

APTITUDINEA LA SUDAREA PRIN FRECARA A OȚELURILOR TRATATE TERMIC ȘI TERMOCHIMIC

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea "Politehnica" din Timișoara
în domeniul ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR
de către

Ing. Adrian Iulian Moșilă

Conducător științific:	prof.univ.dr.ing . Ion MITELEA
Referenți științifici:	prof.univ.dr.ing. Valeriu DEAC prof.univ.dr.ing. Dorin DEHELEAN prof.univ.dr.ing. Ioan CARTIȘ

Ziua susținerii tezei: 24.10.2008

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

Universitatea „Politehnica” din Timișoara a inițiat seriile de mai sus în scopul diseminării expertizei, cunoștințelor și rezultatelor cercetărilor întreprinse în cadrul școlii doctorale a universității. Seriile conțin, potrivit H.B.Ex.S Nr. 14 / 14.07.2006, tezele de doctorat susținute în universitate începând cu 1 octombrie 2006.

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2008

Această publicație este supusă prevederilor legii dreptului de autor. Multiplicarea acestei publicații, în mod integral sau în parte, traducerea, tipărirea, reutilizarea ilustrațiilor, expunerea, radiodifuzarea, reproducerea pe microfilme sau în orice altă formă este permisă numai cu respectarea prevederilor Legii române a dreptului de autor în vigoare și permisiunea pentru utilizare obținută în scris din partea Universității „Politehnica” din Timișoara. Toate încălcările acestor drepturi vor fi penalizate potrivit Legii române a drepturilor de autor.

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Teza de doctorat a fost elaborată pe parcursul activității mele pe parcursul activității mele în producție, în cadrul unei societăți ce execută piese și subansamble pentru utilaj minier.

Înscrierea la doctorat în cadrul Catedrei de Știința Materialelor și a Sudării - Facultatea de Mecanică - Universitatea „Politehnica” din Timișoara mi-a permis un studiu aprofundat al transformărilor ce intervin în îmbinările sudate și descoperirea unor noi procedee de sudare care îmbunătățesc calitatea îmbinărilor sudate pentru reducerea cheltuielilor legate de material și de prelucrare, îndeosebi a celor legate de tratamentul termic respectiv de acoperire ,

Mulțumiri deosebite se cuvin conducătorului de doctorat prof.dr.ing. Ion Mitelea pentru viziunea globală și științifică pe care mi-a acordat-o pe parcursul elaborării tezei și care prin observațiile critice, a contribuit la îmbunătățirea conținutului lucrării.

Deasemenea adresez toată recunoștința pentru sprijinul acordat, domnilor prof. dr. ing. Valeriu Deac, prof.univ.dr.ing.Dorin Dehelean și prof.univ.dr. ing. Ioan Cartiș, în calitatea lor de referenți oficiali.

Timișoara,
septembrie 2008

Adrian Iulian Moșilă

Moșilă, Adrian-Iulian

Aptitudinea la sudarea prin frecare a oțelurilor tratate termic și termochimic

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 8, Editura Politehnica, 2008, 176 pagini, 89 figuri, 4 tabele.

ISSN: 1842-7855

ISBN: 978-973-625-722-3

Cuvinte cheie: presiuni axiale de frecare ; parcursului de frecare.

Rezumat: Obiective principale sunt: oportunitatea sudării prin frecare a componentelor care la suprafețele care vin în contact au fost carburate, nitrurate sau îmbunătățite; influența compoziției chimice a microstructurii stratului de suprafață asupra calității îmbinărilor sudate.

Procesul de sudare prin frecare a componentelor îmbunătățite și a celor carburate – călite necesită presiuni axiale de valori mai mari comparativ cu sudarea componentelor netratate termic.

Influența stratului carburat – călit asupra desfășurării procesului de sudare este relativ scăzută. Pentru realizarea unor îmbinări sudate lipsite de fisuri este necesară o expulzare completă din planul îmbinării a stratului durificat prin carburare – călire.

La sudarea prin frecare a combinației între două componente carburate – călite– revenite jos, principalul factor care determină expulzarea cât mai completă a stratului îmbogățit în carbon din planul îmbinării este parcursul de frecare iar efectuarea unui tratament termic ulterior de revenire favorizează îmbunătățirea caracteristicilor de tenacitate.

Microstructura și adâncimea stratului nitrurat influențează procesul de sudare prin prelungirea fazei de lucru fără scurtare axială, iar mărirea parcursului de frecare va constitui o soluție pentru expulzarea completă a stratului funcțional în baură.

CUPRINS

Lista de tabele	7
Lista de figuri.....	8
1. Stadiul actual al cercetărilor privind sudarea prin frecare oțelurilor tratate termic și termochimic	12
1.1. Introducere.....	12
1.2. Procesul de sudare prin frecare.....	13
1.3. Posibilitați și limite ale sudării prin frecare.....	21
1.4. Procedee de durificare a suprafeței. Microstructură, proprietăți, aplicații.....	22
1.5. Tratamente termice.....	26
1.5.1. Îmbunătățirea.....	26
1.5.2. Călirea de suprafață prin inducție.....	30
1.6. Tratamente termochimice.....	34
1.6.1. Carburarea oțelurilor.....	34
1.6.2. Niturarea	41
2. Programul lucrărilor experimentale.....	48
2.1. Materiale folosite și tratamente termice aplicate.....	48
2.2. Combinații de probe sudate prin frecare.....	55
2.3. Echipamentul de sudare.....	56
2.3.1. Mașina de sudat prin frecare.....	56
2.3.2. Modul de funcționare al mașinii.....	62
3. Aptitudinea la sudare prin frecare a componentelor supuse tratamentului de îmbunătățire și de carburare.....	67
3.1. Procesul de sudare prin frecare a componentelor tratate termic prin îmbunătățire.....	67
3.1.1. Introducere.....	67
3.1.2. Rezultate experimentale.....	67
3.1.3. Concluzii.....	77
3.2. Procesul de sudare prin frecare a componentelor disimilare îmbunătățite-carburate.....	78
3.2.1. Introducere.....	78
3.2.2. Rezultate experimentale.....	78
3.2.3. Influența parcursului de frecare respectiv a timpului de frecare	89

3.2.4. Influența presiunii de refulare	91
3.2.5. Concluzii.....	92
3.3. Sudare prin frecare a componentelor similare durificate prin carburare-călire – revenire joasă	93
3.3.1. Conducerea experimentelor.....	93
3.3.2. Rezultate obținute.....	93
3.3.3. Concluzii.....	107
4. Procesul de sudare prin frecare a componentelor supuse tratamentului de nitrurare.....	108
4.1. Combinația dintre o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată.....	108
4.2. Combinația dintre ambele componente nitrurate.....	118
4.3. Combinația dintre o componentă carburată și o componentă nitrurată.....	126
5. Modelarea câmpului termic dezvoltat la sudarea prin frecare.....	135
5.1. Abordarea problemelor ingineresti cu ajutorul metodei elementelor finite.....	135
5.2. Ecuațiile de transmitere a căldurii.....	140
5.2.1. Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim staționar.....	140
5.2.2. Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu.....	142
5.3. Condiții la limită.....	144
5.3.1. Condiții la limită de timp.....	144
5.3.2. Condiții la limită de spațiu.....	144
5.4. Aplicație privind îmbinările sudate prin frecare între o componentă îmbunătățită și o componentă carburată-călită- revenită jos.....	146
5.5. Procese de transfer de masă prin difuzie.....	152
6. Concluzii finale și contribuții originale.....	161
A1 Publicații.....	165
Bibliografie.....	167

LISTA DE TABELE

- 2.1 Rezultatele analizei chimice.
- 3.1 Parametrii tehnologici de bază la sudarea prin frecare a componentelor carburate – călite – revenite jos din oțel 17CrNiMo6.
- 5.1 Câteva dintre câmpurile ce se pot fi analizate cu ajutorul metodei FEA.
- 5.2 Câteva fenomene fizice guvernate de ecuații cvasi-armonice.

LISTA DE FIGURI

- 1.1 Combinații de materiale sudabile prin frezare : a – prescripții de sudabilitate; b - cupluri de materiale și aliaje.
- 1.2 Principiul sudării prin frezare.
- 1.3 Etapa de frezare.
- 1.4 Etapa de refulare.
- 1.5 Aplicații potențiale ale sudării prin frezare.
- 1.6 Tratamente de suprafață aplicate pieselor din oțeluri .
- 1.7 Procedee de tratament care modifică stratul de suprafață.
- 1.8 Diagrama de echilibru Fe-Fe₃C (zona oțelurilor - stare solidă) și ciclograma tratamentului de îmbunătățire suprapus pe diagrama T.T.T. la răcire continuă.
- 1.9 Energia de rupere la temperatura camerei pentru 3 oțeluri călite volumic și revenite timp de 1 h la temperaturi de până la 400°C.
- 1.10 Efectul mediului de răcire de la temperatura de revenire de 620°C asupra curbei de tenacitate a oțelului 41Cr4.
- 1.11 Instalație de călire prin inducție.
- 1.12 Distribuția durtății și a tensiunilor reziduale într-o piesă cilindrică din oțel C45, călită prin inducție pe o adâncime de strat de 2 mm: a – fără revenire; b – cu revenire la 180°C.
- 1.13 Metode de carburare: a-în mediu solid; b-în mediu gazos;c-în mediu lichid; d-în vid.
- 1.14 Tratamente termice aplicate pieselor carburate.
- 1.15 Epura tensiunii remanente, a tensiunii de încovoiere și a celei rezultante într-o piesă cilindrică supusă tratamentului de carburare – călire – revenire joasă.
- 1.16 Efectul adâncimii de carburare asupra energiei de rupere al oțelului 15CrNi15.
- 1.17 Stratul nitrurat al oțelului C 15.
- 1.18 Evoluția durtății pe grosimea stratului nitrurat la diferite grupe de oțeluri.
- 1.19 Instalație de nitrurare în gaz.
- 1.20 Instalație de nitrurare în plasmă.
 - 2.1 Microstructura de îmbunătățire a oțelului C60. ; 500x
 - 2.2 Microstructura de îmbunătățire a oțelului 42CrMo4 sudate ; 500x
 - 2.3 Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a probelor din oțel 17CrNiMo6 supuse carburării, călirii și revenirii joase.
 - 2.4 Microstructura stratului de suprafață (a), respectiv miezului (b) a probelor din oțel 17CrNiMo6, carburat –călit –revenit jos.
 - 2.5 Evoluția durtății pe secțiunea transversală a probelor de oțel 42CrMo4, nitrurate la 520°C timp de 50h.
 - 2.6 Microstructura probelor nitrurate din oțel 42CrMo4.
 - 2.7 Combinații de componente sudate prin frezare.
 - 2.8 Schema de principiu a unei mașini de sudat prin frezare continuă:

- 2.9 Părțile componente ale mașinii de sudat prin frecare.
- 2.10 Mandrina hidraulică a mașinii.
- 3.1 Amplasarea urmelor de duritate Vickers
- 3.2 Curbele gradient de duritate ale îmbinărilor sudate din oțel 42CrMo4 pentru două niveluri ale presiunii axiale : a – în zona marginală ; b – în zona centrală.
- 3.3 Influența presiunii axiale asupra macrostructurii îmbinărilor sudate din oțel 42CrMo4; a–presiunea axială 100/200N/mm²; b–presiunea axială 200/300N/mm².
- 3.4 Imaginea micrografică a zonei centrale din planul îmbinării pentru presiuni axiale mari.
- 3.5 Imaginea micrografică a Z.I.T. din partea centrală a îmbinării pentru presiuni axiale mari.
- 3.6 Efectul presiunii axiale asupra energiei de rupere KV.
- 3.7 Imaginea microfractografică a probelor sudate și testate la temperatura camerei: a.– fără tratament termic ulterior; b.– cu tratament de revenire post sudare.
- 3.8 Imaginea micrografică a zonei centrale din planul îmbinării pentru presiunii axiale mici.
- 3.9 Imaginea macrografică a combinației 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos, sudată cu $p_{frec} = 30\text{N/mm}^2$ și $t_{frec} = 23\text{ s}$.
- 3.10 Macrografia îmbinărilor sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat la diferite valori ale presiunii axiale: a–50/100N/mm², $t_f = 18\text{ s}$; b–100/200N/mm², $t_f = 7\text{ s}$.
- 3.11 Macrografia unei îmbinări sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat la o presiune axială de 200/300N/mm² și un timp de frecare de 3 s.
- 3.12 Variația concentrației masice a elementelor principale de o parte și de alta a liniei îmbinării în zona marginală a probelor sudate ($p_{frec} = 100\text{N/mm}^2$, $t_{frec} = 7\text{ s}$).
- 3.13 Variația concentrației masice a elementelor principale de o parte și de alta a liniei îmbinării în zona centrală a probelor sudate ($p_{frec} = 100\text{N/mm}^2$, $t_{frec} = 7\text{ s}$).
- 3.14 Evoluția durezzații Vickers în funcție de distanța de la axa îmbinării: a–zona marginală; b–zona centrală.
- 3.15 Imaginea micrografică a zonei centrale a planului îmbinării oțelului 42CrMo4 îmbunătățit cu oțelul 17CrNiMo6, carburat–călit–revenit jos ($p_{frec} = 100\text{N/mm}^2$, $t_{frec} = 7\text{ s}$).
- 3.16 Variația durezzații pe secțiunea îmbinării sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat–călit, pentru două valori ale parcursului de frecare: a – zona marginală ; b – zona centrală
- 3.17 Imaginea macroscopică a probelor din oțel 17CrNiMo6 care au fost carburate – călite – revenite jos și sudate prin frecare cu o presiune de frecare de 100N/mm² și un timp de frecare de 8 s.
- 3.18 Imaginea macroscopică a probelor din oțel 17CrNiMo6 care au fost carburate – călite – revenite jos și sudate prin frecare cu o presiune de frecare de 50N/mm² și un timp de frecare de 20 s.
- 3.19 Aspectul macrografic al îmbinărilor sudate cu o parte din stratul carburat rămas neexpulzat în bavură: presiune de frecare=100N/mm²; parcurs de frecare=3 mm.

- 3.20 Aspectul micrografic al îmbinărilor sudate cu o fâșie continuă de structură bainito -martensitică datorată restului de strat carburat: $p_{\text{frecare}}=100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare=3 mm.
- 3.21 Aspectul micrografic al zonei influențate termomecanic: $p_{\text{frecare}}=100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.
- 3.22 Imaginea macrografică a stratului carburat în apropierea bavurii.
- 3.23 Investigarea stratului carburat din fig.3.22 la microsonda electronică.
- 3.24 Investigarea miezului probelor la microsonda electronică.
- 3.25 Investigarea la microsonda electronică a zonei marginale a îmbinării sudate: $p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.
- 3.26 Investigarea la microsonda electronică a zonei centrale a îmbinării sudate: $p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.
- 3.27 Curbele de gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate pentru două valori ale parcursului de frecare: a - zona marginală; b - zona centrală.
- 4.1 Evoluția durității pe secțiunea îmbinării sudate a combinației 42CrMo4 nitrurat - C60 îmbunătățit pentru două valori ale presiunii axiale : a - zona marginală ; b - zona centrală .
- 4.2 Imaginea macrografică a unei secțiuni prin îmbinarea sudată dintre 42CrMo4 îmbunătățit - nitrurat și C60 îmbunătățit.
- 4.3 Imaginea micrografică a îmbinării sudate dintre oțelul 42CrMo4 îmbunătățit- nitrurat și C60 îmbunătățit.
- 4.4 Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată 42CrMo4 nitrurat - C60 îmbunătățit: a-zona marginală; b-zona centrală.
- 4.5 Influența timpului de frecare, a parcursului de frecare și a revenirii ulterioare asupra energiei de rupere a îmbinărilor sudate dintr-o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată.
- 4.6 Curbele gradient de duritate pe secțiunea unei îmbinări sudate între două componente nitrurate: a - zona marginală; b - zona centrală.
- 4.7 Microstructura îmbinări sudate; a- imagine de ansamblu; b- imaginea Z.I.T
- 4.8 Variația energiei de rupere KV a sudurilor între două componente nitrurate funcție de parcursul de frecare.
- 4.9 Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată din două componente nitrurate : a-zona marginală ; b- zona centrală.
- 4.10 Imaginea macrografică a unei secțiuni printr-o îmbinare sudată dintre oțelul 17CrNiMo6 carburat - călit - revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat , la întreruperea procesului după un timp de frecare de 3 s.
- 4.11 Macro-și micrografia unei secțiuni prin îmbinarea sudată dintre oțelul 17CrNiMo6 carburat - călit - revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat.
- 4.12 Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere de o parte și de alta a liniei îmbinării sudate între oțelul 17CrNiMo6 carburat - călit -revenit jos și oțelul 42MoCr11 îmbunătățit și nitrurat: a-zona marginală; b-zona centrală.
- 4.13 Evoluția durității pe secțiunea îmbinării sudate a combinației 42CrMo4

- nitruat-17CrNiMo6 carburat pentru două valori ale presiunii axiale:
a-zona marginală; b-zona centrală.
- 4.14 Influența parcursului de frecare și a presiunii axiale asupra energiei de rupere a îmbinării sudate 42CrMo4 nitruat - 17CrNiMo6 carburat.
- 5.1 Schema de principiu pentru abordarea unei probleme ingineresti utilizând metoda elementelor finite.
- 5.2. a Rețeaua de discretizare cu elemente finite pentru o îmbinare sudată prin frecare continuă - vedere de ansamblu.
- 5.2. b Rețeaua de discretizare cu elemente finite pentru o îmbinare sudată prin frecare continuă - detaliu din zona îmbinării.
- 5.3 Echilibrul termic într-un element de volum în cazul transmiterii căldurii unidirecțional.
- 5.4 Geometrie discretizată la sudarea prin frecare a două componente din oțel.
- 5.5 Modelul de distribuție a căldurii.
- 5.6 Variația temperaturii pentru cazul I ($t_{fr} = 5$ sec).
- 5.7 Variația temperaturii pentru cazul II ($t_{fr} = 7$ sec).
- 5.8 Zonele considerate pentru măsurarea temperaturii.
- 5.9 Distribuția temperaturii după 6 sec.
- 5.10 Distribuția temperaturii în zona I (cazul I - $t_{fr}=5$ sec).
- 5.11 Distribuția temperaturii în zona II (cazul I - $t_{fr}=5$ sec).
- 5.12 Distribuția temperaturii în zona I (cazul II - $t_{fr}=7$ sec).
- 5.13 Distribuția temperaturii în zona II (cazul II - $t_{fr}=7$ sec).
- 5.14 Etapele formării zonei de difuzie la îmbinările sudate prin frecare.
- 5.15 Variația concentrației unui element de aliere în cazul îmbinării sudate disimilare realizate prin frecare convențională.
- 5.16 Curba de difuzie a C - ului în zona de îmbinare prin frecare.
- 5.17 Curba de difuzie a Ni - ului în zona de îmbinare prin frecare.

1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND SUDAREA PRIN FRECARĂ A OȘELURILOR TRATATE TERMIC ȘI TERMOCHIMIC

1.1. Introducere

Ca urmare a fenomenelor de uzare și coroziune, în economia țării noastre se produc pierderi anuale de câteva miliarde de Euro. De aceea, micșorarea pagubelor cauzate de aceste fenomene reprezintă un obiectiv de mare interes economic. Actualitatea acestui obiectiv este demonstrată, pe de o parte de creșterea presiunii asupra cheltuielilor legate de salarii, materii prime și energie pe care le au îndeosebi întreprinderile mici și mijlocii, iar pe de altă parte de cerințele tot mai mari de calitate care trebuie să fie îndeplinite.

Prin aplicarea unor tehnici de înnoțire a suprafeței pieselor se poate obține o creștere semnificativă a capacității portante a straturilor funcționale. Există o multitudine de procedee de tratamente locale de suprafață, iar selecția celui mai adecvat dintre ele pentru o aplicație dată are în vedere criterii tehnice și economice.

Solicitările locale de uzare și coroziune ale unui element de construcție sunt de cele mai multe ori extrem de diferite. Pentru satisfacerea unor cerințe riguroase de exploatare, va trebui ca de cele mai multe ori să se găsească un compromis în privința procedurii de acoperire a suprafeței și a materialului de bază.

De aceea, multe piese vor trebui executate dintr-un material mai scump și supuse în totalitatea lor unui procedeu de tratament termic sau a unui procedeu de acoperire a suprafeței.

Pentru reducerea cheltuielilor legate de material și de prelucrare, îndeosebi a celor legate de tratamentul termic, respectiv de acoperire, apare posibilitatea execuției pieselor din mai multe componente, care în urma aplicării tratamentelor termice și a prelucrărilor finale să se poată îmbina printr-un anumit procedeu de sudare.

Scopul prezentei lucrări, este de a cerceta aptitudinea la sudare prin frecare a componentelor din oțeluri care după prelucrările tehnologice au fost durificate în zona de suprafață. În acest fel, se crează premisele optimizării proceselor tehnologice de prelucrare, a unei adoptări opționale a stratului funcțional la condițiile de solicitare locală și o reducere semnificativă a costurilor legate de material și de tratament termic sau procedeu de acoperire.

1.2. Procesul de sudare prin frecare.

Deși în majoritatea domeniilor tehnice se întreprind cercetări pentru preîntâmpinarea, respectiv minimizarea fenomenelor de frecare, în cazul procesului de sudare prin frecare căldura dezvoltată va fi folosită pentru activarea suprafețelor limită a două componente în vederea realizării unei îmbinări nedemontabile. Cu toate că se cunoaște de sute de ani că prin frecare ia naștere căldură, numai în anul 1891 s-a înregistrat primul patent care descrie folosirea căldurii de frecare la îmbinarea materialelor [44]. Apoi, în anul 1942 s-a reușit pentru prima dată sudarea unor mase plastice [70].

Primul patent referitor la sudarea prin frecare a materialelor metalice a fost înregistrat în anul 1956 și aparține rusului Chudikov [33]. Ulterior, asistăm la o dezvoltare accelerată a acestui proces care oferă posibilitatea îmbinării unei multitudini de materiale și de combinații ale acestora, materiale care nu ar putea fi îmbinate prin alte procedee sau îmbinarea lor ar necesita cheltuieli ridicate.

