", Litografia Institutului Politehnic Cluj-Napoca, Cluj-Napoca 1980
249. Vill, V. I. - "Friction welding of metals", A.W.S. Reinhold Publishing Corporation, New York 1962
250. Wakai, T., Sakane, M., Ohnami, M., Okita, K., Fukuchi, Y. - "High temperature low-cycle fatigue of friction welded joints - type 304-304 stainless steel and alloy 718-718 nickel base superalloy", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 115, January 1993, pp. 109-115
251. Watanabe, M. - "Friction welding of large-diameter products", Shimizu Kinzou Co. Ltd., Rapport Nr. FW-262-86
252. Watt, D. F., Coon, L., Bibby, M., Goldak, J., Henwood, C. - "An algorithm for modelling microstructural development in weld Heat Affected Zones (Part A) - Reaction kinetics", Acta Metall., Vol. 36, Nr. 11, 1988, pp. 3029-3035
253. Wei, S., Tingshi, Z., Daxing, G., Dunkang, L., Poliang, L., Xiaoyun, Q. - "Fracture toughness measurement by cylindrical specimen with ring-shape crack", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 16, Nr. 1, 1982, pp. 69-72
254. William, T., Carter, Jr. - "A model for friction in metal forming", Transaction of the ASME, Vol. 116, January 1994, pp. 8-13
255. Yevtushenko, A. A., Ukhanska, O. M. - "Plane contact problem of thermoelasticity with quasi-steady frictional heating", International Journal of Engineering Science, Vol. 31, Nr. 11, 1993, pp. 1565-1573

256. Zaghoul, B., El-Batahgy, A.-M., Sadek, A., el-Shenawy, M. - "A study on residual stress of dissimilar welding joints", Quartely Journal of Japan Welding Society, Vol. 12, Nr. 4, 1994, pp. 459-467
257. Zgură, G., Răileanu, D., Scorobețiu, L. - "Tehnologia sudării prin topire", Editura Didactică și Pedagogică, București 1983
258. Zinkiewicz, O. C. - "The Finite element Method", McGraw-Hill, New York, 1977
259. Zinkiewicz, O. C., FRS (Professor of Civil Engineering and Heat of the Department of Civil Engineering, University of Wales, Swansea) - "The Finite Element Method (The third expanded and revised edition of The Finite Element Method in Engineering Science), McGraw-Hill Book Company (UK) Limited 1986
260. Brauer, J. R. - "What every engineer should know about Finite Element Analysis", Marcel Dekker, Inc., New York 1993
261. \* \* \* - [www.thompson-friction-welding.co.uk](http://www.thompson-friction-welding.co.uk)
262. \* \* \* - "Rapport on resistance welding and friction welding studies in Japan", Doc. IIW/IIS-III-1044-95
263. \* \* \* - "Rapport on resistance welding and friction welding studies in Japan", Doc. IIW/IIS-III-1063-96
264. Fu, L., Duan, L. - "The Coupled Deformation and Heat Flow Analysis by Finite Element Method During Friction Welding", Welding Journal, Vol. 77, nr. 5, May 1998
265. Hval, M., Thaulow, C., Lange, J. H., Høydal, S. H., Zhang, Z. L. - "Numerical Modeling of Ductile Fracture Behavior in Aluminum Weldments", Welding Journal, Vol. 77, nr. 5, May 1998
266. Chang, B., Bibby, M. J. - "A software environment for predicting weld features", American Welding Society "International Conference on Computerization of Welding Information IV", Grosvenor Resort Orlando, Florida, 3-6 Nov. 1992
267. Lee, S. G., Tsai, C. L. - "PC-based post-processing software for welding thermal analysis", American Welding Society "International Conference on Computerization of Welding Information IV", Grosvenor Resort Orlando, Florida, 3-6 Nov. 1992

- 
268. Mitelea, I., Radu, B. - "Thermal Field Numerical Analysis in Case of Friction Welding of Dissimilar Materials", *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4*, Edited by H. Cerjak, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge UK 1998, pp. 444-454
269. Mitelea, I., Radu, B. Petcu, S. - "Numerical Modelling of Heat Transfer and Microstructure Development in Friction Welding of Spheroidal Graphite Irons - Mild Steel", 5<sup>th</sup> International Seminar "Numerical Analysis of Weldability", Graz-Seggau, Austria 4-6 October 1999 (în curs de publicare)
270. Mitelea, I., Radu, B. - "Friction Welding under Water of Alloys with Titan Base - Microstructural Aspects", *Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara*, Tom 42(56), Mecanica, Fascicola 2, 1997, 164-171, 8p
271. Radu, B., Mitelea, I. - "Material Transfer During Friction Welding", *Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara*, Tom 42(56), Mecanica, Fascicola 2, 1997, 172-180, 8p
272. Radu, B., Belgiu, G. - "Thermal Evolution Model for Dissimilar Friction Welded Joints", *Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara*, Tom 43(57), Mecanica, Fascicola 1, 1998, 245-253, 8p
273. Radu, B. - "Structural Transformations in Dissimilar Friction Welded Joints", *Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara*, Tom 43(57), Mecanica, Fascicola 1, 1998, 237-244, 8p