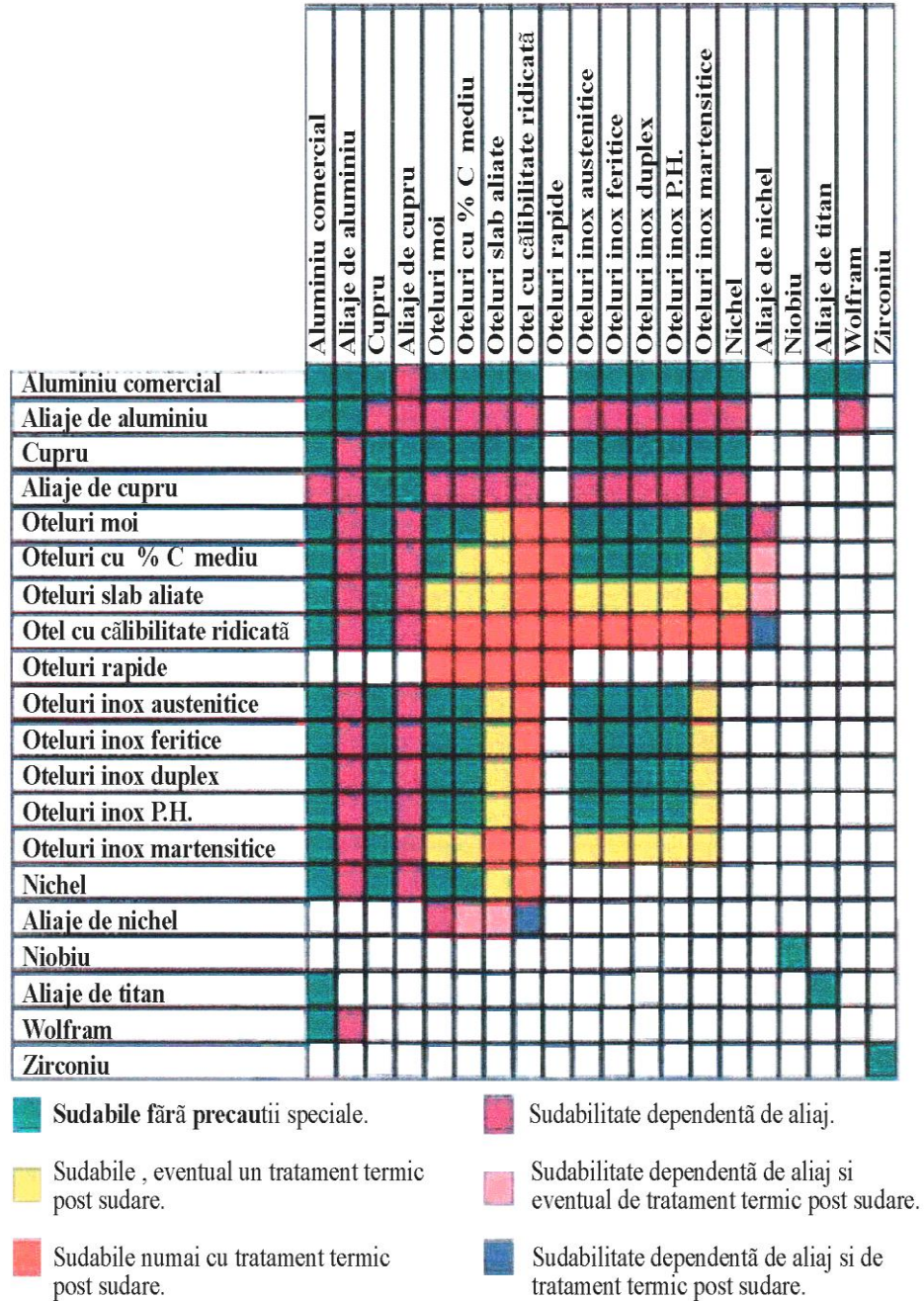


Fig. 1.1. Combinații de materiale sudabile prin frecare :
- a - prescripții de sudabilitate

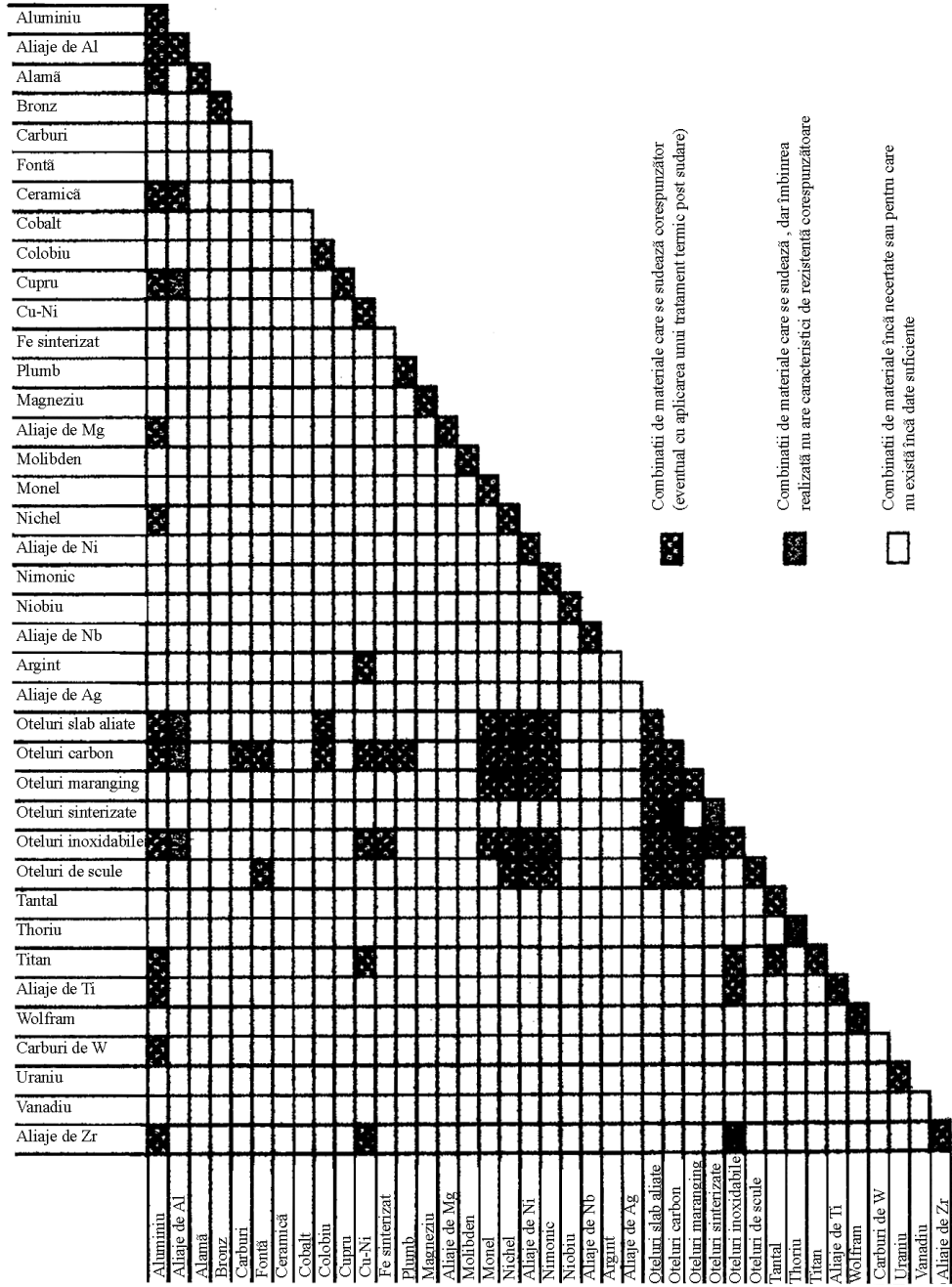


Fig. 1.1. Combinații de materiale sudabile prin frecare :
- b- cupluri de metale și aliaje

În fig. 1.1. se prezintă combinațiile care pot sau vor putea fi sudate prin frecare.

În momentul de față se testează sudarea prin frecare a combinațiilor dintre oțeluri și ceramice. Coeficienții de dilatație termică foarte diferiți ai celor două clase de materiale provoacă apariția unor tensiuni interne extrem de ridicate în cursul fazei de răcire, care conduce la fisurarea îmbinării sudate.

La unele combinații oțel-ceramică a fost introdus un strat intermediar din aluminiu pentru a se evita fenomenele de fisurare.

Variații mari ale proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate apar în cazul materialelor metalice cu sudabilitate limitată unul în altul. Explicația are la bază compușii intermetalici care se formează pe linia îmbinării și în asemenea cazuri se va recurge la utilizarea unor straturi intermediare.

Un alt factor legat de material care afectează proprietățile mecanice ale îmbinării îl constituie mărimea și distribuția incluziunilor nemetalice. Exemplul clasic îl constituie oțelul pentru automate, a cărui îmbinare prin sudare prin frecare ridică o serie de probleme.

Sudarea prin frecare aparține procedeeelor de sudare prin presiune. Căldura necesară pentru realizarea îmbinării se obține de obicei în urma unei mișcări relative între o componentă rotitoare și una fixă sub acțiunea unei forțe axiale (fig. 1.2.)

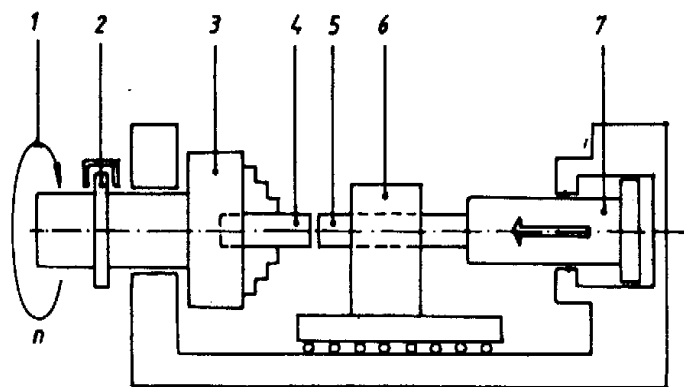


Fig.1.2 Principiul sudării prin frecare.

Unde:

1. Mecanism de acționare
2. Sistem de frânare
3. Universal de prindere
4. Componentă rotitoare
5. Componentă fixă
6. Falcă fixă
7. Cilindru hidraulic pentru forța axială de presiune

În momentul când suprafețele aflate în contact sunt încălzite suficient, mișcarea relativă va fi anulată și prin exercitarea unei presiuni axiale va fi obținută îmbinarea celor două componente.

Deja în timpul etapei de frecare (fig. 1.3) se formează o mică bavură simetrică care în cursul refulării (fig. 1.4) capătă o formă de buză și care poate fi îndepărtată prin așchiere cu ajutorul unui dispozitiv montat pe instalația de sudare prin frecare.

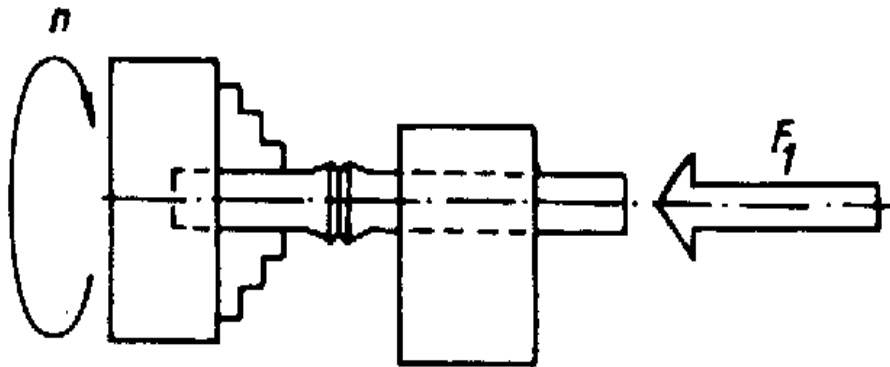


Fig.1.3. Etapa de frecare.

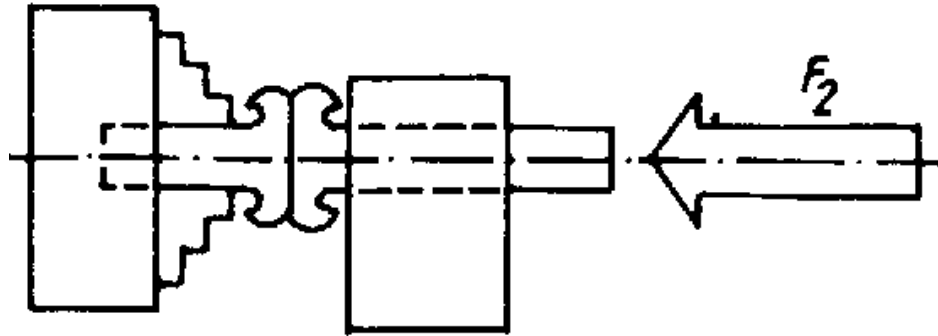


Fig. 1.4. Etapa de refulare.

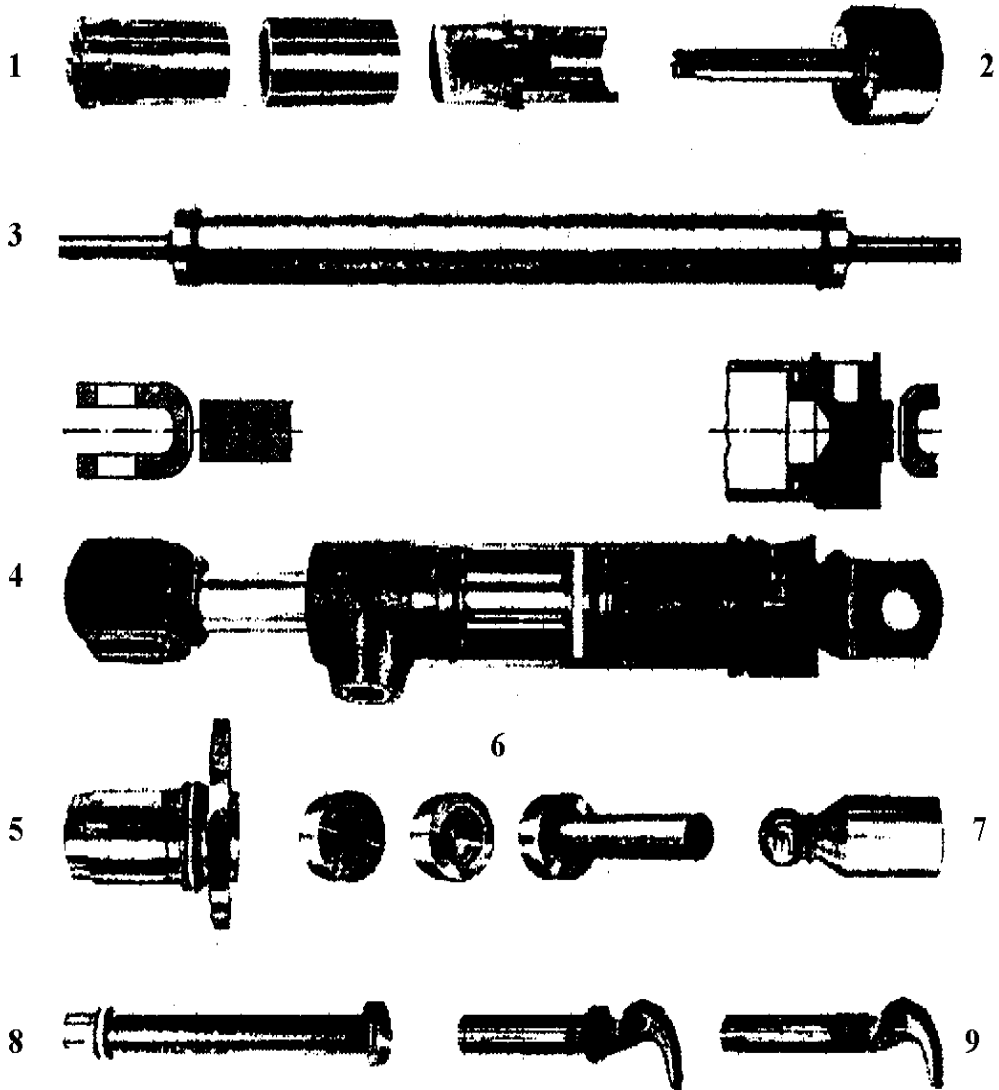
Parametrii regimului de sudare sunt :

- viteza de mișcare relativă a componentelor de sudat ;
- presiunea de frecare ;
- presiunea de refulare;
- timpul de frecare;
- timpul de refulare.

Urmare a gradului înalt de automatizare, a reproductibilității rezultatelor, și a lipsei pericolului ecologic, sudarea prin frecare se folosește cu precădere în producția de serie mare și masă.

Principalele domenii de utilizare cuprind: industria de automobile, construcțiile hidraulice și de scule.

În fig. 1.5. sunt prezentate câteva posibilități de aplicare a acestui proces de îmbinare.



1. Arbore de pompă

2. Arbore

3. Valț de presare

4. Cilindru hidraulic

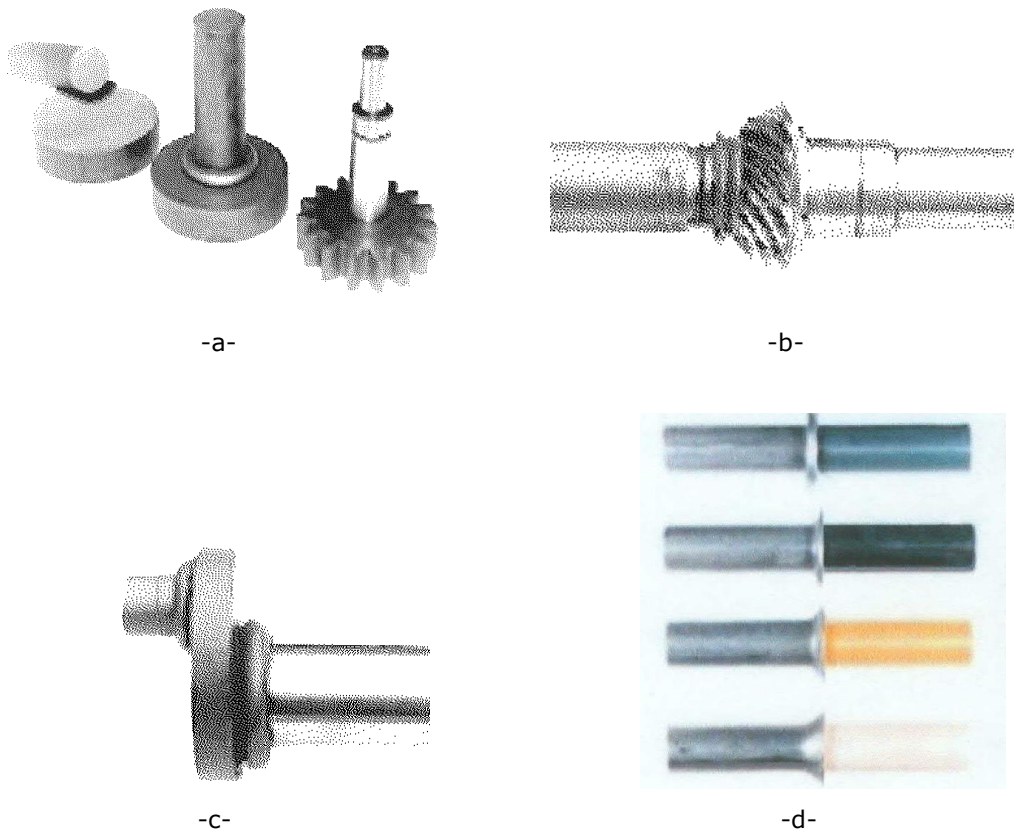
5. Camașă cilindru

6. Tija piston

7. Tijă avans

8. Bolț

9. Cârlig



10. a- axe dințate; b- arbori pinion conici; c- arbori excentrici; d- axe din materiale disimilare.

Fig. 1.5. Aplicații potențiale ale sudării prin frecare.

1.3. Posibilități și limite ale sudării prin frecare

O serie de lucrări de cercetare [23, 24, 66] au dovedit că procesul de sudare prin frecare permite îmbinarea oțelurilor nealiate și slab aliate cu până cca. 0,60% C, fără apariția fenomenelor de fisurare. Această performanță se bazează pe faptul că sudarea prin frecare în comparație cu cele mai multe tehnici de sudare, oferă două avantaje importante și anume:

- o foarte bună dirijare a căldurii dezvoltate în procesul de frecare astfel că nivelul de temperaturi atinse în zona îmbinării poate fi reglat în limite largi prin modificarea timpului și a presiunii de frecare.

- desfășurarea răcirii îmbinării sudate în prezența presiunii de refulare care împiedică apariția fisurilor datorate tensiunilor și deformațiilor.

În funcție de compoziția chimică a oțelurilor care se sudează, în zona adiacentă liniei îmbinării apare de fiecare dată o transformare martensitică mai mult sau mai puțin completă. La diametre mai mari ale pieselor, dezvoltarea căldurii se face mai lent și este mai favorabilă inițierii unei transformări fazice în afară de echilibru. De aceea, la multe aplicații, oțelurile pentru îmbunătățire vor fi sudate în stare recoaptă, iar piesa sudată va fi supusă unui tratament termic de îmbunătățire sau de normalizare. Prin acest tratament termic se va obține o microstructură uniformă pe întreaga secțiune a piesei, iar pericolul de fisurare va fi înlăturat.

În alte lucrări [10,19] se analizează caracteristicile mecanice și structurale ale îmbinărilor sudate din oțeluri supuse tratamentului termic secundar. Astfel, pot fi îmbinate atât componente supuse tratamentului termic de îmbunătățire cât și în combinație cu componente din oțeluri cu conținut ridicat în carbon sau din oțeluri înalt aliate. În timpul procesului de sudare, materialul din zona îmbinării va fi austenitizat, iar prin răcire rapidă va suferi o transformare martensitică, sau poate apare un amestec de martensită și bainită. Formarea acestor constituenți microstructurali provoacă apariția unui maxim de duritate în zona îmbinării, respectiv o diminuare semnificativă a caracteristicilor de tenacitate. Declanșarea unei transformări martensitice la oțelurile pentru îmbunătățire este greu de preîntâmpinat, indiferent de valorile adoptate pentru parametrii tehnologici; de exemplu, la sudarea componentelor din oțel 41Cr4, pentru timpi de frecare de peste 20 sec. la o presiune de frecare de 50 N/mm² s-a putut provoca o

transformare preponderent bainitică, cu efecte pozitive asupra tenacității. Dar, odată cu mărirea timpului de frecare, are loc o extindere a zonei influențate termic și ca urmare efectele de revenire din apropierea zonei îmbinării se vor manifesta mai intens, respectiv se vor concretiza printr-o lățire a fâșiei cu duritate scăzută. De aceea, pentru atingerea caracteristicilor de tenacitate prescrise de proiectant, este obligatorie aplicarea în urma sudării a unui tratament termic de revenire înaltă locală și mai rar generală, de îmbunătățire, sau de normalizare urmată de revenire înaltă.

În literatura tehnică nu există date certe privind posibilitatea sudării prin frecare a componentelor finite, din oțeluri durificate în stratul de suprafață.

În [63] se recomandă evitarea sudării prin frecare a componentelor tratate prin carburare + călire + revenire joasă sau îndepărtarea înainte de sudare a stratului de suprafață din porțiunea suprafețelor aflate în contact. Într-o altă lucrare [23] s-a experimentat sudarea unor probe carbonitrate executate dintr-un oțel slab aliat pentru îmbunătățire 27CD4. Prin mărirea timpului de frecare s-a reușit împingerea stratului carbonitrat din planul îmbinării în baură. În acest fel, s-a putut evita o durificare pronunțată a zonei îmbinării. Dacă însă straturile de suprafață au un conținut mai ridicat în azot și implicit proprietăți mecanice modificate pregnant, nu va mai fi posibilă o expulzare a acestora în baură. Ca rezultat, se vor obține valori necorespunzătoare ale proprietăților de întrebuințare. Până în momentul de față, la noi în țară nu au fost conduse asemenea experimentări.

1.4. Procedee de durificare a suprafeței.

Microstructură, proprietăți, aplicații

În funcție de condițiile de solicitare ale unei piese se poate recurge la înnobilarea suprafeței acesteia cu scopul creșterii semnificative a capacității de rezistență a porțiunilor funcționale.

În fig.1.6. se prezintă centralizat paleta tratamentelor de durificare a suprafeței pieselor din oțeluri.

Decizia de selecție a procedurii optime are în vedere modul de satisfacere a unor criterii tehnice și economice. Pentru reducerea costurilor legate de material și de tratament local, se preferă execuția componentelor ce urmează a fi îmbinate din materiale diferite și prin procedee tehnologice care să asigure îndeplinirea cerințelor funcționale.

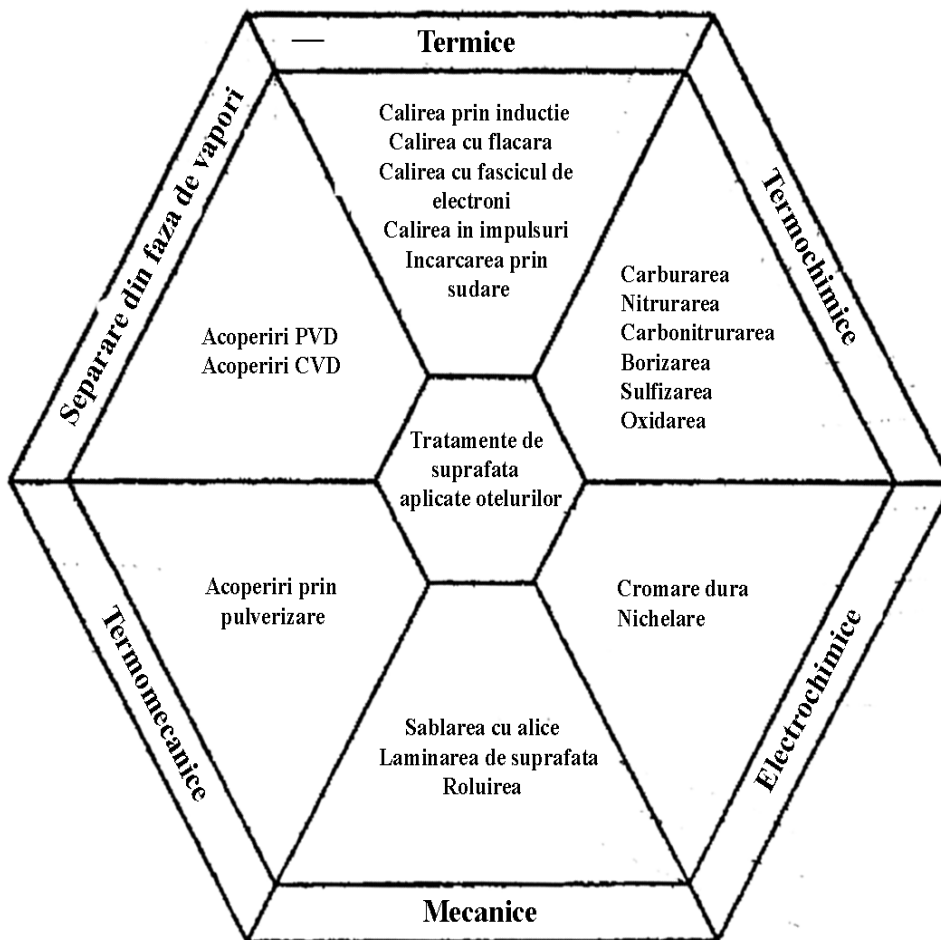


Fig. 1.6. Tratamente de suprafață aplicate pieselor din oțeluri.

Conform fig. 1.7 tratamentele de suprafață se împart în două grupe: la una din grupe nu se modifică compoziția chimică a stratului de suprafață, iar la cea de-a

doua grupă se urmărește îmbogățirea suprafeței într-un anumit element prin fenomene de difuzie.

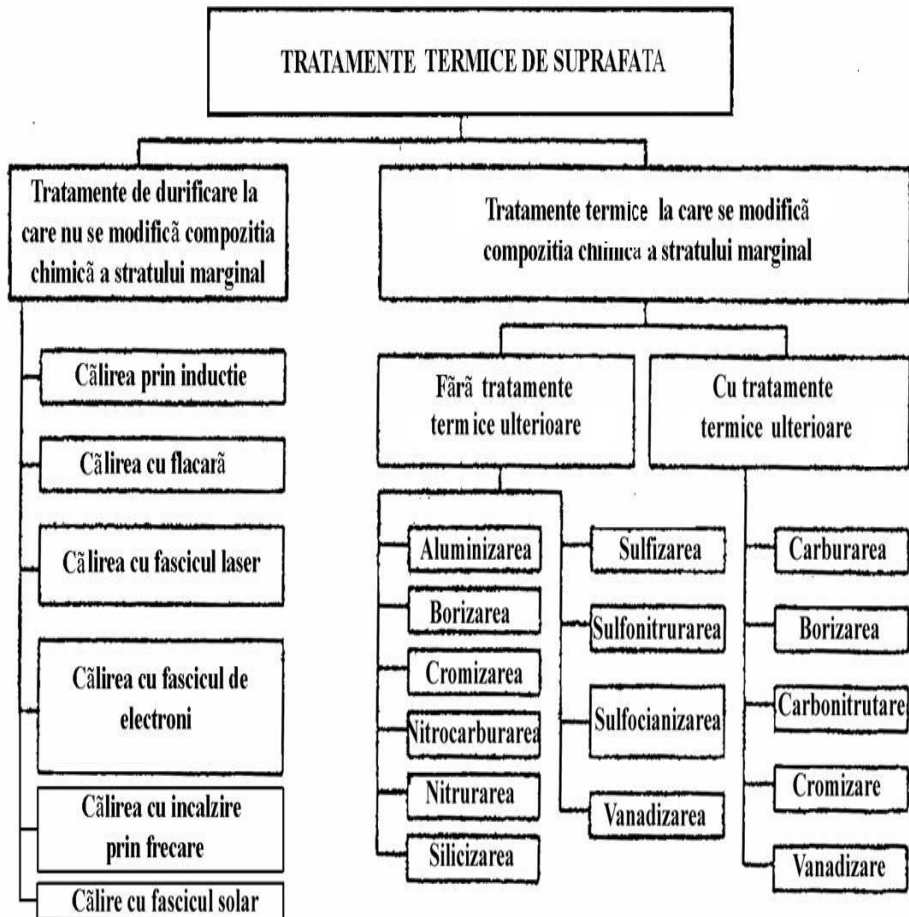


Fig. 1.7. Procedee de tratament care modifică stratul de suprafață.

Prin aplicarea industrială a unui astfel de tratament se asigură o mărire a rezistenței la oboseală, a rezistenței la uzare și a stabilității la coroziune a pieselor.

Principalele obiective ale lucrărilor de cercetare care vor fi urmărite sunt :

a. Oportunitatea sudării prin frecare a componentelor la care suprafețele care vin în contact au fost carburate, nitrurate sau îmbunătățite. Întrebarea care se pune, este dacă în prezența acestor straturi de protecție împotriva uzării este posibil ca

prin procesul de sudare să se poată obține o căldură suficientă de frecare încât să se realizeze o plastifiere corespunzătoare a materialului .

b. Optimizarea parametrilor principali ai procesului de sudare în vederea preîntâmpinării fenomenelor de fisurare și a altor defecte de continuitate, respectiv a obținerii unor bune caracteristici mecanice pentru îmbinarea sudată.

c. Influența compoziției chimice și a microstructurii stratului de suprafață asupra calității îmbinărilor sudate. Pentru utilizarea industrială a sudării prin frecare a componentelor tratate termic și termochimic, trebuie ca rezultatele experimentale să fie reproductibile, respectiv să fie independente de dispersia proprietăților stratului de suprafață. Morfologia stratului marginal depinde de o multitudine de parametri ca de exemplu: compoziția chimică a materialului, modul de pregătire a pieselor, compoziția atmosferei de tratament, durata tratamentului, etc. Întrucât acești parametri nu pot fi menținuți în totalitate constanți, sunt inevitabile variații ale caracteristicilor stratului de suprafață.

d. Demonstrarea posibilității de îmbinare prin frecare a componentelor din materiale disimilare, supuse unor tratamente termice diferite (îmbunătățire-nitrurare, carburare-nitrurare, îmbunătățire-carburare, etc.). Pentru simplificarea prelucrărilor tehnologice și reducerea cheltuielilor generate de acestea, nu se va recurge la îndepărtarea straturilor de suprafață înainte de sudare. Prin realizarea unor asemenea structuri compuse, în multe cazuri va fi posibilă înlocuirea materialelor scumpe cu altele mai ieftine și o eliberare a capacităților de producție la tratamentele de suprafață. Efecte pozitive se pot obține și ca urmare a unui consum mai redus de material și de energie la execuția acestor piese, precum și prin diminuarea cheltuielilor energetice în exploatare.

În cele ce urmează se va face o trecere în revistă a procedeelelor de tratament termic și termochimic care se aplică componentelor ce urmează a fi sudate prin frecare.

1.5. Tratamente termice

1.5.1. Îmbunătățirea.

Este un tratament termic secundar, compus dintr-o călire martensitică volumică urmată de revenire înaltă. El se aplică oțelurilor nealiate cu

0,30...0,60%C, respectiv oțelurilor aliate cu peste 0,10%C precum și îmbinărilor sudate ale acestora. Scopul urmărit este asigurarea unei combinații optime între caracteristicile de rezistență mecanică și cele de ductilitate și tenacitate. Totodată, prin îmbunătățire se elimină susceptibilitatea oțelului la concentrarea tensiunilor, crescând lucrul mecanic absorbit prin deformare plastică în timpul propagării unei fisuri și coborând pragul superior și inferior de fragilitate la rece.

Călirea martensitică constă dintr-o încălzire la o temperatură superioară punctului critic Ac_3 (pentru oțeluri hipoeutectoide) sau a lui Ac_1 (pentru oțeluri hipereutectoide), urmată de menținerea la această temperatură în vederea egalizării termice pe secțiune și a desăvârșirii transformărilor de fază, iar în final de răcirea cu o viteză mai mare decât cea critică de călire (fig 1.8.).

De cele mai multe ori, răcirea se face în medii lichide sau gazoase. Ca medii de lichide se exemplifică:

- uleiul, care poate conține diverși aditivi;
- apa;
- soluțiile apoase de polimeri;
- apa care poate conține sare sau aditivi caustici.

Dacă procesul de austenitizare se desfășoară într-un cuptor cu vid, răcirea produselor are loc în gaze inerte ca heliu, argon și azot. Informații utile privind conducerea tratamentului de călire pot fi obținute din diagramele T.T.T. la răcire continuă a austenitei subrăcite. Călirea nu este o operație finală de tratament termic. Pentru micșorarea fragilității și a tensiunilor interne apărute, respectiv obținerea proprietăților mecanice impuse, oțelurile călite se supun tratamentului de revenire.

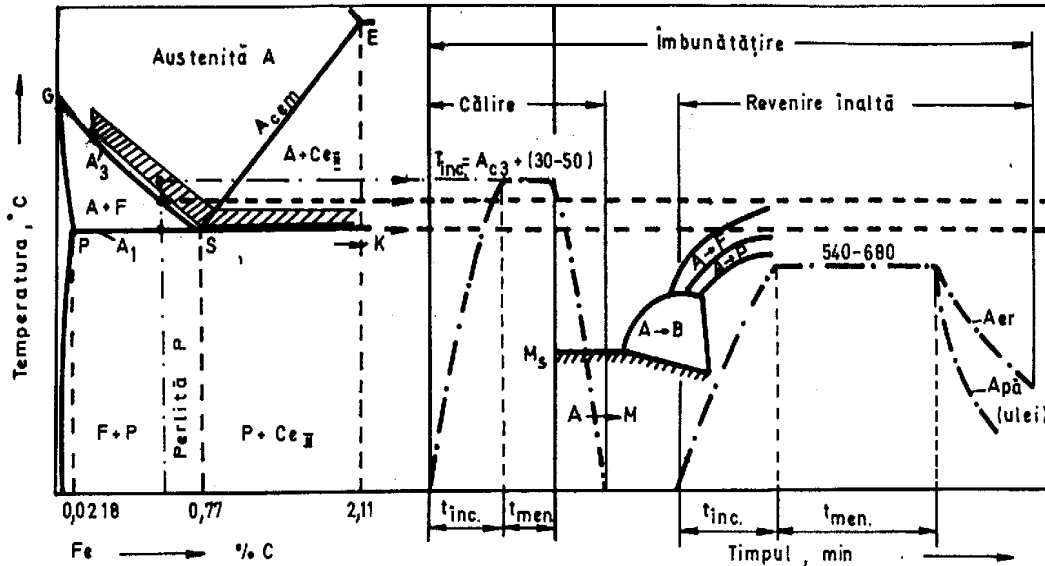


Fig. 1.8. Diagrama de echilibru Fe-Fe₃C (zona oțelurilor - stare solidă) și ciclograma tratamentului de îmbunătățire suprapus pe diagrama T.T.T. la răcire continuă.

Revenirea presupune încălzirea oțelului călit la o temperatură inferioară lui A_{c1} , menținerea la această temperatură și răcirea ulterioară (fig. 1.8.). Variabilele care definesc microstructura și proprietățile mecanice ale unui oțel revenit sunt:

- temperatura de încălzire;
- durata de menținere;
- viteza de răcire;
- compoziția chimică a oțelului (conținutul în carbon și în elemente de aliere).

Correspondența dintre temperatura de revenire și proprietățile mecanice este reliefată de așa - numitele curbe de revenire. În cursul acestei operații se produc mai multe transformări microstructurale [40]. Obținerea unei tenacități maxime este condiționată de realizarea unei distribuții uniforme a particulelor carburi. Întrucât în oțelurile aliate pentru îmbunătățire distribuția carburilor este mai fină decât în oțelurile nealiate, aceste oțeluri vor poseda valori mai înalte ale tenacității [39]. Elementele de construcție la care nu numai caracteristicile de rezistență mecanică ci

îndeosebi siguranța față de ruperea fragilă joacă un rol primordial, vor fi revenite obișnuit la temperaturi cuprinse între 550°C și 680°C. Prin aceasta se va evita atât fragilitatea ireversibilă (de ordinul întâi) produsă între temperaturi de revenire de 250-400°C (fig. 1.9) cât și fragilitatea reversibilă (de ordinul al doilea) produsă între 500-550°C [84].

Fragilitatea reversibilă apare în urma răcirii lente în cuptor sau chiar în aer de la temperaturi de revenire de 500-550°C. Pentru corijarea ei se aplică o nouă revenire la 600-650°C urmată de o răcire rapidă. Ambele tipuri de fragilitate degradează puternic reziliența și ceea ce este mai important, ridică pragul de fragilitate la rece (fig. 1.10).

Urmare a realizării unei îmbinări optime a caracteristicilor de rezistență mecanică cu cele de ductilitate și tenacitate, tratamentul termic de îmbunătățire se aplică organelor de mașini (axe, arbori, roți dințate, etc.) din toate ramurile industriale.

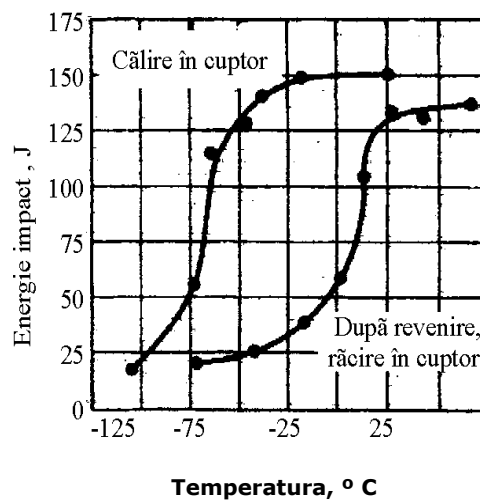


Fig. 1.10. Efectul mediului de răcire de la temperatura de revenire de 620°C asupra curbei de tenacitate a oțelului 41Cr4.

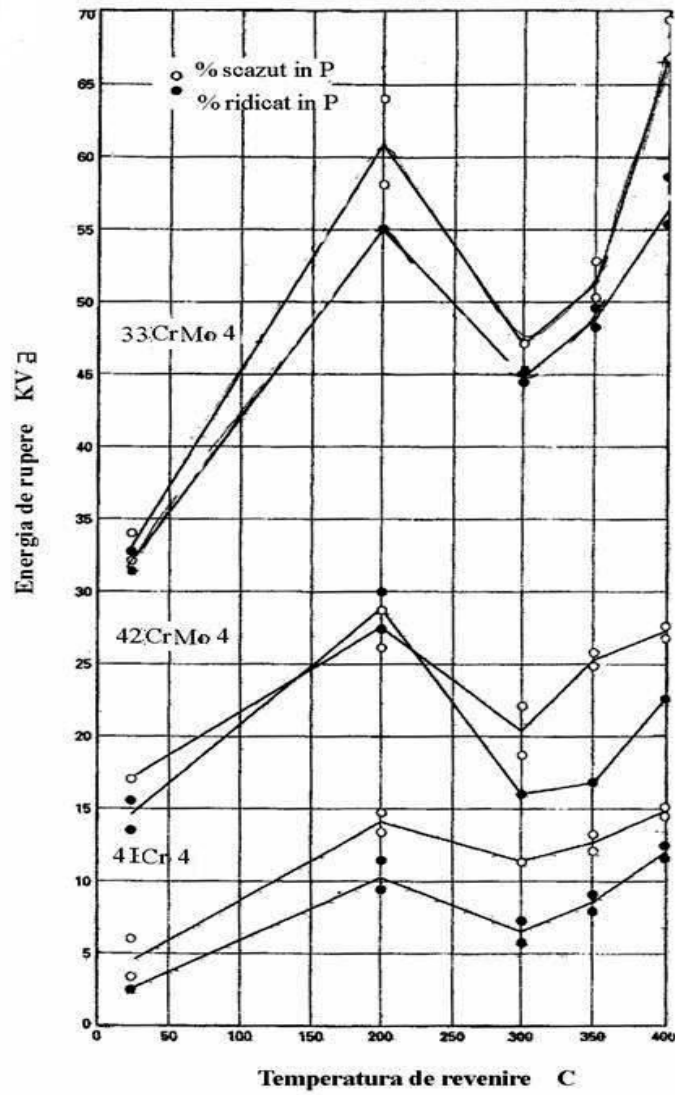


Fig. 1.9. Energia de rupere la temperatura camerei pentru 3 oțeluri călite volumic și revenite timp de 1 h la temperaturi de până la 400°C.

1.5.2. Călirea de suprafață prin inducție.

Călirea prin inducție are la bază efectul fizic conform căruia, într-un corp metalic conducător de electricitate aflat într-un câmp magnetic, respectiv într-o bobină formată din una sau mai multe spire se va induce un curent alternativ. Acest curent indus va produce o încălzire a stratului de suprafață al piesei. Grosimea stratului încălzit depinde de frecvența curentului și de proprietățile electromagnetice ale piesei [44].

Odată cu creșterea frecvenței se micșorează adâncimea de pătrundere a curentului indus. Pentru o anumită valoare a frecvenței, temperatura suprafeței piesei va fi o funcție de puterea specifică a inductorului și de durata inducției. Viteza de încălzire specifică acestui procedeu de durificare este foarte ridicată. Obținerea unei austenite omogene în condițiile unei durate foarte scurte de încălzire, impune utilizarea unor temperaturi de austenitizare mult mai înalte comparativ cu celelalte procedee de tratament termic.

Trebuie evitată o temperatură prea înaltă de austenitizare deoarece provoacă o supraîncălzire a materialului, respectiv apariția unei granulații grosolane. După încălzire, piesele sunt călite imediat fie într-un bazin (fig. 1.11.a,b) ce conține apă, emulsii sau ulei, fie cu ajutorul unui duș special de răcire.

Întrucât martensita de călire este un constituent foarte dur și fragil, pentru diminuarea tensiunilor interne și a riscului de fisurare, piesele călite prin inducție vor fi supuse revenirii la temperaturi de 160-220°C.

Revenirea poate fi executată într-un cuptor obișnuit de tratament termic sau pe cale inductivă. Deși duritatea suprafeței scade doar cu câteva unitați HRC, se constată o micșorare mai importantă a tensiunilor reziduale de compresiune din stratul marginal (fig. 1.12), fapt care conduce la reducerea efectului de îmbunătățire a rezistenței la oboseală.

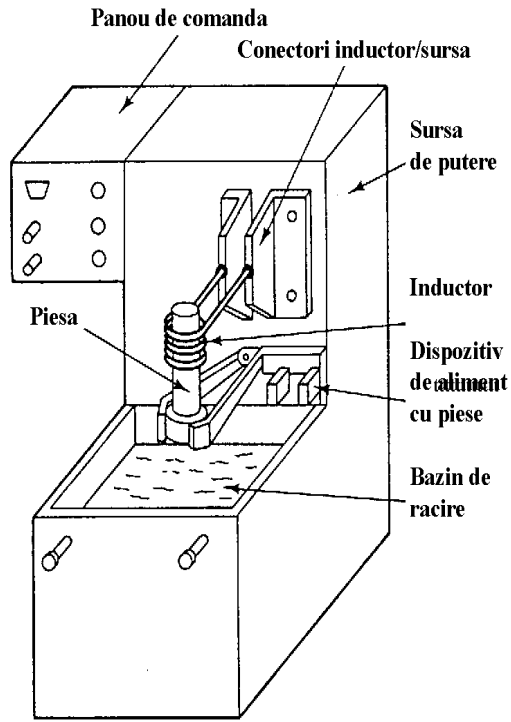


Fig.1.11. Instalație de călire prin inducție

a.-

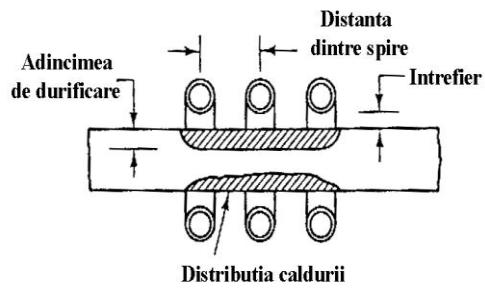


Fig.1.11. Instalație de călire prin inducție

- b.-

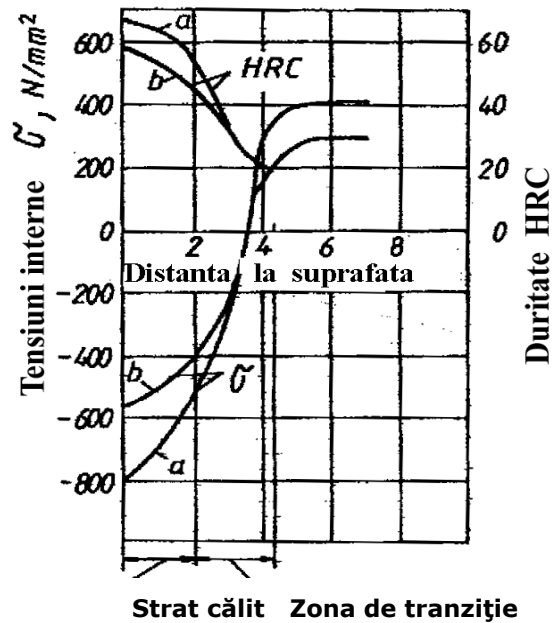


Fig.1.12. Distribuția durtății și a tensiunilor reziduale într-o piesă cilindrică din oțel C45, călită prin inducție pe o adâncime de strat de 2 mm:
a- fără revenire; b- cu revenire la 180°C.

Pentru obținerea unor adâncimi de strat durificat de până la 1,5mm se vor folosi generatoare de înaltă frecvență. La adâncimi ale stratului călit de peste 1,5mm dar care să nu depășească 10mm vor fi eficiente economic instalațiile de frecvență medie, iar dacă stratul călit este de peste 5mm grosime, se vor selecta oțeluri aliate pentru îmbunătățire. Durtățile obținute la suprafața piesei variază între 50 și 62 HRC în funcție de conținutul în carbon al oțelului utilizat. Prin aplicarea tratamentului de revenire la temperatură joasă, durtatea suprafeței se va reduce cu 3-6 HRC. Pentru atingerea unei rezistențe optime la oboseală prin încovoiere și torsiune va trebui ca adâncimea funcțională de durificare (definită ca fiind raportul dintre durtatea centrului piesei și cea de suprafață) să aibă valori cuprinse între 0,45 și 0,50. În aceste condiții, se poate realiza o creștere cu 100% a limitei de oboseală a materialului călit la suprafață prin inducție, comparativ cu starea de îmbunătățire.

34 Stadiul actual al cercetărilor privind sudarea prin frecare a oțelurilor - 1

Această observație este valabilă numai pentru diametre ale pieselor de până la 50mm. Avantajele esențiale ale călirii de suprafață prin inducție sunt :

- asigură o durificare locală a suprafețelor funcționale ale piesei;
- durate foarte scurte ale procesului de tratament;
- eliminarea aproape în totalitate a fenomenelor de oxidare și de decarburare a suprafeței;
- o diminuare a deformațiilor pieselor;
- o bună reproductibilitate a rezultatelor ;
- productivitate ridicată și posibilități de automatizare a procesului tehnologic, ceea ce permite execuția tratamentului termic direct pe linia continuă de prelucrări mecanice, fără o întrerupere a ciclului de fabricație.

Principalul dezavantaj este legat de costul ridicat al echipamentului de tratament termic.De aceea, călirea prin inducție se recomandă a fi aplicată doar în producția de serie mare și masă. Aplicațiile tipice cuprind: arborii cotiți, arborii cu came, roțile dințate, ghidajele batiurilor de mașini unelte etc.

1.6. Tratamente termochimice.

Tratamentele termochimice sunt procese de îmbogățire a suprafeței pieselor și sculelor într-un anumit element (de exemplu în carbon, azot, bor, aluminiu, crom, etc.) prin difuzia acestuia în stare atomică pornind de la un mediu exterior aflat la o temperatură ridicată. Ele presupun încălzirea pieselor la o anumită temperatură într-un mediu solid, gazos sau lichid, care eliberează ușor elementul de difuzie în stare atomică, urmată de o menținere la această temperatură și de o răcire ulterioară.

Spre deosebire de tratamentele termice, un tratament termochimic provoacă pe lângă modificările de structură și modificări de compoziție chimică în stratul de suprafață. În acest fel, se crează o diferență netă de structură și proprietăți între stratul de suprafață și miezul piesei, diferență care poate fi accentuată în unele cazuri prin aplicarea unor tratamente termice ulterioare [43]. Selecția judicioasă a procedurii de tratament promovează creșterea durității, creșterea rezistenței la uzare, oboseală sau coroziune.

1.6.1. Carburarea oțelurilor.

Îmbogățirea în carbon a stratului de suprafață al pieselor vizează în principal creșterea durității și a rezistenței la uzare, cu păstrarea unor bune caracteristici de ductilitate și tenacitate în miez. De fiecare dată, carburarea este urmată de o călire martensitică și o revenire joasă prin care suprafața pieselor atinge durități de 59-65 HRC, iar miezul având puțin carbon rămâne moale (20-30 HRC la oțeluri nealiate) sau se durifică ușor (30-40 HRC la oțelurile aliate). Adâncimea stratului carburat variază de obicei între 0,3 și 2 mm [26].

Proprietățile stratului marginal depind în mare măsură de condițiile de carburare, de exemplu de potențialul de carbon, de temperatura și durata procesului și de gradientul de duritate pe secțiunea transversală. Atât condițiile de carburare cât și de tratament termic ulterior definesc mărimea tensiunilor de compresiune generate în stratul marginal, duritatea atinsă la suprafață, proporția de austenită reziduală,

adâncimea de strat și caracteristicile de rezistență mecanică ale miezului. Se știe că carburarea pieselor executate din oțeluri nealiate și aliate cu un conținut redus în

carbon (sub 0,25%). Procesul se desfășoară la temperaturi superioare punctului critic A_{C3} ($T_{carb.} = 870-950^{\circ}C$) în medii solide, lichide, gazoase sau în plasmă (fig 1.13) capabile să pună în libertate atomii activi de carbon care formează la suprafață o austenită îmbogățită în acest element.

Conținutul în carbon al stratului marginal variază între 1 și 1,2% la oțelurile nealiate, între 0,7 și 0,9 % la oțelurile aliate cu crom și între 0,6 și 0,8% la oțelurile aliate cu nichel [40]. La concentrații mai înalte în carbon, scade duritatea suprafeței și se diminuează tensiunile remanente de compresiune, deoarece se formează o proporție mai mare de austenită reziduală. Deja de la un conținut în carbon de cca, 0,6 %, temperatura punctului M_s se situează sub cea a camerei și în consecință apare în microstructură o cantitate mai mare de austenită reziduală.

În cazul carburării oțelurilor aliate cu elemente ca Cr, Mn, W, Mo, V, microstructura stratului la temperatura de încălzire este alcătuită frecvent din două faze: austenită și carburi de formă globulară. Nu este permisă o creștere prea ridicată a conținutului în carbon deoarece în cazul unei supracarburări deși s-ar mări rezistența la uzare ar apare pericolul fisurării stratului din cauza proporției mari de carburi și a separării lor sub formă de rețea pe marginile grăunților.

Indiferent de metoda aleasă, carburarea este un proces de durată, desfășurat la temperaturi înalte și în consecință, microstructura atât în stratul de suprafață cât și în miezul piesei este grosolană. Pe de altă parte, în aceeași piesă apar două compoziții chimice diferite.

De aceea, prin tratamentele termice ulterioare se urmărește corectarea structurii miezului în sensul finisării granulației și creșterii tenacității, precum și obținerea unei microstructuri martensitice în strat fără tensiuni interne prea mari care să confere o rezistență mare la uzare și presiune de contact.

În funcție de natura materialului, de condițiile de carburare, de cerințele funcționale ale piesei și de eventualele prelucrări mecanice sau de o operație de îndreptare, din fig.1.14. se poate selecta ciclul optim de tratament termic de călire urmată de revenire joasă [40]. Dacă cerințele funcționale ale pieselor nu sunt foarte pretențioase, din motive de eficiență economică se va recurge la călirea directă.