## Cuprins

<b>Capitolul 1 INTRODUCERE</b>	<b>5</b>
<b>Capitolul 2 STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND MECANISMUL DE REALIZARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE PRIN FRECARÉ</b>	<b>7</b>
2.1 Sudarea prin frecare - proces de sudare în stare solidă .....	7
2.2 Variante tehnologice de sudare prin frecare .....	8
2.3 Schema de principiu a sudării prin frecare convențională .....	11
2.4 Factorii care determină calitatea îmbinărilor sudate .....	12
2.4.1 Viteza de mișcare relativă a componentelor care se sudează .....	14
2.4.2 Presiunea de frecare .....	16
2.4.3 Presiunea de refulare .....	17
2.4.4 Timpul de frecare .....	17
2.4.5 Timpul de refulare .....	18
2.4.6 Scurtarea axială .....	18
2.5 Fazele și etapele procesului de sudare prin frecare convențională	19
2.6 Materiale care se sudează prin frecare .....	24
2.7 Avantajele și limitele sudării prin frecare .....	26
<b>Capitolul 3. MODALITĂȚI DE OPTIMIZARE A PROCESULUI DE SUDARE PRIN FRECARÉ</b>	<b>28</b>
3.1 Abordarea optimizării procesului de sudare prin frecare .....	28
3.2 Modelarea matematică a ciclului termic de sudare .....	30
3.3 Tratamente termice aplicate îmbinărilor sudate .....	32
3.4 Studierea reacțiilor de interfață și a proceselor de transfer de masă .....	33
3.5 Obiectivele pe care și le propune autorul .....	34
<b>Capitolul 4 MODELAREA CÂMPULUI TERMIC DEZVOLTAT LA SUDAREA PRIN FRECARÉ CONVENȚIONALĂ</b>	<b>37</b>
4.1 Abordarea problemelor ingineresti cu ajutorul metodei elementelor finite .....	37
4.2 Ecuațiile transmiterii căldurii .....	41
4.2.1 Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim staționar .....	41
4.2.2 Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu .....	42

4.3 Condiții la limită .....	43
4.3.1 Condiții la limită de timp .....	43
4.3.2 Condiții la limită spațiale .....	43
4.4 Ecuațiile elementelor finite rezultate prin aplicarea metodei Galerkin .....	45
4.5 Ipoteze simplificatoare în vederea stabilirii modelului matematic	48
4.6 Modelarea câmpului termic la îmbinările sudate prin frecare convențională .....	52
4.6.1 Condiții de frontieră .....	52
4.6.2 Condiții de timp .....	53
4.6.3 Discretizarea structurii .....	55
4.7 Câmpul termic la sudarea prin frecare convențională .....	62
<b>Capitolul 5 REACȚII DE INTERFAȚĂ LA ÎMBINĂRI SUDATE ETEROGENE REALIZATE PRIN FRECARĂ</b>	<b>79</b>
5.1 Procese de transfer de masă prin difuzie .....	81
5.2 Procese de formare și distrugere a micro-sudurilor pe suprafețele de frecare .....	101
5.2.1 Suprafața reală a materialelor metalice .....	101
5.2.2 Mecanismul de formare și distrugere a micro-sudurilor .	103
5.2.3 Distribuția microsudurilor pe suprafețele de frecare .....	106
5.3 Procesul de dezvoltare de căldură pe suprafețele de frecare .....	115
5.4 Procese și mecanisme de transfer de masă la nivel macro .....	118
5.4.1 Deplasarea planului de rotație în timpul sudării prin frecare .....	118
5.4.2 Transferul de masă prin aderență .....	129
5.5 Amestecul mecanic al materialelor în zona îmbinării .....	133
5.6 Transformări fazice și structurale pe interfața îmbinărilor eterogene .....	136
5.6.1 Cuplul oțel carbon de calitate - oțel aliat cu structură martensitică în Z.I.T. ....	137
5.6.2 Cuplul oțel inoxidabil ferito-martensitic - oțel inoxidabil austenitic .....	141
5.6.3 Cuplul oțel carbon - oțel inoxidabil martensitic .....	147
<b>Capitolul 6 OPTIMIZAREA PRIN TRATAMENTE TERMICE A MICROSTRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR ÎMBINĂRILOR SUDATE ETEROGENE</b>	<b>155</b>
6.1 Tratamente termice anterioare sudării prin frecare .....	156
6.1.1 Recoacerea pentru înmuiere .....	156
6.1.2 Recoacerea incompletă .....	157
6.1.3 Îmbunătățirea .....	160
6.2 Tratamente termice ulterioare sudării .....	162
6.2.1 Recoacerea izotermă .....	162
6.2.2 Călirea urmată de revenire .....	163
6.2.3 Călirea pentru punere în soluție .....	165

Cuprins	240
6.2.4 <i>Recoacere pentru sensibilizare</i> .....	173
6.2.5. <i>Recoacerea pentru normalizare și îmbunătățirea</i> .....	185
6.3 Efectul tratamentului termic post sudare asupra tenacității la rupere a îmbinărilor sudate prin frecare .....	201
6.3.1 <i>Mecanica ruperii îmbinărilor eterogene sudate realizate prin frecare</i> .....	201
6.3.2 <i>Metodica cercetărilor experimentale</i> .....	206
6.3.3 <i>Analiza și interpretarea rezultatelor experimentale</i> .....	208
<b>Capitolul 7 CONTRIBUȚII ORIGINALE ȘI CONCLUZII FINALE</b>	213
<b>Anexă</b>	221
<b>Bibliografie</b>	223
<b>Cuprins</b>	238