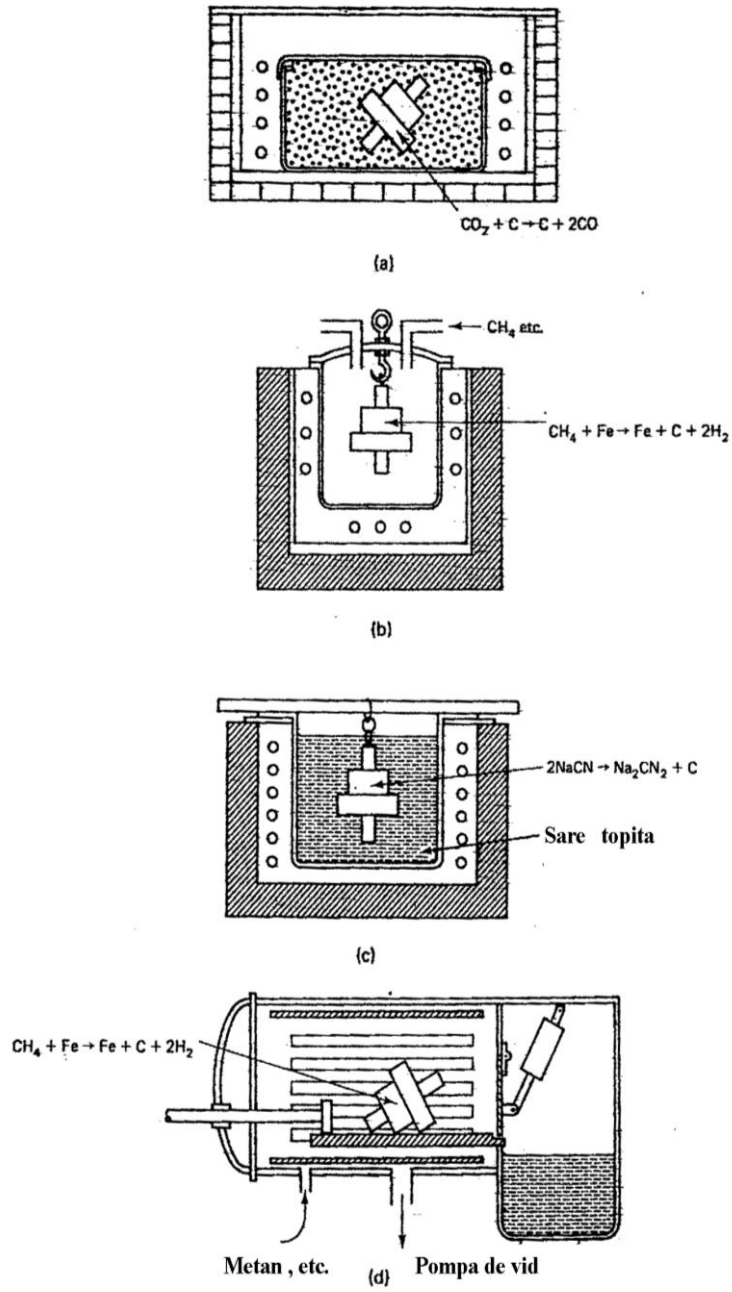


Fig.1.13. Metode de carburare: a – în mediu solid; b – în mediu gazos; c – în mediu lichid; d – în vid.

Pentru diminuarea tensiunilor remanente și a deformațiilor se practică o prerăcire a pieselor la 800-850°C, după care se face călirea. Întrucât proporția de austenită reziduală este mare (peste 15%) se recomandă transformarea ei în martensită prin aplicarea unei căliri în medii cirogenice; în final, se realizează o revenire la temperatură joasă (150-180°C pentru oțeluri carbon, respectiv 170-210°C pentru oțeluri aliate).

Creșterea limitei de oboseală a pieselor este cu atât mai mare cu cât nivelul tensiunilor remanente de compresiune prezente în stratul de suprafață este mai ridicat. Deoarece piesele carburate și călite sunt sensibile la fisurare în timpul prelucrării prin rectificare, ele sunt supuse revenirii la temperatură joasă timp de circa 2 ore.

În cursul acestui tratament are loc transformarea martensitei tetragonale în martensită cubică și reducerea cu 1 până la 5 HRC. Totodată tensiunile remanente de compresiune se reduc cu cca. 100 până la 200 N/mm² (înainte de revenire aveau valori de 500-600 N/mm²). Valoarea maximă a acestor tensiuni se ridică la 350-700 N/mm² (înainte de revenire, 800-900 N/mm²). Micșorarea valorii lor în zona de suprafață se explică prin oxidarea internă, proporția de austenită reziduală, o eventuală decarburare și reducerea cantității de imperfecțiuni ale rețelei cristaline.

Experimental s-a constatat că o limită de oboseală ridicată se obține atunci când adâncimea stratului durificat reprezintă 10 până la 20% din diametrul probelor cilindrice [44].

În fig. 1.15. s-a reprezentat acțiunea tratamentului de carburare – călire – revenire joasă asupra distribuției tensiunilor interne și de solicitare.

Urmare a structurii martensitice în stratul de suprafață, rezerva de plasticitate a pieselor carburate este foarte redusă. Cu cât grosimea stratului este mai mare, cu atât energia de rupere KV are valori mai mici (fig. 1.16.).

Acest fapt impune precauții speciale la îndreptarea pieselor, iar dacă concentratorii de tensiune sunt foarte puternici, se recomandă evitarea aplicării tratamentului de carburare.

La călirea directă a pieselor în cuptoare continue cu atmosferă ce conține oxigen, sunt inerente fenomenele de oxidare. În cazul instalațiilor moderne grosimea stratului oxidat este limitată la cca. 10-15 μm.

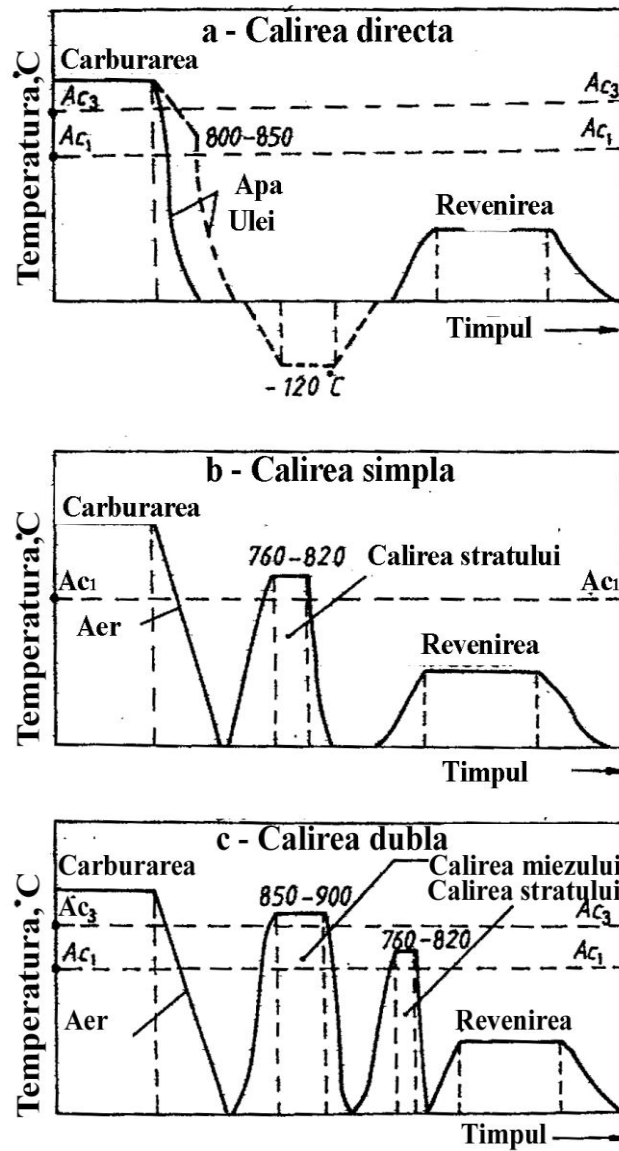


Fig. 1.14. Tratamente termice aplicate pieselor carburate.

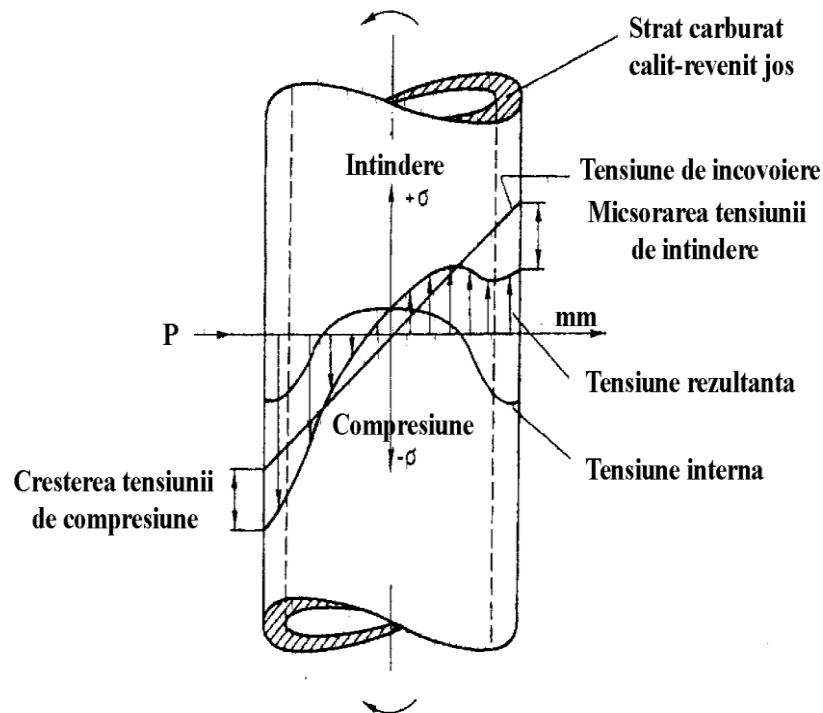


Fig. 1.15. Epura tensiunii remanente, a tensiunii de încovoiere și a celei rezultante într-o piesă cilindrică supusă tratamentului de carburare – călire – revenire joasă.

Afinitatea mare a unor elemente de aliere față de oxigen, conduce la formarea unor oxizi și la reducerea concentrației masei de bază în asemenea elemente. Ca urmare, călibilitatea va fi diminuată și întrucât oxidarea se produce de preferință pe limitele grăunților, la călire se va forma în aceste zone o rețea de perlită sau de bainită cu efecte negative asupra capacității portante a pieselor.

Tratamentul termochimic de carburare se aplică în toate ramurile construcției de mașini, îndeosebi în construcția de motoare, cutii de viteză, aparatură de mecanică fină, etc.

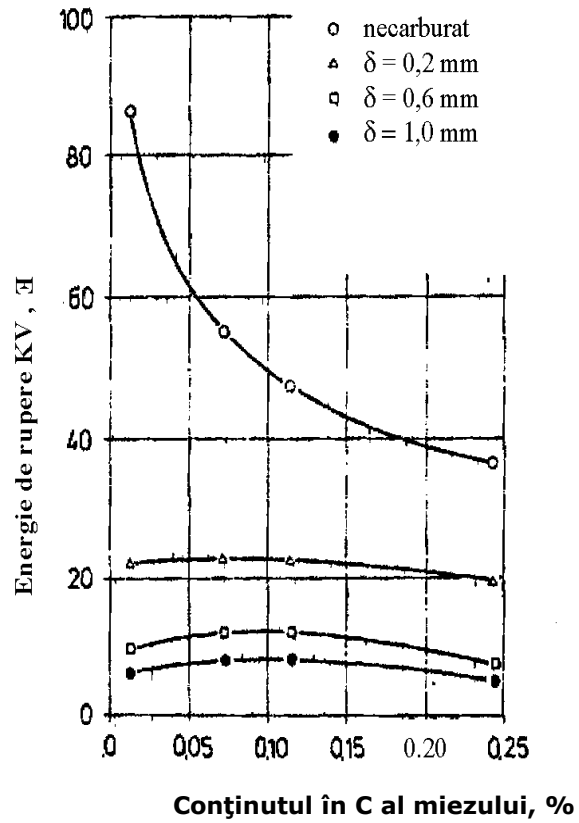


Fig. 1.16 Efectul adâncimii de carburare asupra energiei de rupere al oțelului 15CrNi15.

1.6.2. Nitrurarea .

Nitrurarea este procesul de îmbogățire în azot a straturilor superficiale ale pieselor cu scopul obținerii unei durități ridicate și a unei rezistențe mari la uzare, oboseală și coroziune în atmosferă, apă, vapori, etc. Azotul are un diametru atomic redus, la fel ca și carbonul, dar cu avantaje suplimentare și anumite dezavantaje. Deși straturile nitrurate sunt mai dure decât cele carburate, procesul de nitrurare este mai lent și de obicei mult mai complex decât cel de carburare.

În principiu, toate oțelurile, fontele cenușii și materialele sinterizate cu bază de fier pot fi nitrurate. Cu toate că azotul provoacă o durificare a soluției solide, cel mai important efect al său se bazează pe capacitatea de formare a unor compuși duri cu fierul și cu elemente de aliere ca Al, Cr, Mo, Ti.

De aceea, au fost dezvoltate oțeluri speciale pentru nitrurare, care au în compoziția lor chimică asemenea elemente de aliere.

Mecanismul de formare a stratului nitrurat este în general stăpânit, dar reacțiile care se desfășoară în diferite oțeluri și cu diferite medii de nitrurare nu sunt întotdeauna cunoscute. Stratul nitrurat are o grosime de 0,1-0,5 mm și este format din două zone distincte:

-o zonă de combinații, cu o grosime de 5-25 μm , rezistentă la atacul chimic cu nital; ea conține un amestec de nitruri Υ' , mai sărace în azot și nitruri ξ , mai bogate în azot. Examinarea microscopică reliefează prezența porilor în porțiunea exterioară (fig. 1.17.).

Aceștia iau naștere ca urmare a unei blocări a azotului prin recombinarea atomilor acestuia în molecule. Mai multe molecule crează o presiune așa de înaltă încât legăturile rețelei fierului vor fi întrerupte și rețeaua se va lărgi cu formarea de microcavități, numite pori.

-o zonă de difuzie, formată din difuzia azotului în spațiile interstițiale ale rețelei cristaline; duritatea și adâncimea acestei zone depind de compoziția chimică a oțelului nitrurat.

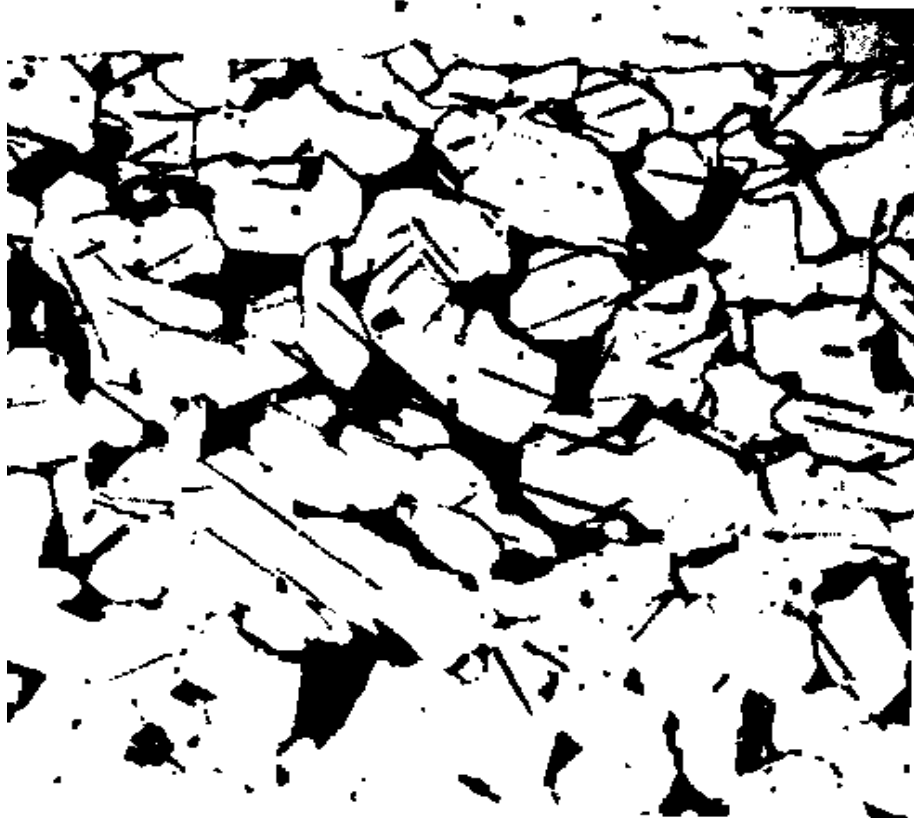


Fig. 1.17. Stratul nitrurat al oțelului C 15.

Din fig.1.18. se poate observa că la oțelurile pentru nitrurare, care sunt aliate cu Al, Cr, Mo, V, W și Ti, gradientul de duritate pe grosimea stratului este cel mai favorabil.

Aceste elemente au abilitatea de a forma nitruri (Al_3N , Cr_2N , Mo_2N , etc.) dure și de a mări adâncimea de strat. Totodată, alte oțeluri aliate răspund favorabil la nitrurare dar adâncimile de strat sunt mai mici și duritatea suprafeței este mai scăzută (fig. 1.18.).

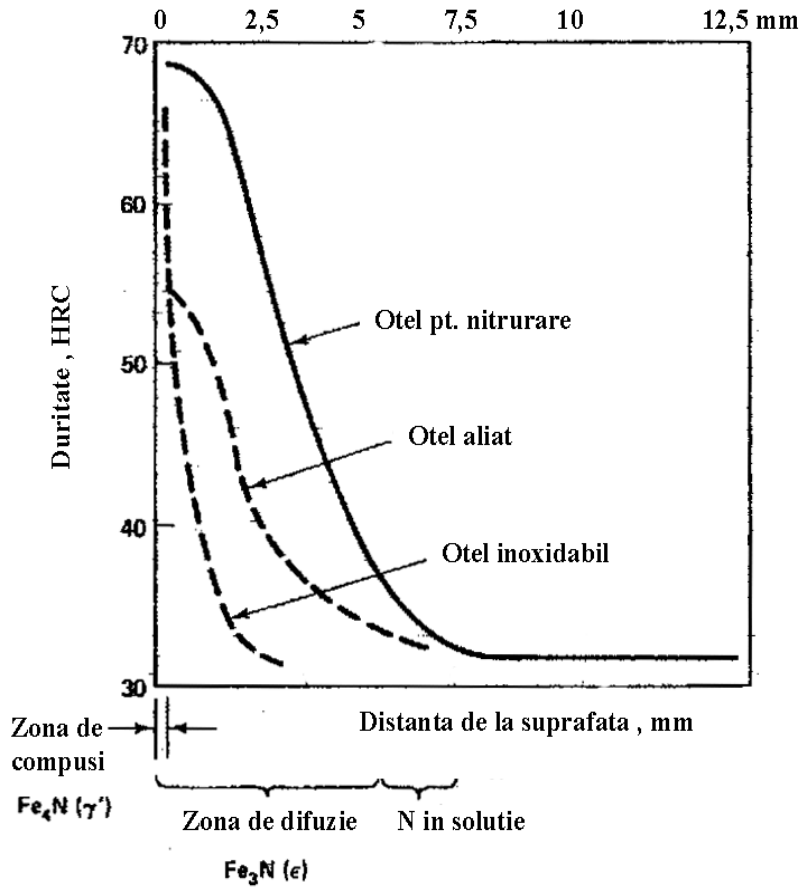


Fig. 1.18. Evoluția durtății pe grosimea stratului nitrurat la diferite grupe de oțeluri.

Nitrurarea este un proces de durificare desfășurat la temperaturi cuprinse între 430 și 590 °C. Înaintea acestui tratament, piesele sunt prelucrate mecanic la cote apropiate de cele finale și apoi se face o călire martensitică volumică, urmată de o revenire înaltă la o temperatură cu 30...100°C superioară celei de nitrurare. Scopul urmărit este obținerea unei microstructuri feritice și minimizarea deformațiilor în cursul procesului de tratament termochimic. Cel mai frecvent se aplică nitrurarea în mediu gazos sau în plasmă.

În fig. 1.19 se reprezintă schema unei instalații de nitrurare în gaz. Peste piesele încălzite la temperaturi de 480-590°C se trimite un curent de NH_3 care prin disociere eliberează atomi de azot și de hidrogen. Azotul difuzează în stratul de suprafață al piesei, iar hidrogenul devine o parte din atmosfera cuptorului. Lichidul cu bule redat în figură asigură o presiune pozitivă în cuptor și servește la indicarea gazelor evacuate.

Durata de menținere variază între 24 și 90 h pentru obținerea unei adâncimi de strat de 0,2-0,6 mm. De obicei, răcirea pieselor se face odată cu cuptorul de tratament, în curent de NH_3 până la 200°C.

Micșorarea duratei procesului este posibilă prin efectuarea operației în două trepte: mai întâi nitrurarea se face la 480-520°C, iar apoi se ridică temperatura la 540-590°C. Cu cât temperatura este mai ridicată, cu atât duritatea suprafeței piesei nitrurate este mai mică și adâncimea stratului este mai mare.

Se subliniază faptul că pot fi nitrurate în gaz și cele mai multe oțeluri inoxidabile. Cromul și alte câteva elemente din compoziția chimică a acestora au un efect favorabil asupra formării compușilor de azot. În plus, la oțelurile inoxidabile nu este necesar să avem o microstructură feritică înaintea acestui tratament. Adâncimea de strat este limitată la cca. 175 μm , dar la clasele de oțeluri durificabile prin precipitare se pot atinge adâncimi de 300 μm .

În fig. 1.20 este redată schema unei instalații de nitrurare în plasmă (ionică).

Piese se conectează la electrodul negativ (catod), iar camera de încălzire constituie anodul. Metoda este o combinație între tehnologia de acoperire în vid și cea de tratament termic. Dacă între doi electrozi aflați în vid, se stabilește o tensiune înaltă și se introduce o cantitate mică de gaz, se va crea o stare de plasmă. Plasma constă din ioni de gaz introduși în vid și din electroni.

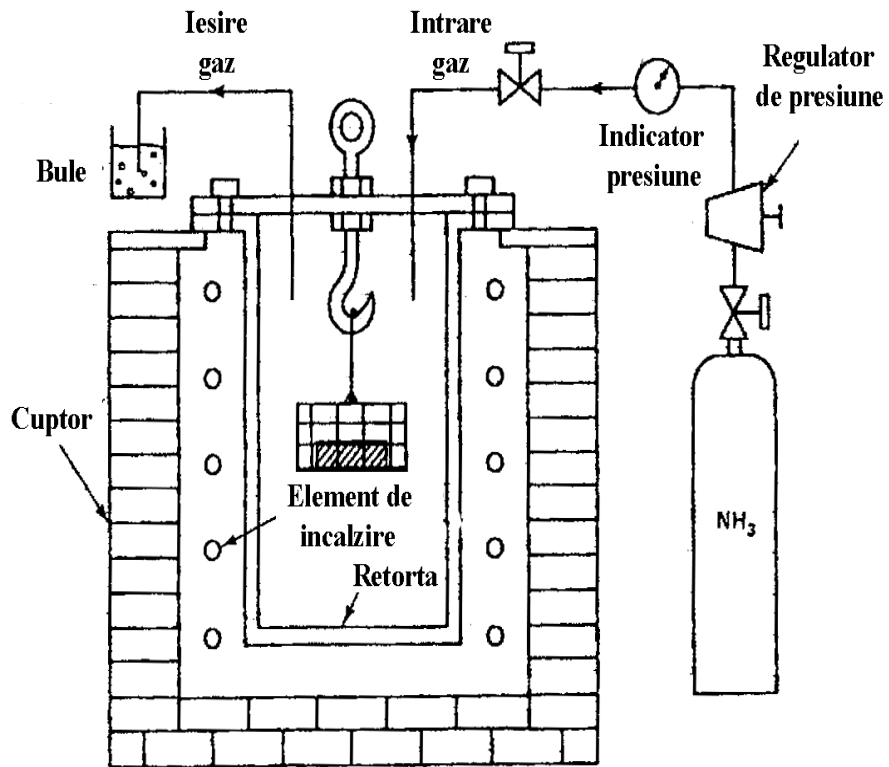


Fig. 1.19. Instalație de nitrurare în gaz

Ionii sunt accelerați datorită potențialului dintre electrozi și vor bombarda catodul aducându-l la temperatura de nitrurare. Durata de timp necesară obținerii unei grosimi de strat similară nitrurării în mediu gazos variază între 15 minute și 30 ore.

Alături de reducerea de circa 2 ori a duratei procesului, un alt mare avantaj al nitrurării în plasmă constă în micșorarea tendinței de formare a stratului "alb".

Duritatea ridicată a zonei de combinații (strat alb) provoacă o scădere a coeficientului de frecare, o mărire a rezistenței la uzare și o micșorare a tendinței la tribo-oxidare și adeziune.

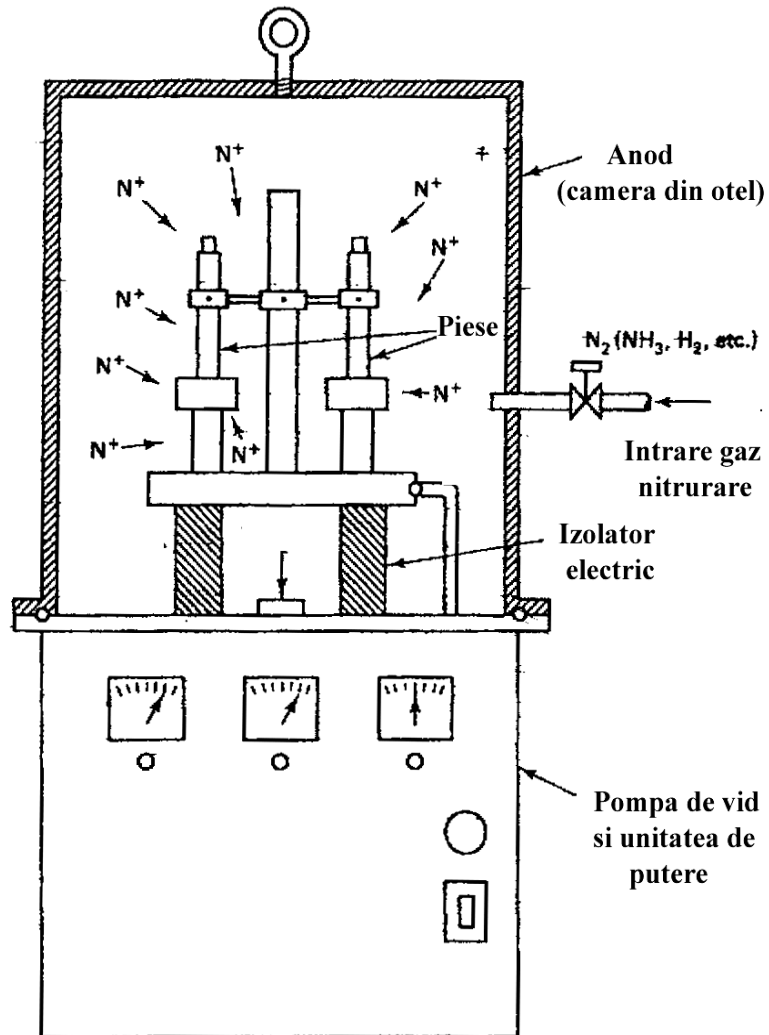


Fig.1.20. Instalație de nitrurare în plasmă.

Întrucât această zonă cu caracter intermediar este stabilă până la temperaturi de 500°C, piesele nitrurate vor putea fi exploatate și la temperaturi ridicate, chiar în unele medii corozive.

În schimb, zona de difuzie are o duritate și o grosime dependentă de material. La oțelurile înalt aliate adâncimea ei este mai scăzută, iar duritatea, mai ridicată. Prezența tensiunilor reziduale de compresiune explică mărirea rezistenței la oboseală prin încovoiere. Rezistența la uzare a zonei de difuzie este aproximativ aceeași cu cea a straturilor carburate. Această observație prezintă importanță practică deoarece dacă zona de combinații va fi îndepărtată prin uzare, nu se va constata o creștere dramatică, imediată a ratei de pierdere a materialului. Principalele domenii de aplicare a tratamentului termochimic de nitrurare cuprind industria de motoare, de mașini – unelte, scule pentru presare, scule așchietoare, etc.

2.PROGRAMUL LUCRĂRILOR EXPERIMENTALE

2.1. Materiale folosite și tratamente termice aplicate.

Pentru conducerea încercărilor au fost utilizate mărci de oțeluri destinate frecvent execuției de piese la care se pretează aplicarea sudării prin frecare. Compoziția chimică a șarjelor de oțeluri folosite este redată în tabelul 2.1.

Marca de oțel	Compoziția chimică, %							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni
17CrNiMo6	0,15..0,21	0,50..0,80	0,17..0,37	max.0,035	max.0,035	0,80..1,0	0,15..0,30	1,20..1,50
C60	0,57..0,65	0,50..0,80	0,17..0,37	max.0,040	max.0,045	-	-	
42CrMo4	0,38..0,45	0,40..0,70	0,17..0,37	max.0,035	max.0,035	0,90..1,30	0,15..0,30	

Tab. 2.1. Rezultatele analizei chimice.

Semifabricatele sub formă de bare cilindrice (\varnothing 25 mm) au fost supuse tratamentului termic preliminar și apoi, prelucrate prin așchiere. Suprafețele care vin în contact în timpul procesului de sudare au fost prelucrate prin strunjire frontală pentru a avea o planeitate corespunzătoare.

Cercetările anterioare [19] au demonstrat că valorile momentelor de frecare sunt cu atât mai înalte și se ating cu atât mai repede cu cât gradul de netezire al suprafețelor care vin în contact este mai ridicat.

Tratamentele termice secundare aplicate în urma prelucrărilor prin așchiere au fost :

a. Îmbunătățirea.

Acest tratament se compune dintr-o călire martensitică volumică urmată de o revenire la temperatură înaltă. Pentru probele executate din oțel 42CrMo4

temperatura de austenizare a fost de 820-850°C, iar pentru cele realizate din oțel C60, a fost de 810-830°C. În ambele cazuri s-a făcut o răcire bruscă în ulei.

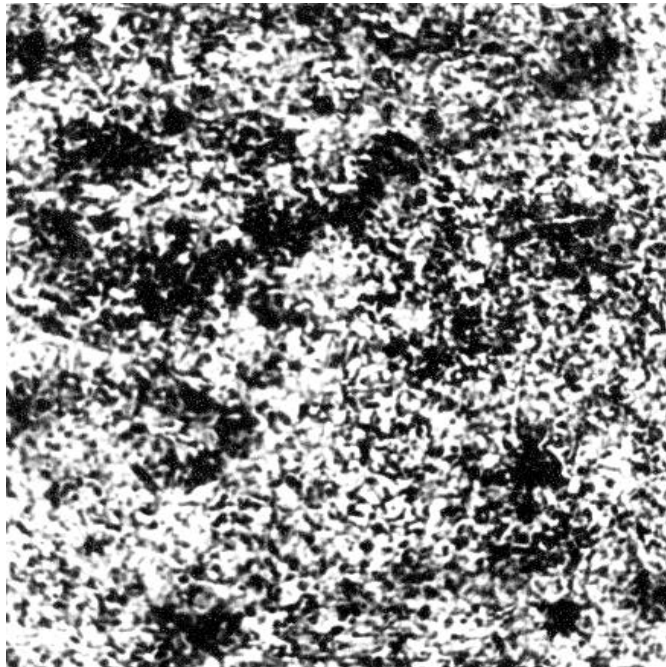
Imediat după călirea continuă până la temperatura camerei, probele au fost introduse în cuptorul de revenire reglat la 580±10°C, unde au fost menținute timp de 60 min și apoi răcite în ulei pentru a se preîntâmpina apariția fragilității reversibile de revenire.

La ambele mărci de oțeluri, s-a obținut o microstructură sorbitică de revenire (fig. 2.1 și fig. 2.2) și valori de duritate cuprinse între 250 –320 HV.

b. Carburarea.

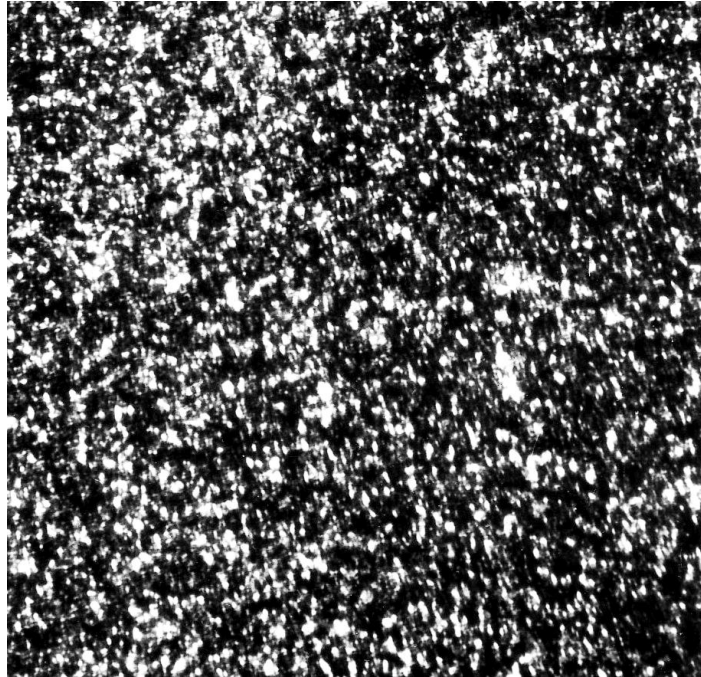
Acest tratament termochimic a fost condus pe probe \varnothing 16 x 40mm din oțel slab aliat 17CrNiMo6. Procesul s-a desfășurat în mediu gazos de CH₄ la temperatura de 880- 900°C. Durata de menținere în domeniul austenitic a fost de 10 ore.

Tratamentul termic ulterior carburării a fost o călire dublă (pentru miez, de la 860-880°C, iar pentru strat, de la 810-830°C) urmată de o revenire la temperatură joasă, de 170 - 190°C.



500x

Fig. 2.1. Microstructura de îmbunătățire a oțelului C60



500x

Fig. 2.2. Microstructura de îmbunătățire a oțelului 42CrMo4

Concomitent cu carburarea pieselor ce urmează a fi sudate, s-au introdus și câteva probe martor $\varnothing 16 \times 10$ mm care au servit la controlul durității, uniformității și microstructurii stratului de suprafață.

În fig. 2.3 se arată curba de distribuție a durității pe secțiunea transversală a probelor, iar în fig. 24.a,b. se exemplifică microstructurile specifice stratului carburat – călit – revenit (a), respectiv miezului (b).

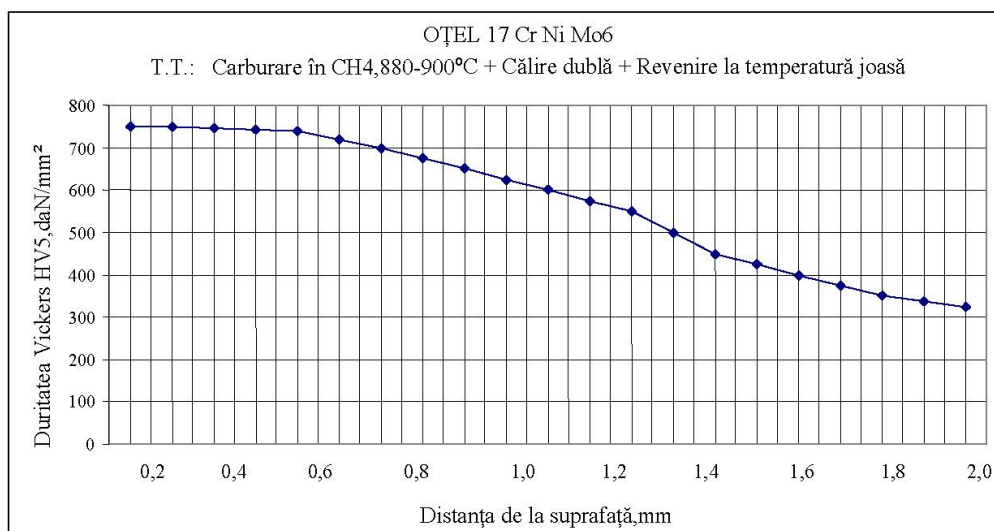


Fig.2.3. Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a probelor din oțel 17CrNiMo6 supuse carburării, călirii și revenirii joase.

Adâncimea stratului carburat s-a definit ca fiind distanța de la suprafață până la zona cu o duritate de 550HV și conform fig. 2.3 adâncimea stratului carburat are valoarea de 1,1 - 1,2 mm.



a - 500x



b - 500x

Fig 2.4. Microstructura stratului de suprafață (a), respectiv miezului (b) probelor din oțel 17CrNiMo6, carburat -călit -revenit jos.

c. Nitrurarea

Probe îmbunătățite din oțel 42CrMo4 și prelucrate prin așchiere la cote finale au fost nitrurate în mediu gazos (NH₃) la temperatura de 520°C. Durata de menținere la temperatura procesului a fost de 50 ore, iar răcirea s-a efectuat tot în mediu de amoniac până când temperatura a scăzut la 200°C, după care probele au fost scoase în aer. Și în acest caz au fost nitrurate câteva probe martor pentru a obține informații legate de calitatea stratului de suprafață.

În fig. 2.5 s-a reprezentat curba de evoluție a durtății pe secțiunea transversală a probelor, iar în fig. 2.6 se arată microstructura acestor probe.

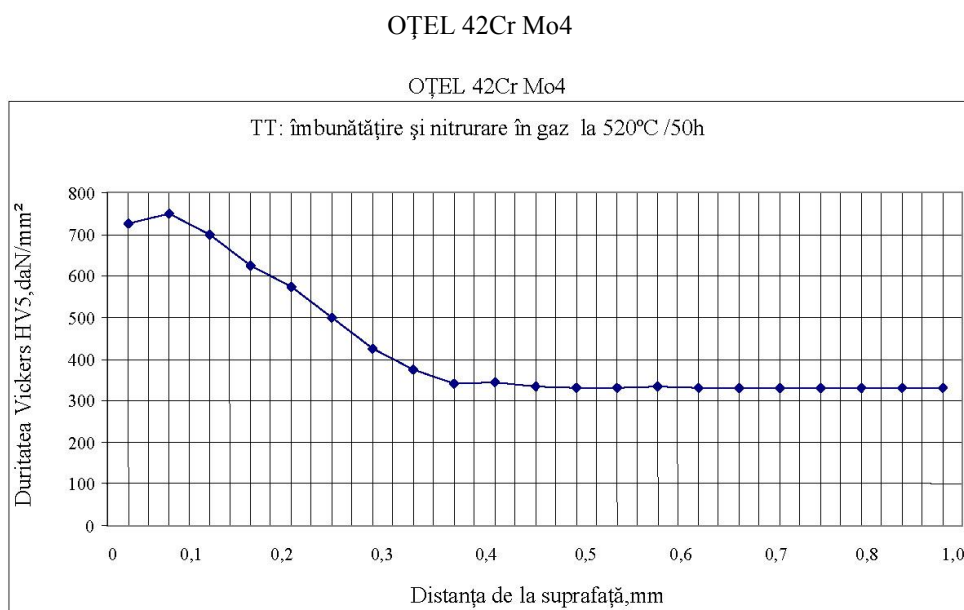


Fig. 2.5. Evoluția durtății pe secțiunea transversală a probelor de oțel 42CrMo4, nitrurate la 520°C timp de 50h.



Fig. 2.6. Microstructura probelor nitrurate din oțel 42CrMo4 ; 500x

Adâncimea stratului nitrurat a fost determinată ca fiind distanța de la suprafață până la punctul în care duritatea stratului depășește cu 50HV duritatea miezului. Din fig. 2.5 se poate observa că această adâncime este de circa 0,35 mm.

2.2. Combinații de probe sudate prin frecare

Combinațiile de probe tratate termic și termochimic la care s-a experimentat aptitudinea la sudare prin frecare sunt prezentate în fig. 2.7.

Tratament termic și termochimic	Îmbunătățire	Carburare+Călire + Revenire joasă	Nitrurare
Tratament termic și termochimic			
Îmbunătățire	*	*	*
Carburare+Călire+Revenire joasă	*	*	*
Nitrurare	*	*	*

Fig.2.7. Combinații de componente sudate prin frecare

Primele teste au vizat combinația între o componentă tratată termic prin îmbunătățire și o componentă carburată. Acest fapt se justifică prin potențialul ridicat de aplicare industrială a unei asemenea combinații. Aceste experimente au fost completate cu cele care privesc sudarea unor componente similare, tratate termochimic prin carburare.

În urma determinării parametrilor tehnologici optimi ai procesului de sudare pentru aceste combinații, s-a trecut la cercetarea sudabilității celorlalte combinații. Acțiunea diferitelor tratamente termice și termochimice asupra procesului de sudare a fost evidențiată prin numeroase metode de investigare și în final au fost definiți parametrii regimului de sudare pentru fiecare combinație în parte.

Din punct de vedere științific, un interes deosebit îl prezintă comportarea la sudare a doua probe nitrurate, analizată comparativ cu combinația dintre o probă nitrurată și o probă îmbunătățită.

2.3. Echipamentul de sudare.

2.3.1. Mașini de sudat prin frecare.

Mașinile de sudat prin frecare pot fi clasificate după următoarele criterii:

a. Poziția componentelor ce se sudează : se deosebesc mașini orizontale de sudat prin frecare și mașini verticale de sudat prin frecare.

b. Procedul de sudare utilizat: există mașini de sudat prin frecare continuă; mașini de sudat prin frecare cu volant; mașini de sudat prin frecare prin inerție; mașini de sudat prin frecare HUP (heat under power); mașini de sudat prin frecare cu impulsuri; mașini de sudat prin frecare orbitală; mașini de sudat prin frecare cu încălzire suplimentară prin inducție a componentelor de sudat; mașini de sudat prin frecare cu material de adaos; mașini de sudat prin frecare indirectă.

c. Capacitatea mașinii: caracterizată prin secțiunea maximă a componentelor care pot fi sudate.

d. Destinația mașinilor: ele putând fi universale sau specializate pe tipuri de componente de sudat.

e. Gradul de automatizare: mașinile pot fi semiautomate, la care alimentarea cu piese și scoaterea pieselor sudate se face manual și automate, prevăzute cu alimentatoare și dispozitive de scoatere a pieselor sudate din mașină.

Mașinile de sudat prin frecare continuă execută, în general, operațiile ce decurg din ciclul de sudare.

Schema de principiu a unei mașini de sudat prin frecare continuă este prezentată în fig. 2.8.

Mașina utilizată pentru experimentări este o mașina universală, semiautomată (introducerea pieselor de sudat și scoaterea pieselor sudate se execută manual) și este destinată sudării prin frecare a următoarelor dimensiuni de piese:

-diametrul minim al pieselor de sudat: $\varnothing 14$ mm;

-diametrul maxim al pieselor de sudat:

- țevi $\varnothing 48 \times 4$ mm, bare din oțel nealiat cu conținut maxim în carbon de 0,45% : $\varnothing 36$ mm și bare de oțel aliat de scule: $\varnothing 30$ mm.

Caracteristicile funcționale ale mașinii sunt următoarele:

- lungimea maximă a pieselor de sudat:
- în mandrină hidraulică: maxim 200 mm;
- în menghină hidraulică: maxim 1000 mm fără sprijinire suplimentară și nelimitat de mașină, cu sprijinire suplimentară;
- turația motorului electric și a piesei de sudat: 1400 rot/min;
- forța de frecare maximă: 500 kN;
- forța de refulare maximă: 1000 kN;
- timpul de frecare: 0,7....91 secunde, reglabil în trepte;
- timpul de refulare: 0,04...18 secunde, reglabil în trepte;
- cursa maximă a saniei: 215mm;
- tensiunea de alimentare 3x50 Hz, 380 V;
- puterea motorului electric de antrenare:22 kW;
- productivitatea maximă: 120 suduri pe oră;
- frânarea mandrinei: cu frână electromagnetică;

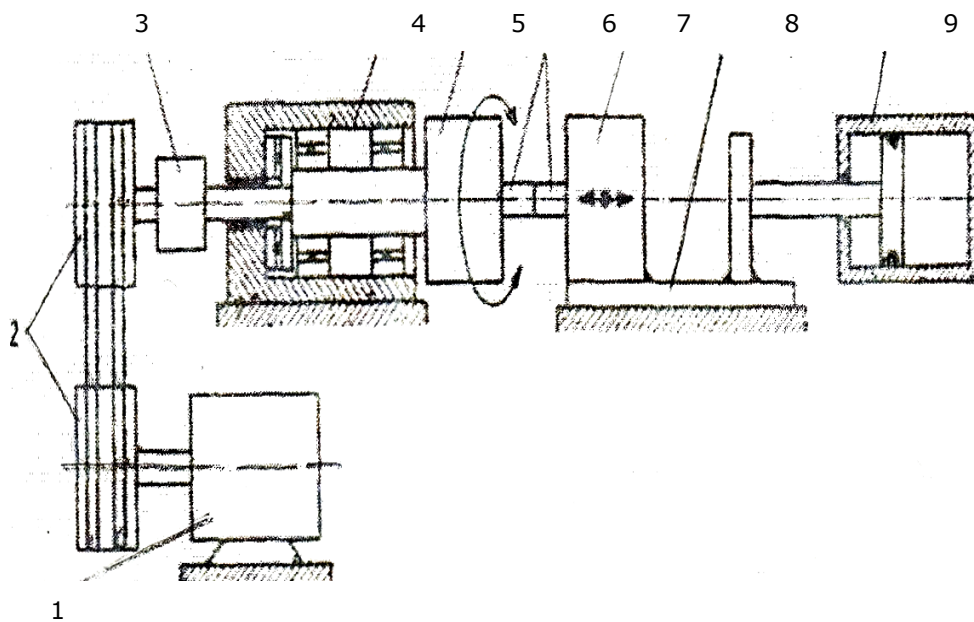


Fig 2.8. Schema de principiu a unei mașini de sudat prin frecare continuă:
 1-motor de antrenare; 2-transmisie prin curele; 3-cuplaj; 4-lagăr principal;
 5-mandrină; 6-componente de sudat; 7-sanie; 8-ghidaje; 9-cilindru hidraulic.

Imaginea de ansamblu a acesteia este dată în fig. 2.9 a.

Ea se compune din următoarele părți după cum se observă în fig. 2.9 b:

1. partea mecanică: batiu ,
2. dispozitiv de rotire și prindere a piesei de rotație,
3. instalație de ungere și răcire ,
4. sania cu bacurile de prindere a piesei fixe,
5. coloana de ghidare ;
6. instalația hidraulică: panou hidraulic ,
7. pupitru de comandă hidraulică ,
8. cilindrii de acționare ai saniei ,
9. cilindru de acționare a bacurilor,
10. cilindrii de acționare a mandrinei hidraulice,
11. conducte de legătură ;
12. instalația electrică de acționare și automatizare: motorul electric de antrenare în mișcare de rotație,
13. dulapul de alimentare ,
14. pupitrul de comandă .

Batiul este o construcție sudată din tablă groasă, constituind partea de rezistență a mașinii.

În interiorul batiului sunt montate: instalația de ungere a lagărului principal, instalația de răcire a cuplajului și frânei electromagnetice, motorul electric de antrenare a arborelui principal.

Mișcarea de rotație de la motor al arborelui principal se transmite prin intermediul unor curele trapezoidale.

Pe batiu este montată, în partea stângă, păpușa fixă (fig. 2.10), formată dintr-o carcasă (1), în care sunt montate lagărele cu rulmenți (2) ale arborelui principal tubular (3), iar pe acesta cuplajul (4) și frâna electromagnetice (5).

Prin interiorul arborelui principal tubular trece o tijă (6) acționată de un cilindru hidraulic (7) care realizează strângerea mandrinei hidraulice (8) montată la capătul arborelui principal.

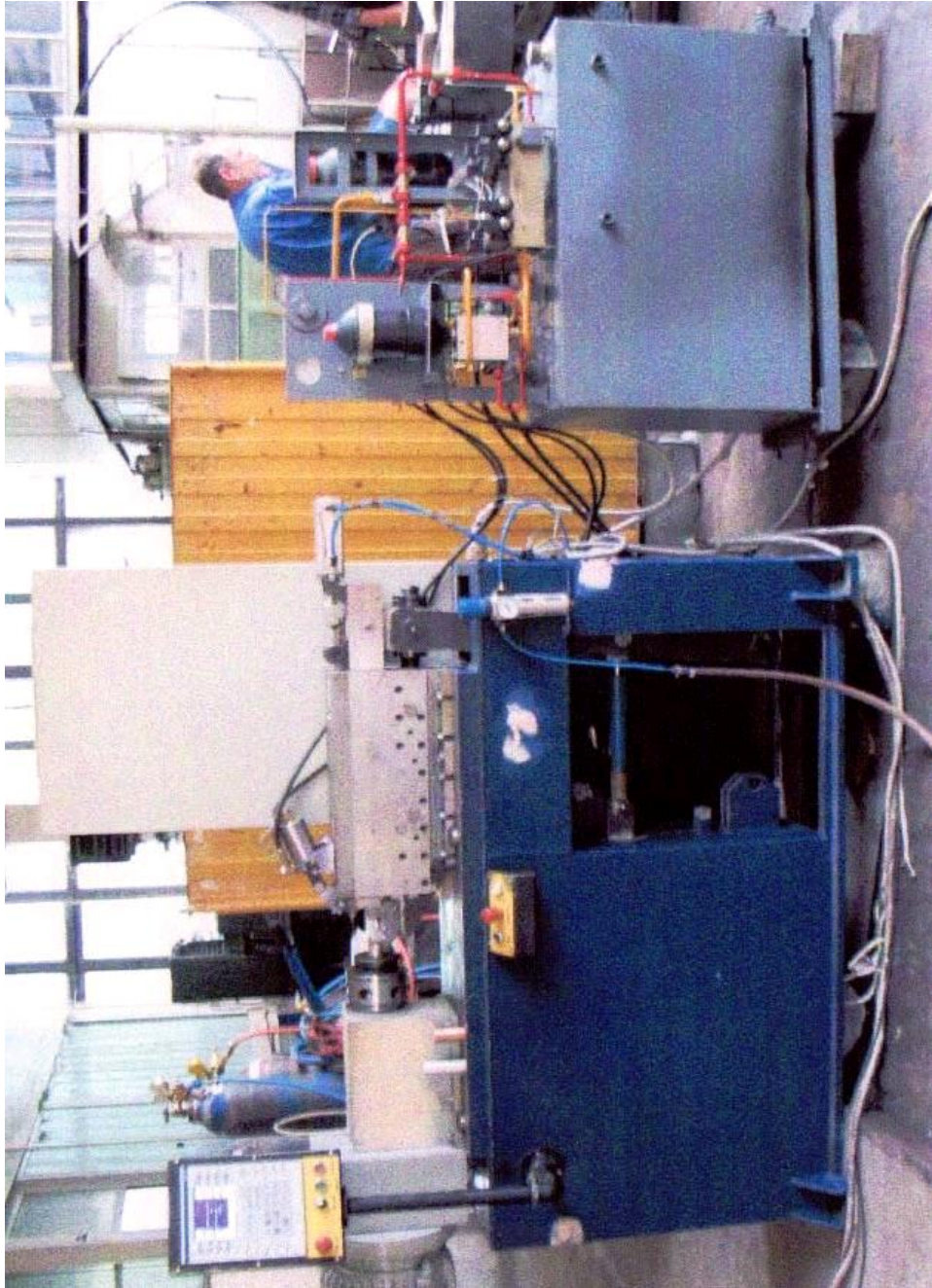


Fig. 2.9.a Mașina de sudat prin frecare.

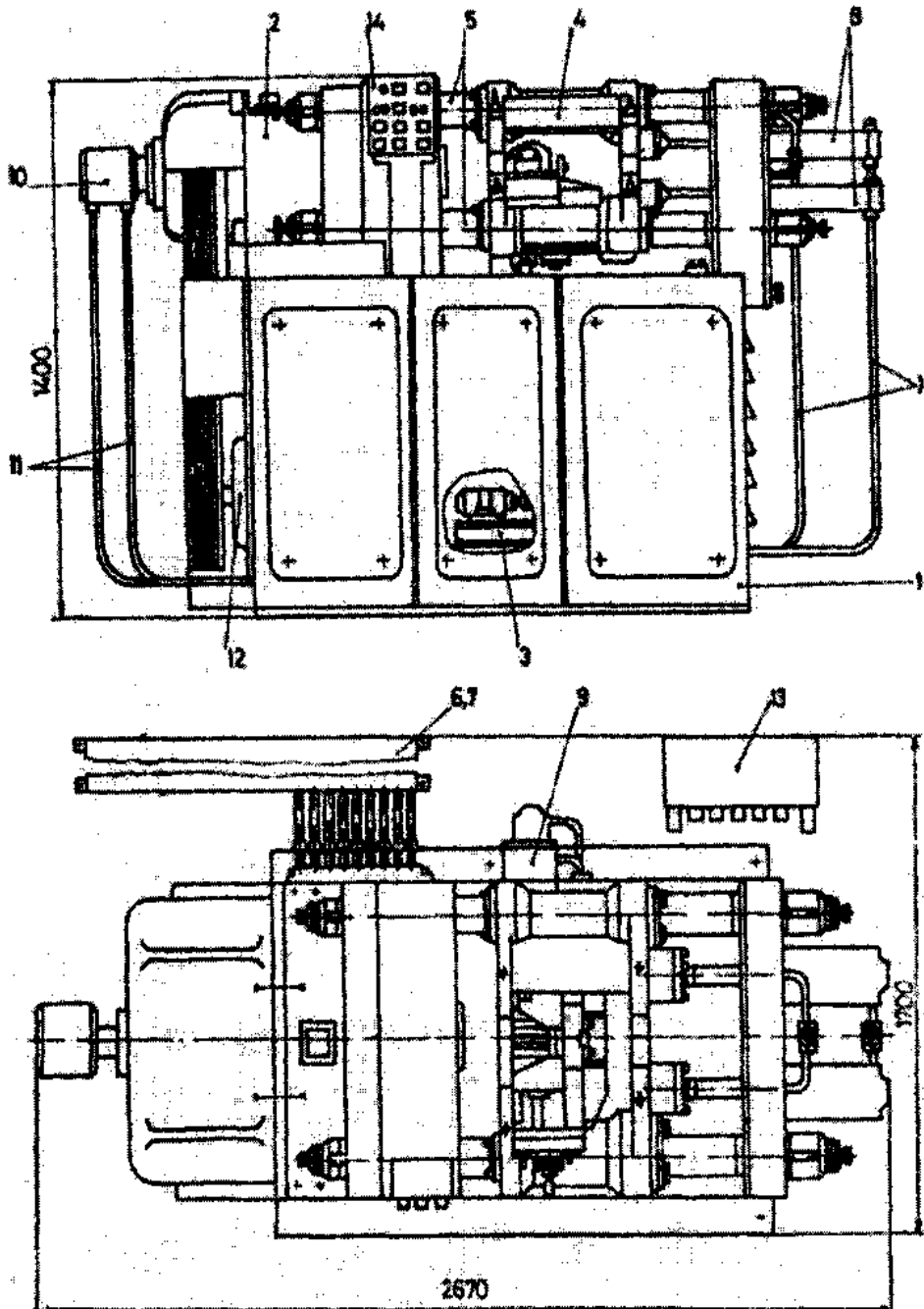


Fig 2.9.b Părțile componente ale mașinii de sudat prin frecare.

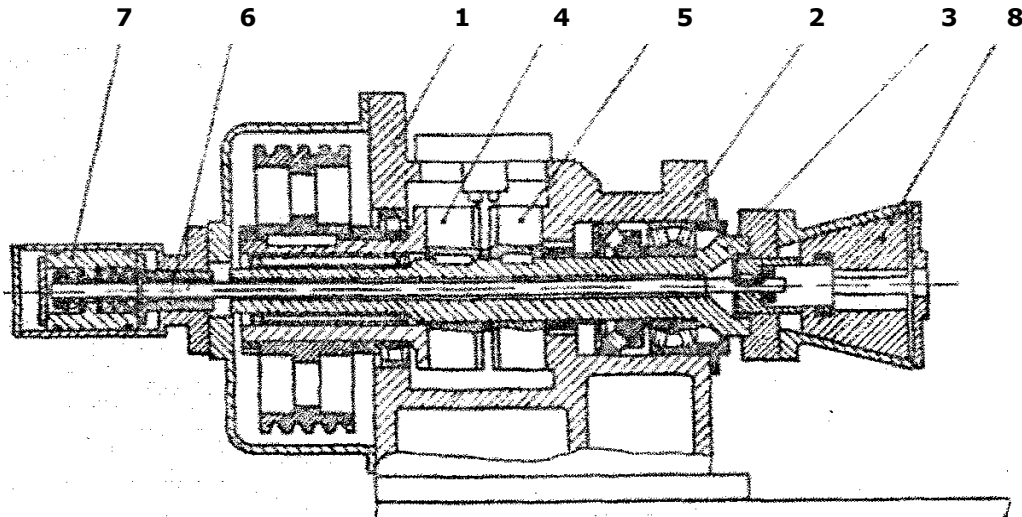


Fig. 2.10. Mandrina hidraulică a mașinii.

Coloanele de ghidare sunt fixate pe batiu cu ajutorul a doi tiranți. Pe coloanele de ghidare alunecă sania care asigură prinderea în bacuri și deplasarea piesei care nu se rotește. Prinderea se efectuează cu ajutorul unei menghine hidraulice care are un bac fix și unul mobil, iar deplasarea saniei se face cu ajutorul a doi cilindri fixați de un tirant. Pe sanie mai sunt montate dispozitive de reglare verticală și orizontală a poziției piesei care nu se rotește.

Dulapul cu aparatele electrice ca și panoul hidraulic sunt separate de mașina propriu-zisă.

Mașina de sudat prin frecare execută următoarele operații: prinderea pieselor în bacurile de pe sanie, respectiv în mandrina hidraulică; avansul saniei până la contactul celor două piese; etapa de încălzire prin frecare; etapa de frânare; etapa de refulare; deschiderea mandrinei; retragerea saniei cu piesa sudată; deschiderea bacurilor.

Cu excepția prinderii piesei în bacurile menghinei hidraulice și desfacerii acestor bacuri, celelalte operații se realizează automat.

Se pot regla următorii parametrii : forța de strângere a pieselor; forța de frecare; forța de refulare; timpul de menținere a forței de frecare; timpul de întârziere al frânării arborelui principal; timpul de menținere a forței de refulare.

2.3.2. Modul de funcționare a mașinii .

a . Ciclul pasiv

Conectarea mașinii la rețea se face prin comanda manuală USOL amplasată pe dulapul electric. Prezența alimentării cu energie electrică a dulapului de comandă și acționare este semnalizată optic de o lampă fixată pe ușa dulapului electric.

Odată cu alimentarea dulapului este inițiată și comunicarea dintre pupitrul de comandă BT20-BOSCH, amplasat pe carcasa dispozitivului de rotire și automatul programabil tip CL151 A-BOSCH, amplasat în dulapul de acționare în dreptul ferestrei. Se cuplează butonul SDR montat pe dulapul cu aparate pe poziția "O".

Prin apăsarea tastei F 1 au loc următoarele acțiuni :

- pornirea motoarelor electrice din instalațiile hidraulice, de ungere și acționare principală ;
- setarea mașinii: deschidere mandrină, retragere sanie, deschidere menghină;
- alimentarea cu tensiune a frânei electromagnetice.

În această etapă se introduce manual o piesă în mandrină. La acționarea butonului S2A se alimentează cu tensiune electrovalva Y4 a supapei de presiune SPCE și electrovalva Y11 a distribuitorului DH1, realizându-se retragerea tijei cilindrului hidraulic CH1 de acționare a mandrinei. Această acțiune se desfășoară până la momentul în care tija cilindrului s-a retras la capăt de cursă, sesizată de releul de presiune RP12. Strângerea piesei se realizează prin intermediul barei de tracțiune asupra bușei elastice.

Se alimentează manual menghina cu piesa de sudat. Prin acționarea butonului de închidere S1A, amplasat pe sanie, se alimentează cu tensiune electrovalva Y4 a supapei de presiune SPCE și electrovalva Y22 a distribuitorului DH2, realizându-se strângerea prin avansul cilindrului hidraulic de acționare a

menghinei. Alimentarea electrovalvelor Y4 și Y22 se menține până când este sesizată atingerea presiunii nominale de strângere prereglată și sesizată de releul de presiune RP2, precum și de acționarea limitatorului SQ 22, sau până în momentul primirii comenzii de deschidere.

Următoarea etapă este acționarea butonului S4A, având funcția de "START CICLU " inițiindu-se alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y4 a supapei de presiune SPCE, a electrovalvei Y3 a supapei proporționale SPP la valoarea maximă și a electrovalvei Y32 a distribuitorului DH3, realizându-se avansul rapid de la poziția inițială "L1" până la lungimea avansului rapid LAR, confirmat de traductorul de deplasare TD. În acest moment, încetează alimentarea cu tensiune a frânei electromagnetice și sania începe să execute avans lent o dată cu reducerea presiunii comandate de supapa proporțională SPP (cu electrovalva Y3).

Avansul lent continuă până la contactul pieselor de sudat. După realizarea acestui contract, presiunea din circuitul de avans va crește prin mărirea tensiunii de alimentare a electrovalvei Y3, a supapei proporționale SPP până la o valoare prereglată când se inițiază poziția de "O" scurtare la sudare, lungimea LO. Acest "O" include toate jocurile mecanice. Piese din menghină nu i se permite alunecarea axială. Presiunea se măsoară cu senzorul de presiune SP. Timpul de menținere a celor două piese de sudat în contact cu această presiune este prereglat. După acest interval de timp tensiunea de alimentare a electrovalvei Y3 a supapei SPP este adusă la zero.

În urma sesizării scăderii presiunii de către senzorul de presiune SP, se anulează alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y32 și se alimentează cu tensiune Y31, astfel realizându-se retragerea cu o cursă mică, LRm cursa cu retragere mică de cca. 5mm, după care alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y31 încetează, sania oprindu-se din mișcarea de retragere. În acest moment are loc acționarea temporizării comenzii de alimentare a cuplajului electromagnetic CEM. După parcurgerea acestei temporizări urmează pornirea temporizărilor separate și concomitent a funcționării cuplajului principal CEM, precum și a presiunilor prestabilite pentru fazele de frecare I, frecare II, refulare (ca două axe cinematice independente). Oprirea (întreruperea alimentării) cuplajului CEM este urmată de o temporizare de întârziere în vederea alimentării cu tensiune a frânei FEM. În acest moment se acționează electrovalva Y12 a distribuitorului DH1, realizându-se

deschiderea mandrinei, sesizată cu releu de presiune RP11, amplasat pe ramificator 2. Urmează alimentarea electrovalvei Y31, a distribuitorului DH3 în vederea retragerii saniei până la poziția inițială LI. La sesizarea retragerii saniei se alimentează cu tensiune electrovalva Y21 a distribuitorului DH2 și încetează alimentarea electrovalvei Y31 a distribuitorului DH3, realizându-se astfel deschiderea bacurilor menghinei sesizată cu limitatorul SQ21.

Mașina este setată ; această setare va fi menținută până la startul în următorul ciclu sau până la oprirea ei.

b. Ciclul activ

Conectarea mașinii la rețea se face prin comanda manuală USOL amplasată pe dulapul electric. Prezența alimentării cu energie electrică a dulapului de comandă și acționare este semnalizată optic de o lampă fixată pe ușa dulapului electric.

Odată cu alimentarea dulapului este inițiată și comunicarea dintre pupitrul de comandă BT20-BOSCH, amplasat pe carcasa dispozitivului de rotire și automatul programabil tip CL151A-BOSCH, amplasat în dulapul de acționare în dreptul ferestrei. Se cuplează butonul SDR, montat pe dulapul cu aparate, pe poziția "1".

Prin apăsarea tastei F1 au loc următoarele acțiuni:

- pornirea motoarelor electrice din instalațiile hidraulice, de ungere și acționare principală;
- setarea mașinii: deschidere mandrină, retragere sanie, deschidere menghină;
- alimentarea cu tensiune a frânei electromagnetice.

În această etapă se introduce manual o piesă în mandrină, la acționarea butonului S2A se alimentează cu tensiune electrovalva Y4 a supapei de presiune SPCE și electrovalva Y11 a distribuitorului DH1, realizându-se retragerea tijei cilindrului hidraulic CH1 de acționare a mandrinei. Această acțiune se desfășoară până în momentul în care tija cilindrului s-a retras la capăt de cursă, sesizată de releul de presiune RP12. Strângerea piesei se realizează prin intermediul barei de tracțiune asupra bușei elastice.

Se alimentează manual menghina cu piesa de sudat. Prin acționarea butonului de închidere S1A, amplasat pe sanie, se alimentează cu tensiune

electrovalva Y4 a supapei de presiune SPCE și electrovalva Y22 a distribuitorului DH2, realizându-se strângerea prin avansul cilindrului hidraulic a menghinei. Alimentarea electrovalvelor Y4 și Y22 se menține până când este sesizată atingerea presiunii nominale de strângere prereglată și sesizată de releul de presiune RP2, precum și de acționarea limitatorului SQ22, sau până în momentul primirii comenzii de deschidere.

Următoarea etapă este acționarea butonului S4A, având funcția de "START CICLU" înaltă tensiune, inițiindu-se alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y4 a supapei de presiune SPCE, a electrovalvei Y3 a supapei proporționale SPP la valoare maximă și a electrovalvei Y32 a distribuitorului DH3, realizându-se avansul rapid de la poziția inițială "LI" până la lungimea avansului rapid LAR, confirmat de traductorul de deplasare TD. În acest moment, încetează alimentarea cu tensiune a frânei electromagnetice și sania începe să execute avans lent o dată cu reducerea presiunii comandate de supapa proporțională SPP (cu electrovalva Y3). Avansul lent continuă până la contactul pieselor de sudat. După realizarea acestui contact, presiunea din circuitul de avans va crește prin mărirea presiunii de alimentare a electrovalvei Y3, a supapei proporționale SPP până la o valoare prereglată când se inițiază poziția de "O" scurtare la sudare, lungimea LO. Acest "O" include toate jocurile mecanice. Piese din menghină nu i se permite alunecarea axială. Presiunea se măsoară cu senzorul de presiune SP.

Timpul de menținere a celor două piese de sudat în contact cu această presiune este prereglat. După acest interval de timp tensiunea de alimentare a electrovalvei Y3 a supapei SPP este adusă la zero.

În urma sesizării scăderii presiunii de către senzorul de presiune SP se anulează alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y32 și se alimentează cu tensiune Y31, astfel realizându-se retragerea cu o cursă mică LRm cursă cu retragere mică de cca. 5mm, după care alimentarea cu tensiune a electrovalvei Y31 încetează, sania oprindu-se din mișcarea de retragere. În acest moment are loc acționarea temporizării comenzii de alimentare a cuplajului electromagnetic CEM având ca efect rotirea mandrinei. După parcurgerea acestei temporizări urmează pornirea temporizărilor separate și concomitent a funcționării cuplajului principal CEM, precum și a presiunilor prestabilite pentru fazele de frecare I, frecare II, refulare (ca două axe cinematice independente). Oprirea (întreruperea alimentării)

66 Programul lucrărilor experimentale - 2

cuplajului CEM este urmată de o temporizare de întârziere în vederea alimentării cu tensiune a frânei FEM. În acest moment se acționează electrovalva Y12 a distribuitorului DH1, realizându-se deschiderea mandrinei, sesizată cu releul de presiune RP11, amplasat pe ramificator 2.

Urmează alimentarea electrovalvei Y31, a distribuitorului DH3 în vederea retragerii saniei până la poziția inițială LI. La sesizarea retragerii saniei se alimentează cu tensiune electrovalva Y21 a distribuitorului și încetează alimentarea electrovalvei Y31 a distribuitorului DH3, realizându-se astfel deschiderea bacurilor menghinei sesizată cu limitatorul SQ21.

Mașina este setată; aceasta setare va fi menținută până la startul în următorul ciclu sau până la oprirea ei.

3. APTITUDINEA LA SUDARE PRIN FRECAR A COMPONENTELOR SUPUSE TRATAMENTULUI DE ÎMBUNĂȚIRE ȘI DE CARBURARE.

3.1. Procesul de sudare prin frecare a componentelor tratate termic prin îmbunătățire.

3.1.1. Introducere.

La momentul actual există deja suficiente rezultate privind aptitudinea la sudare prin frecare a componentelor aflate în stare îmbunătățită. O serie de lucrări de cercetare, inclusiv din țara noastră, prezintă rezultate utile referitoare la câmpul termic dezvoltat, caracteristicile mecanice și microstructurale ale îmbinărilor sudate, încercări de mecanica ruperii, etc. [2] , [22] , [51] , [75] .

Din această cauză, în cadrul acestei lucrări se va renunța la o abordare amănunțită a particularităților procesului de realizare a îmbinărilor sudate prin frecare din componente îmbunătățite. Totuși, pentru a putea evalua caracteristicile îmbinărilor realizate între componente diferite ca material și tratament termic și termochimic, au fost necesare unele cercetări pentru obținerea îmbinărilor similare din componente îmbunătățite la care procesul de sudare să fie condus cu diferite valori ale presiunii axiale. Rezultatele obținute vor putea fi comparate direct cu cele ale îmbinărilor similare între componente nitrurate sau cu cele ale combinației componentă îmbunătățită – componentă nitrurată.

3.1.2. Rezultate experimentale

Primele încercări experimentale au arătat că la sudarea prin frecare a componentelor tratate termic sau termochimic se necesită valori relativ mari ale presiunii axiale. Modificarea nivelului presiunii axiale provoacă schimbarea condițiilor de încălzire și răcire fapt evidențiat de curbele de variație a durtății în zona centrală și

marginală a îmbinării sudate. Direcțiile după care s-au făcut măsurătorile de duritate sunt arătate în fig.3.1, iar rezultatele obținute sunt reprezentate grafic în fig.3.2.

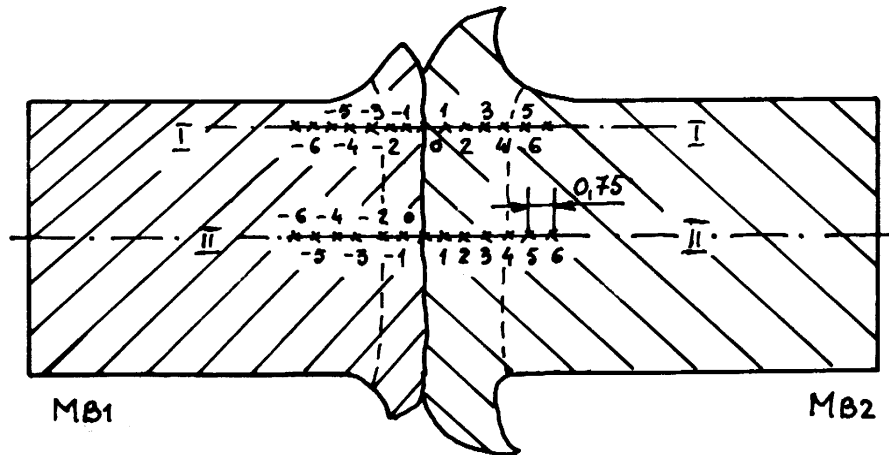


Fig. 3.1. Amplasarea urmelor de duritate Vickers

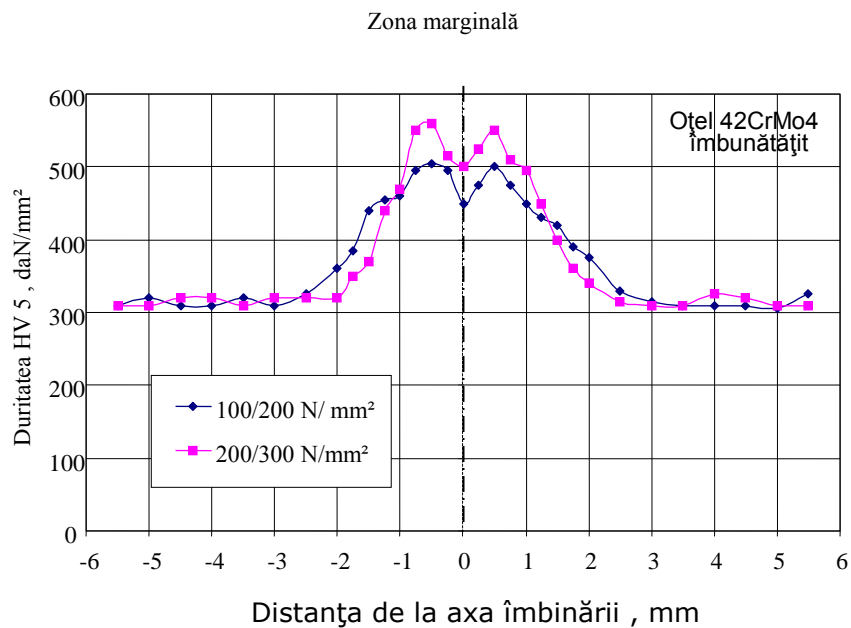


Fig. 3.2.a

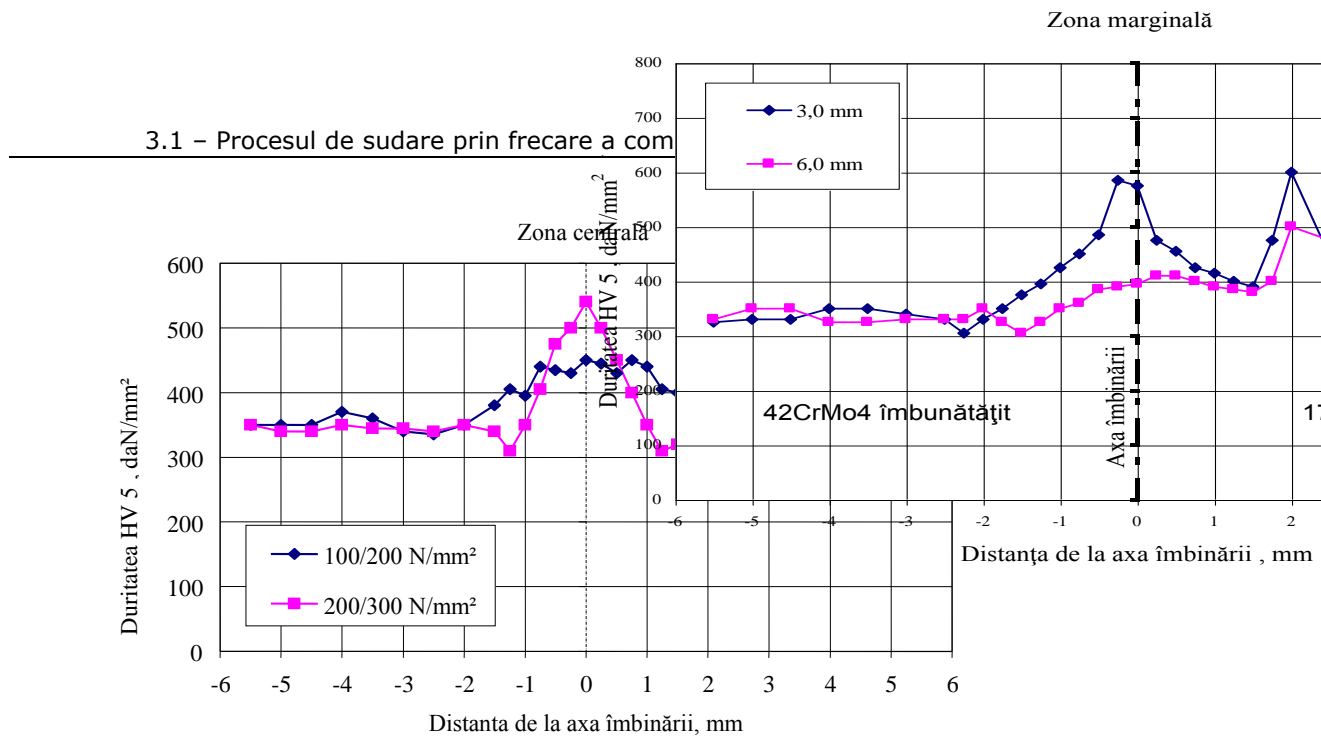


Fig. 3.2.b

Fig. 3.2. Curbele gradient de duritate ale îmbinărilor sudate din oțel 42CrMo4 pentru două niveluri ale presiunii axiale :
a – în zona marginală ; b – în zona centrală.

Dacă la un nivel de presiune de 100/200N/mm² se obțin durități HV = 450-500 daN/mm², pe măsura creșterii presiunii axiale, duritatea atinge valori semnificativ mai mari, HV = 500-570 daN/mm². Fenomenul se explică prin faptul că ridicarea presiunii de frecare face ca materialul din zona suprafețelor în contact să fie plastifiat într-un timp mult mai scurt și expulzat în bavură. Prin aceasta, conducția termică în direcție axială va fi diminuată, zona influențată termic va deveni mai puțin extinsă iar gradientul termic, mai abrupt. Totodată, și conducția termică radială în direcția axei probei va fi mai scăzută. Zona influențată termic capătă o formă pregnant biconcavă la creșterea presiunii de frecare (fig. 3.3.). Aceasta poate avea ca, consecință inițierea unor fisuri în zona centrală a probei atunci când presiunea de refulare ar crește sensibil față de cea de frecare, deoarece s-ar declanșa deformarea unei importante părți de material mai rece, care este mai puțin deformabil.

În planul de îmbinare din zona centrală a probelor sudate apare un vârf de duritate al cărui nivel crește cu presiunea axială selectată. Dimpotrivă, duritatea în zona marginală a îmbinării ar trebui să scadă deoarece căldura acumulată în bavura

încălzită puternic este transmisă materialului adiacent și astfel are loc o micșorare a vitezei de răcire; acest lucru se produce însă doar la oțelurile nealiante care au o viteză critică de călire relativ mare.

Oțelul considerat are o călibilitate suficient de mare, respectiv o viteză critică de călire relativ scăzută și ca urmare va prezenta o sensibilitate ridicată la formarea constituenților duri și fragili de tipul bainitei și martensitei în zona îmbinării sudate.

Tot ca urmare a căldurii dezvoltate în cursul procesului de sudare la o anumită distanță de planul îmbinării apare o scădere a durtății (fig. 3.2.b) datorată unui efect de revenire. Într-o zonă îngustă de material va fi depășită temperatura de revenire de cca. 600°C a componentelor îmbunătățite; evident că în această porțiune de material nu se mai atinge temperatura de austenitizare. Deși scăderea durtății este relativ redusă (30-40HV), ea trebuie luată în considerare la exploatarea îmbinărilor sudate.

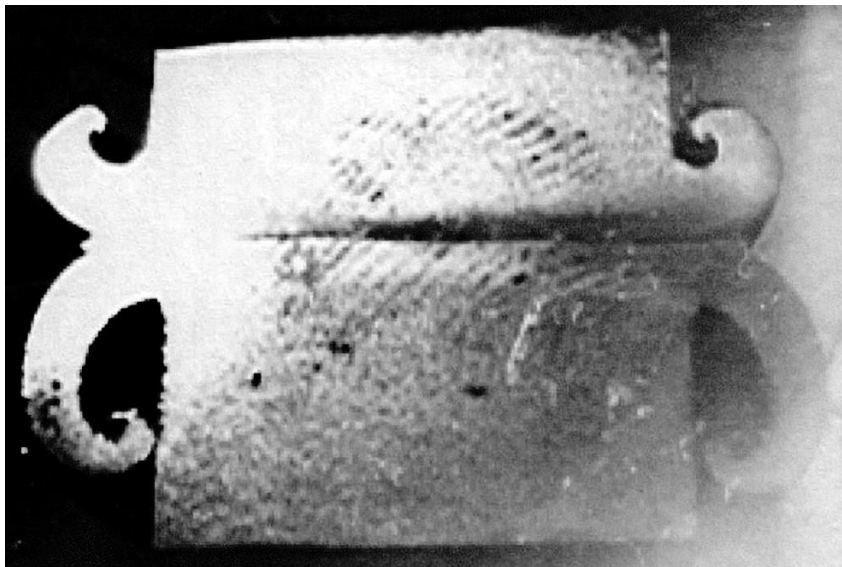


Fig. 3.3.a

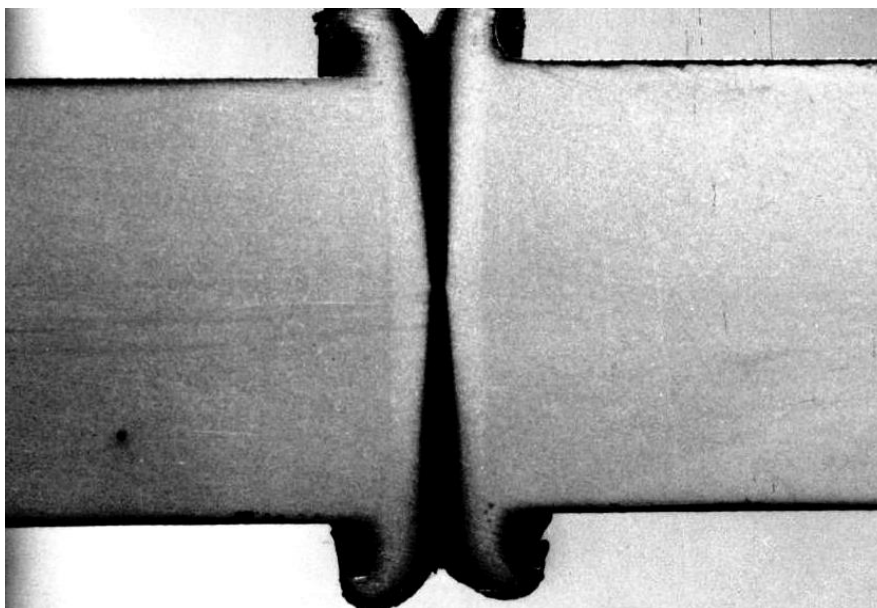


Fig. 3.3.b

Fig. 3.3. Influența presiunii axiale asupra macrostructurii îmbinărilor sudate din oțel 42CrMo4;

a – presiunea axială 100/200N/mm²; b - presiunea axială 200/300N/mm².

Pe măsura ridicării presiunii de frecare are loc o mărire a temperaturii de vârf atinsă în planul îmbinării; aceasta conduce la o creștere puternică a granulației.

De regulă, comparativ cu metalele de bază, îmbinările sudate prin frecare prezintă o structură cu granulație mai fină deoarece procesul de deformare la cald din timpul sudării este însoțit de o recristalizare a materialului. Totuși, la valori mari ale presiunii de frecare deși recristalizarea se produce, dezvoltarea dimensională a grăunților nu va putea fi împiedicată. În plus, ca urmare a formei biconcave a zonei influențate termic în cursul refulării cu presiune relativ mică, procesul de recristalizare în acest domeniu va fi mai puțin favorizat.

O granulație mare conduce la o creștere a durității deoarece stabilitatea la transformare a austenitei subrăcite în domeniul perlitic va fi mărită; dimpotrivă, transformarea bainitică nu va fi influențată semnificativ [56], [79]. Deoarece în această porțiune de material plastifiat din centrul probei temperatura de subrăcire a

austenitei este mai ridicată comparativ cu cea din zonele adiacente, rezultă că aici se va forma bainită superioară și martensită (fig. 3.4) iar în domeniile limitrofe, cu preponderență va lua naștere bainită inferioară (fig 3.5).

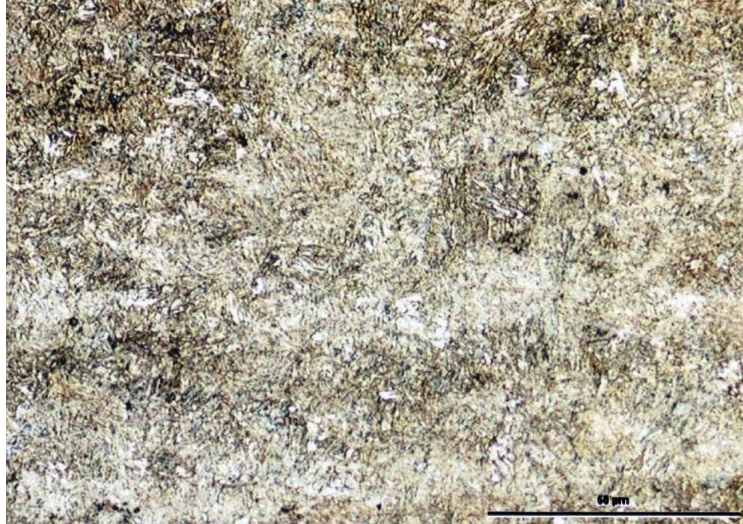


Fig. 3.4.a

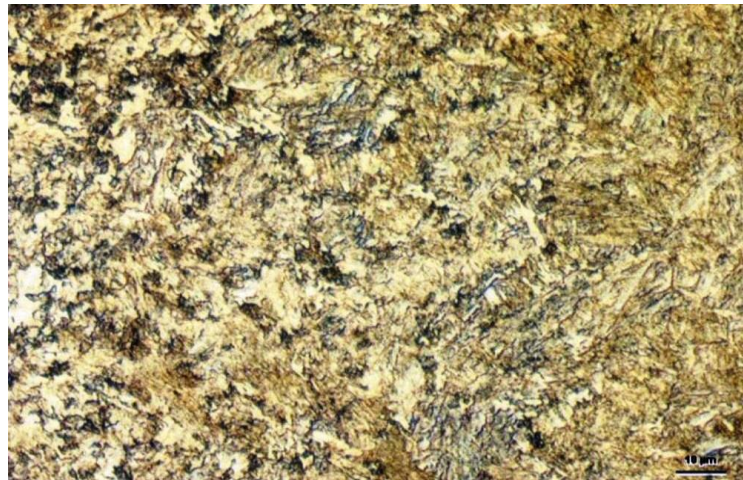


Fig. 3.4.b

Fig. 3.4. Imaginea micrografică a zonei centrale din planul îmbinării pentru presiuni axiale mari.

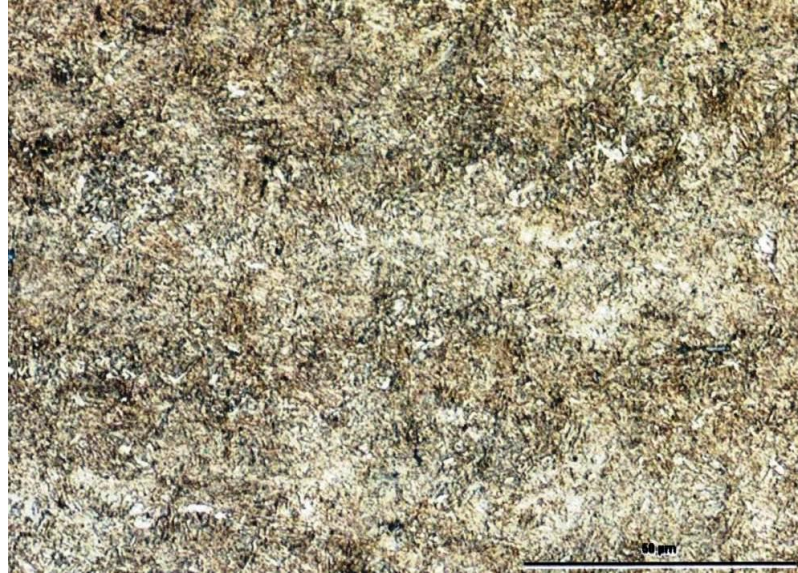


Fig.3.5. a



Fig.3.5. b

Fig.3.5. Imaginea micrografică a Z.I.T. din partea centrală a îmbinării pentru presiuni axiale mari.

Îmbinările sudate prin frecare din oțel 42CrMo4 tratat termic prin îmbunătățire înainte de sudare au fost supuse încercărilor de îndoire la rece și

încercărilor de reziliență. Înainte de încercare, bavura a fost îndepărtată printr-o operație de aşchiere.

Rezultatele obținute au arătat că cu cât valorile presiunii axiale au fost mai mari, cu atât unghiul de îndoire la rece și forța de rupere au fost mai mici (34°, 5200 daN la presiuni de 100/200N/mm², respectiv 27°, 4300daN la presiuni de 200/300N/mm²). Explicația acestor modificări rezidă în duritatea mai ridicată în zona îmbinării alături de o deviere mai intensă a fibrelor de deformare, ambele elemente conducând la o rupere prematură a îmbinării.

În mod similar, cele mai mici valori ale energiei de rupere KV au fost obținute la probele sudate cu cele mai mari valori ale presiunii axiale (fig. 3.6).

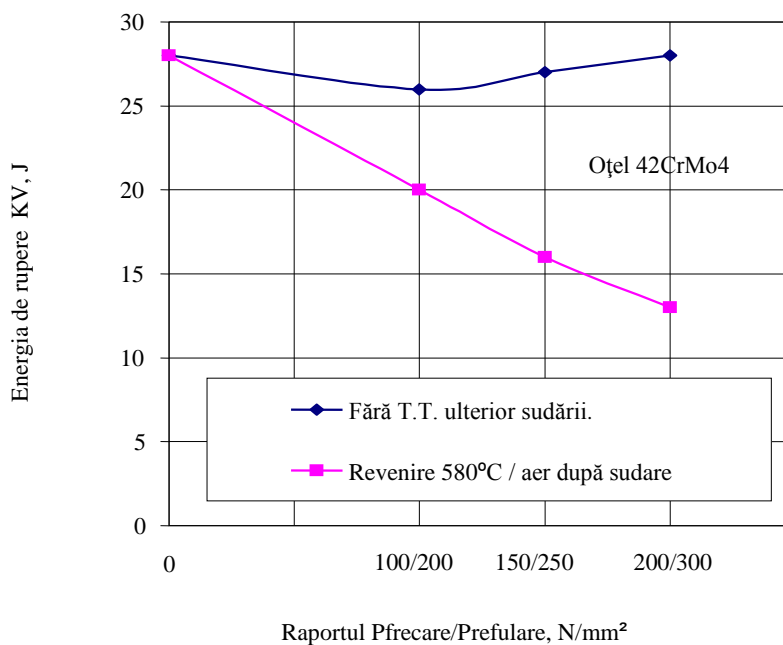


Fig. 3.6. Efectul presiunii axiale asupra energiei de rupere KV.

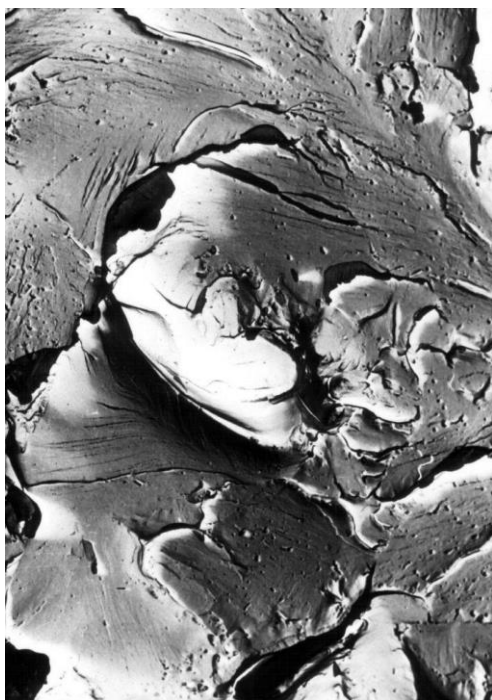


Fig. 3.7. a-5000x

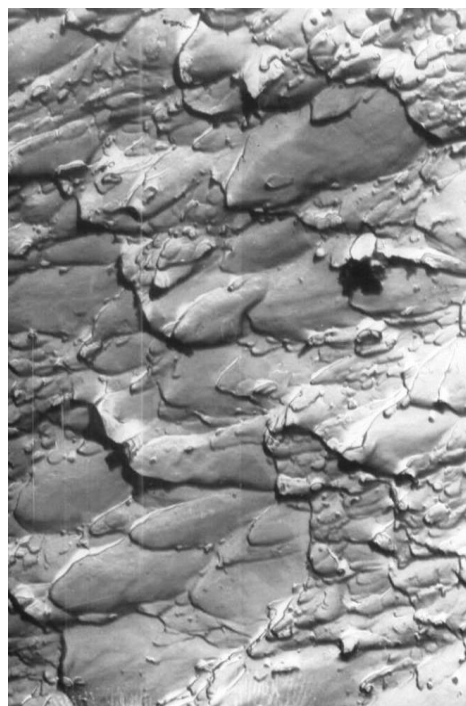


Fig. 3.7. b-5000x

Fig. 3.7. Imaginea microfractografică a probelor sudate și testate la temperatura camerei:

a.– fără tratament termic ulterior; b.– cu tratament de revenire post sudare.

Examinarea microfractografică a probelor supuse încercărilor dinamice de încovoiere prin șoc la temperatura camerei reliefează că suprafețele de rupere au un caracter fragil (fig. 3.7.a), adică ruperea se produce fără o deformare plastică perceptibilă.

La valori mai mici ale presiunii axiale, microstructura planului îmbinării este constituită în principal din bainită inferioară (fig. 3.8), constituent care asigură caracteristici favorabile de rezistență mecanică și de tenacitate.

Probele sudate la presiuni axiale mari prezintă în zona îmbinării o microstructură constituită din bainită granulară și martensită (fig. 3.4), cu o capacitate redusă de preluare a deformațiilor plastice.



Fig. 3.8. a

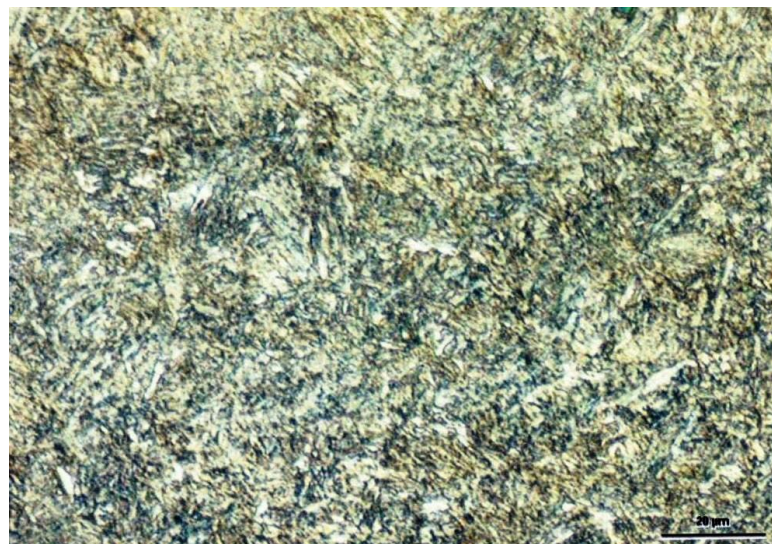


Fig.3.8. b

Fig. 3.8. Imaginea micrografică a zonei centrale din planul îmbinării pentru presiunii axiale mici.

Prin aplicarea unui tratament termic de revenire post sudare se ameliorează tenacitatea îmbinărilor sudate (fig. 3.6), fenomen care se justifică prin descompunerea constituenților de călire într-un amestec de ferită și carburi, micșorarea durității și diminuarea tensiunilor interne. Aspectul suprafețelor de rupere

a devenit fibros, respectiv ruperea este ductilă (fig. 3.7 b), caracterizându-se prin valori mari ale energiei absorbite pentru propagarea fisurii.

3.1.3 Concluzii.

La îmbinarea componentelor îmbunătățite din același material se recomandă ca valorile presiunii axiale să nu depășească 200/300 N/mm².

Cu creșterea presiunii de frecare se accentuează efectul negativ al devierii fibrelor, iar gradientul de temperatură devine mai abrupt și transformarea martensitică în zona planului îmbinării nu va putea fi împiedicată; în consecință, apare o fragilizare a domeniului de îmbinare care nu va mai putea fi compensată de capacitatea mai înaltă de deformare plastică a domeniilor învecinate de materiale.

3.2. Procesul de sudare prin frecare a componentelor disimilare îmbunătățite - carburate.

3.2.1. Introducere .

Îmbinările sudate între componente tratate termic prin îmbunătățire și cele durificate în stratul de suprafață prin carburare + călire + revenire la temperatură joasă oferă cel mai mare potențial de aplicare în practica industrială .

De aceea, experimentările privind aptitudinea la sudare prin frecare a oțelurilor tratate termic și termochimic au avut ca punct de plecare această combinație de componente. Din grupa oțelurilor pentru carburare a fost selectată marca 17CrNiMo6, frecvent utilizată la execuția unor organe de mașini și piese tratate termic ca axe, arbori, buloane, bucșe, etc., iar din cea a oțelurilor de îmbunătățire, marca 42CrMo4 destinată realizării organelor de asamblare, arborilor, osiilor, etc.

3.2.2. Rezultate experimentale.

Primele îmbinări sudate au fost realizate la valori relativ scăzute ale presiunii axiale cu durate mari ale timpilor de frecare (presiunea de frecare 30N/mm², timpul de frecare 23 s). Plastifierea suprafețelor aflate în contact, alături de evoluția scurtării axiale s-a produs în mod treptat. Întrucât prin cercetări anterioare [2], [75], [77], [79] s-a constatat că chiar la presiuni mici de frecare temperatura în zona de contact atinge 1000°C după cca. 1s, rezultă că duritatea suprafeței componentei carburate și călite scade rapid astfel că nu se va observa o influență pregnantă a stratului marginal asupra procesului de sudare.

La durate lungi ale fazei de frecare are loc o mărire a cantității de căldură introdusă în probe, fapt care conduce la o extindere a zonei încălzite în direcție axială. Prin aceasta, duritatea suprafeței probei durificate prin carburare – călire va suferi o diminuare pe o lungime de 10-20 mm de la planul de îmbinare

Analiza macrografică a unei secțiuni longitudinale prin îmbinarea sudată arată că stratul carburat este rămas în mare măsură în planul îmbinării (fig. 3.9).

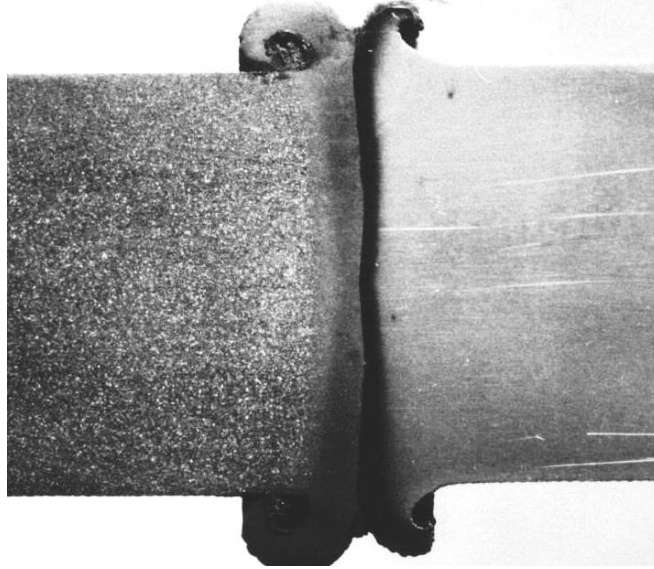


Fig. 3.9. Imaginea macrografică a combinației 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos, sudată cu $p_{frec} = 30\text{N/mm}^2$ și $t_{frec} = 23\text{ s}$.

Prezența acestuia în zona de îmbinare se manifestă printr-o distribuție neomogenă a tensiunilor interne atât în direcție axială cât și radială cu consecințe asupra măririi pericolului de fisurare. În plus, va fi favorizată o transformare martensitică însoțită de o scădere a caracteristicilor de tenacitate. Dacă stratul carburat nu va fi expulzat în totalitate din întregul domeniu al planului îmbinării vor putea apărea fisuri de călire, îndeosebi în zona rădăcinii bavurii. Toate aceste fenomene sunt specifice valorilor reduse ale presiunii axiale.

Prezența acestuia în zona de îmbinare se manifestă printr-o distribuție neomogenă a tensiunilor interne atât în direcție axială cât și radială cu consecințe asupra măririi pericolului de fisurare. În plus, va fi favorizată o transformare martensitică însoțită de o scădere a caracteristicilor de tenacitate. Dacă stratul carburat nu va fi expulzat în totalitate din întregul domeniu al planului îmbinării vor putea apărea fisuri de călire, îndeosebi în zona rădăcinii bavurii. Toate aceste fenomene sunt specifice valorilor reduse ale presiunii axiale.

De aceea, pentru micșorarea timpului de frecare și implicit a căldurii introduse în piese pe direcție axială, s-a procedat la mărirea presiunii axiale. Expulzarea stratului carburat din domeniul planului de îmbinare este posibilă printr-o ridicare a

parcursului de frecare sau printr-o mărire a presiunii de refulare. Ambele prevederi conduc la o scurtare axială mai mare și în consecință la o bavură mai voluminoasă. Pierderea de material va fi mai mare și vor apărea cheltuieli suplimentare legate de îndepărtarea bavurii prin așchiere. De asemenea, duratele relativ mari de frecare (peste 20 s) nu sunt avantajoase pentru un ciclu de fabricație.

Prin ridicarea presiunii axiale ar trebui ca lungimea zonei înmuiate să se reducă simțitor.

Cercetările anterioare au arătat că pe măsura creșterii presiunii de frecare, are loc o mărire a momentului de frecare și o ridicare a vitezei de scurtare axială și de mărire a temperaturii din zona îmbinării [51], [48], [49].

Imaginile macrografice ale unor secțiuni prin îmbinările sudate demonstrează că extinderea axială a zonei influențate termic și mecanic se micșorează pe măsura creșterii presiunii axiale (fig. 3.10).

La presiuni de frecare mai ridicate căldura specifică în zona de contact va fi mărită puternic astfel că materialul va fi încălzit local doar într-un domeiu îngust, suferind o plastifiere și apoi o expulzare în bavură. Forma zonei influențate termomecanic devine biconcavă. Conducția termică în centrul probei este prea mică pentru ca în direcție radială să se poată obține un profil uniform al căldurii.

Utilizarea unor presiuni ridicate de frecare conduce la formarea unei zone de influență termomecanică mai îngustă și gătuată în porțiunea axei îmbinării (fig. 3.11).

Totodată, stratul carburat este expulzat aproape în totalitate în bavură, aceasta având un aspect foarte neted și fiind lipsită de fisuri. Scurtarea axială este aproximativ aceeași pentru ambele părți cu toate că numai o componentă a fost durificată prin tratamentul de carburare – călire – revenire joasă.

Acest fapt se explică prin ridicarea rapidă a temperaturii în planul îmbinării și ca urmare valorile de duritate ale ambelor suprafețe aflate în contact devin egale într-un timp foarte scurt, de ordinul zecimilor de secundă.

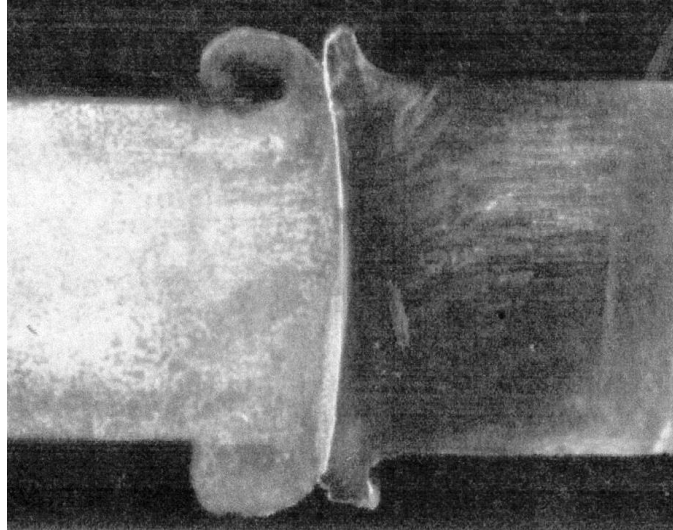


Fig. 3.10. a

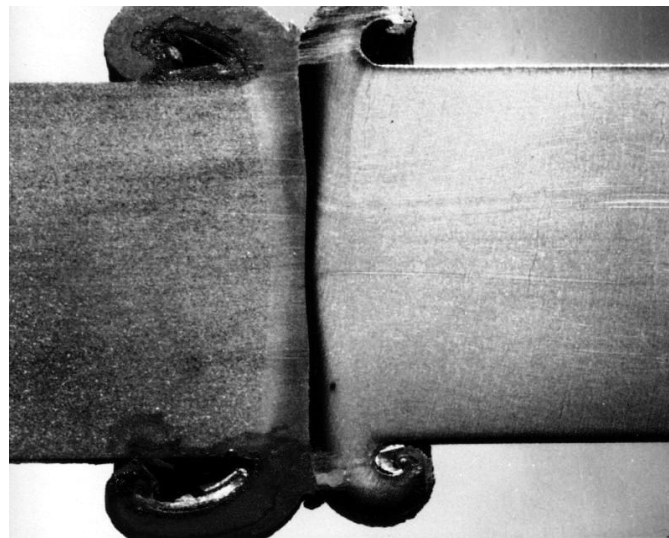


Fig. 3.10. b

Fig. 3.10. Macrografia îmbinărilor sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat
la diferite valori ale presiunii axiale:

a. - $50/100\text{N/mm}^2$, $t_f = 18\text{ s}$; b. - $100/200\text{N/mm}^2$, $t_f = 7\text{ s}$.

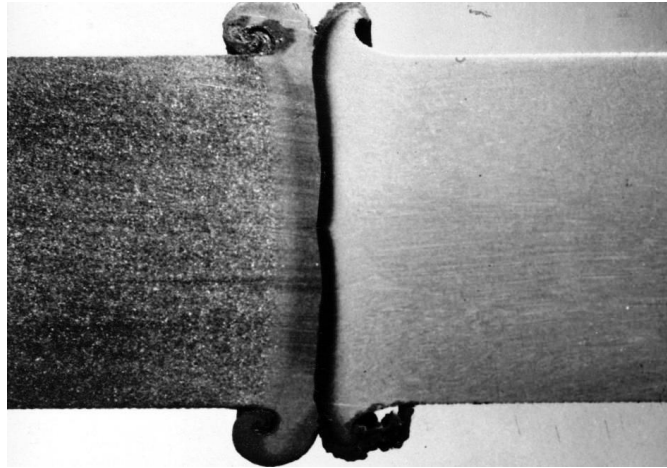


Fig. 3.11. Macrografia unei îmbinări sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat la o presiune axială de 200/300N/mm² și un timp de frecare de 3 s.

Lungimea zonei înmuiate de la suprafața componentei carburate - călite se va micșora odată cu creșterea presiunii de frecare. Încercările experimentale au dovedit că la începutul procesului de sudare a combinației de materiale îmbunătățit – carburat + călit nu se produce o scurtare axială perceptibilă. Fenomenul se explică prin faptul că, cu creșterea presiunii are loc o pătrundere tot mai adâncă a vârfurilor stratului carburat în oțelul îmbunătățit pricinuind o uzare prin brăzdate [32], [85].

Urmare a deformațiilor plastice mari ia naștere o ecruisare mecanică a suprafeței și în straturile ceva mai adânci de material. În plus, formarea unei structuri martensitice "de frecare" în faza de început a procesului va contribui la ecruisarea mecanică a suprafeței. În condițiile dezvoltării unei călduri suficiente de frecare va trebui să se formeze și să se distrugă așa – numitele poduri de sudare [52], [49].

Pentru aceasta, trebuie ca suprafețele împerechiate să devină compatibile din punct de vedere al microgeometriei, iar prin deformare plastică să se producă o rupere a stratului de oxizi la suprafață și să apară o textură asemănătoare a suprafețelor [50]. Datorită pătrunderii mai adânci a vârfurilor stratului carburat s-ar putea ca netezirea plastică a suprafețelor de contact și cu aceasta ruperea stratului de oxizi care împiedică adeziunea să fie mult încetinită. Aceasta va conduce la o creștere mai lentă a temperaturii și implicit la o încetinire a măririi scurtării axiale. Pentru interpretarea morfologiei microstructurii și a variației durtății în zona de

suprafață și în miezul îmbinărilor sudate, va trebui să avem în vedere faptul că în faza de frecare, chiar dacă durata acesteia este scurtă, datorită presiunii mari și deci a temperaturii înalte se favorizează difuzia carbonului în direcție axială. În afară de aceasta, are loc un schimb intens de material în diferite planuri, determinat de formarea și distrugerea podurilor de sudare. Ambele efecte nu pot fi separate exact unul de altul și împreună definesc profilul de duritate de o parte și de alta a planului îmbinării.

Carbonul difuzează îndeosebi din zona carburată a oțelului 17CrNiMo6 în oțelul pentru îmbunătățire 42CrMo4, deoarece în această direcție apare o mai mare scădere de potențial. Investigațiile efectuate la microsonda electronică (fig. 3.12. și fig. 3.13.) pun în evidență o zonă de difuzie a carbonului, atât în zona marginală cât și în centrul probelor, extinsă pe 80...150 μm și a nichelului pe 60...80 μm .

Curbele gradient de duritate din zona centrală și zona marginală a probelor (fig. 3.14 a, b) arată o creștere a durității la valori de 500-600 HV, în funcție de valoarea presiunii axiale aplicate. Totodată, se remarcă apariția porțiunilor de material înmuiat prin efectul de revenire și o alternanță a microzonelor mai dure cu cele mai puțin dure.

Procesele de difuzie care au fost semnalate sunt cu atât mai pregnante cu cât valoarea timpului de frecare este mai mare, respectiv parcursul de frecare este mai lung. În cursul desfășurării procesului de sudare crește viteza de scurtare axială deoarece evoluția transportului de material în direcție radială este mai rapidă decât difuzia carbonului. Pe măsura creșterii presiunii de frecare și a reducerii timpului de frecare are loc o diminuare a lățimii zonei îmbogățite în carbon aflată în planul îmbinării.

Porțiunile de material îmbogățite în carbon, alături de efectul suplimentar al cromului, molibdenului și nichelului, de creștere a călibilității, vor fi sediul unei transformări martensitice. Este evident că intensitatea fenomenelor de difuzie a carbonului este dependentă de câmpul termic dezvoltat la selecția anumitor parametri de proces (presiune și durată de frecare). Odata cu varierea parametrilor de sudare se modifică și temperatura de vârf atinsă și implicit granulația austenitei precum și stabilitatea acesteia la transformare.

În zona de legătură a celor două suprafețe aflate în contact, procesul de sudare conduce la o austenitizare rapidă urmată de o răcire cu viteză mare. O serie

de lucrări de cercetare [85], [58] au demonstrat că la temperaturi înalte de austenitizare se poate obține o austenită omogenă chiar și în timp de 1 s.

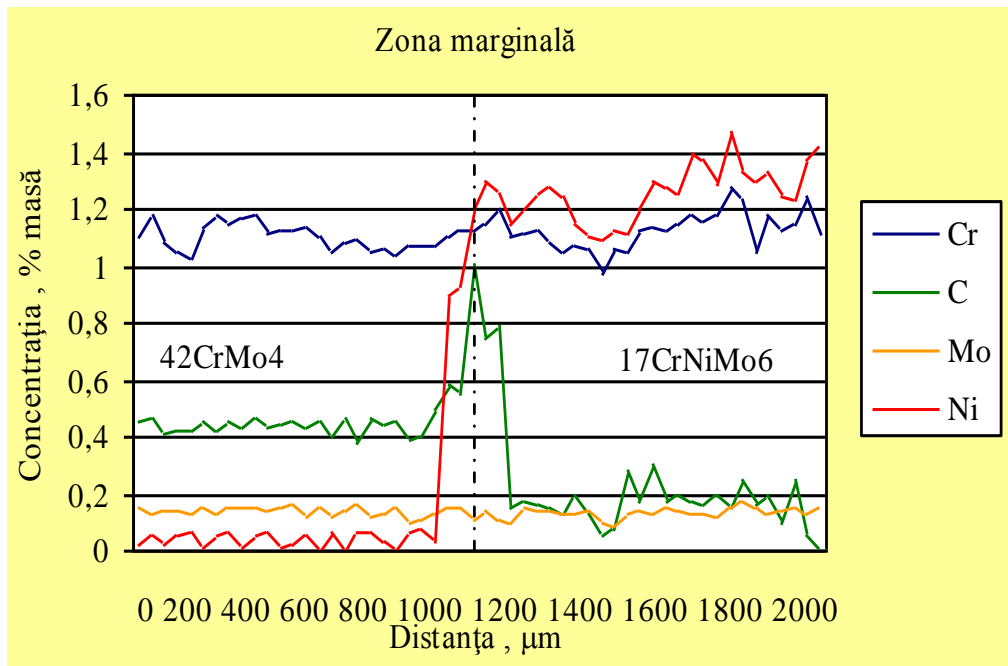


Fig.3.12.

Variația concentrației masice a elementelor principale de o parte și de alta a liniei îmbinării în zona marginală a probelor sudate ($p_{frec} = 100N/mm^2, t_{frec} = 7 s$).

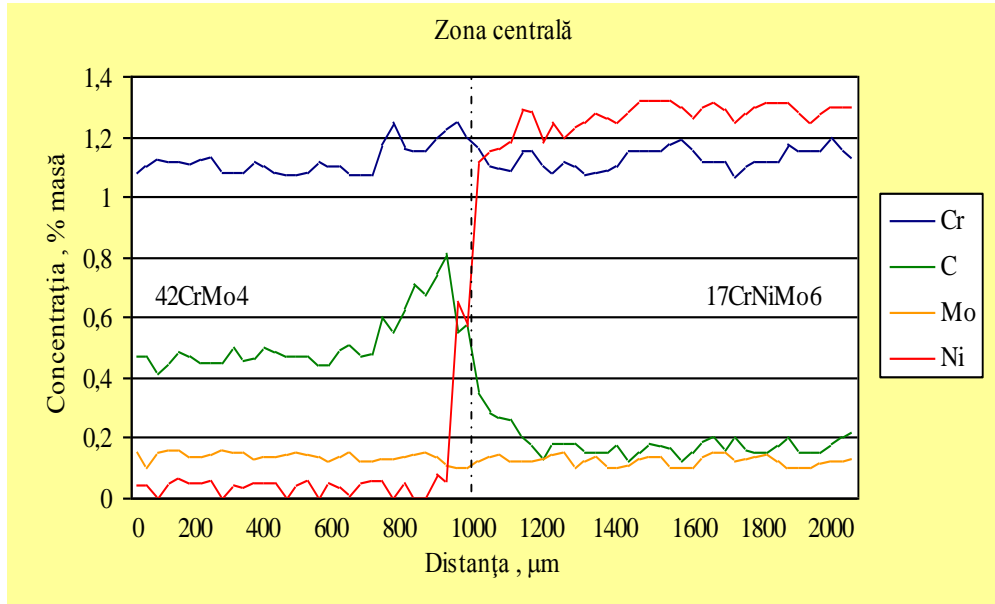


Fig.3.13.

Variația concentrației masice a elementelor principale de o parte și de alta a liniei îmbinării în zona centrală a probelor sudate ($p_{\text{frec}} = 100\text{N/mm}^2$, $t_{\text{frec}} = 7\text{ s}$).

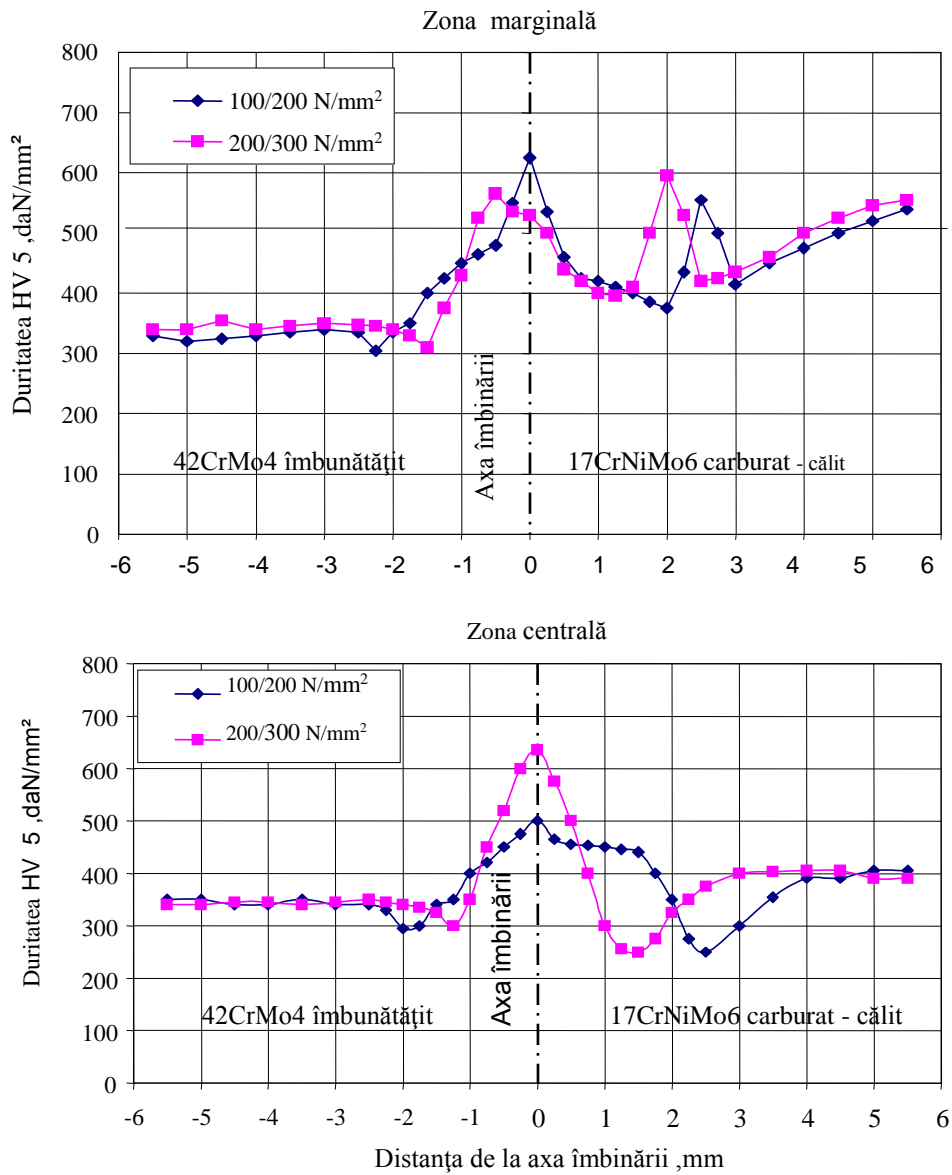


Fig.3.14. Evoluția durității Vickers în funcție de distanța de la axa îmbinării:
a. - zona marginală; b. - zona centrală.



Fig. 3.15.a



Fig. 3.15.b

Fig. 3.15. Imaginea micrografică a zonei centrale a planului îmbinării oțelului 42CrMo4 îmbunătățit cu oțelul 17CrNiMo6, carburat – călit – revenit jos ($p_{\text{frec}} = 100\text{N/mm}^2$, $t_{\text{frec}} = 7\text{ s}$).

De aici se poate trage concluzia că și la sfârșitul fazei de frecare a cărei durată este foarte scurtă s-a obținut o austenită omogenă. Încercările anterioare [49] au arătat că la realizarea îmbinărilor sudate cu durate mici de frecare și presiuni mari,

timpul de răcire $t_{8/5}$ este de cca. 4 s, fapt care face ca valoarea vitezei medii de răcire să fie de 75 °C/s. Pentru asemenea condiții de răcire nu se promovează o transformare pur martensitică la oțelul 17CrNiMo6 deoarece viteza sa critică de călire este mai mare. În schimb, la oțelul 42CrMo4 viteza critică de călire este mai mică.

Valorile de duritate măsurate în direcție axială atât în zona centrală cât și în zona de suprafață (fig. 3.14) vin să confirme fenomenele de difuzie a carbonului cu implicații asupra modificărilor structurale intervenite în zona de formare a îmbinării. Astfel, chiar la presiuni axiale mici în planul îmbinării se constată prezența unei structuri martensitice (fig. 3.15) determinată de o zonă îngustă de influență a procedurii și deci de un gradient înalt de temperatură.

Către margine se observă o scădere a durității întrucât căldura acumulată în bavură provoacă o micșorare a vitezei de răcire respectiv o descompunere a austenitei subrăcite în constituenți de treaptă bainitică sau perlitică.

Cu creșterea presiunii axiale se constată o ușoară scădere a durității în zona marginală explicabilă prin cantitatea mai mică de strat carburat neexpulzat în bavură și printr-o cantitate mai mare de căldură dezvoltată. Pentru ca la o presiune de frecare dată să se poată obține o expulzare completă a stratului carburat în bavură este necesar să se mărească presiunea de refulare sau să se prelungească parcursul de frecare. Ambele măsuri conduc însă la o pierdere mai importantă de material.

Pe partea de oțel îmbunătățit, la o anumită distanță de axa îmbinării apare o micșorare a durității cu până la 40 HV și este de așteptat ca în această zonă îngustă să scadă toate caracteristicile de rezistență mecanică. Fenomenul se justifică prin efectul de revenire suplimentară creat de căldura introdusă în piesă. Este evident că această zonă de minimă rezistență se va situa la o distanță cu atât mai mică față de linia de îmbinare cu cât valoarea presiunii de frecare este mai mare.

O situație similară apare și în partea de oțel pentru carburare, în sensul că scăderea de duritate este determinată de un tratament termic de revenire; această zonă cu duritate redusă este mai mare decât la componenta îmbunătățită deoarece proba carburată și călită a fost revenită la 180 ± 10 °C.

3.2.3. Influența parcursului de frecare respectiv a timpului de frecare.

Întrucât la niveluri ale presiunii axiale de 200/300 100N/mm² și la un parcurs de frecare de 3 mm au fost obținute îmbinări sudate la care zona carburată a fost în mare măsură expulzată în bavură, efectul celorlalți parametri de proces a fost cercetat pe asemenea îmbinări. Astfel, prin mărirea parcursului de frecare de la 3 la 4,5 și 6 mm este de așteptat să se obțină o stare cât mai omogenă de tensiuni interne și o scădere a valorilor de duritate (fig. 3.16).

Așa cum s-a arătat anterior, la valori mici ale parcursului de frecare într-o porțiune îngustă de material din linia de îmbinare are loc o transformare martensitică determinată de un conținut ridicat în carbon rezultat prin difuzie și de un schimb intens de material.

În aceste condiții, viteza de răcire a fost suficient de mare pentru ca în centrul probei să se amorseze o transformare martensitică. În schimb către zona exterioară a probei se constată o scădere a durității determinată de căldura mare provenită de la bavura supraîncălzită, fapt care face ca viteza critică de călire să nu mai fie atinsă. Prin ridicarea parcursului de frecare se va produce o expulzare în bavură și a materialului din zona de îmbinare care a fost îmbogățit în carbon prin difuzie și prin schimbul de material dintre cele două părți. Ca urmare, materialul din bavură care conține stratul carburat se va îmbogăți și mai mult în carbon.

De asemenea, la valori mai mari ale parcursului de frecare are loc o mărire a dimensiunilor bavurii și implicit a căldurii acumulate, fapt care provoacă reducerea vitezei de răcire, respectiv descompunerea austenitei subrăcite în constituenți de treaptă perlitică sau bainitică.

Din fig.3.16. se mai poate observa că mărirea parcursului de frecare nu conduce la modificarea lățimii zonei influențate termic. Acest fenomen se explică prin încălzirea extrem de rapidă și plastifierea materialului pe suprafața de contact, urmată de transportul imediat al acestuia în bavură

Se poate deci concluziona că la durate mai lungi de frecare nu se produce o suplimentare a căldurii în direcție axială și că aceasta cauzează o pierdere inutilă de material.

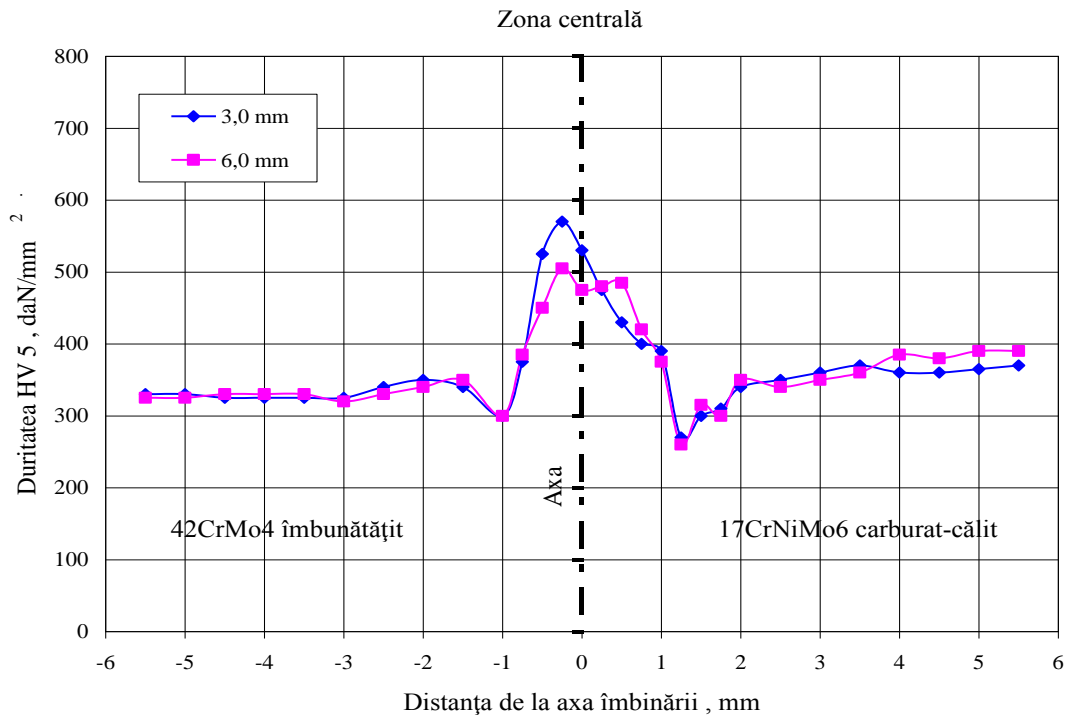


Fig. 3.16.a. Variația durității pe secțiunea îmbinării sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat – călit, pentru două valori ale parcursului de frecare: zona centrală

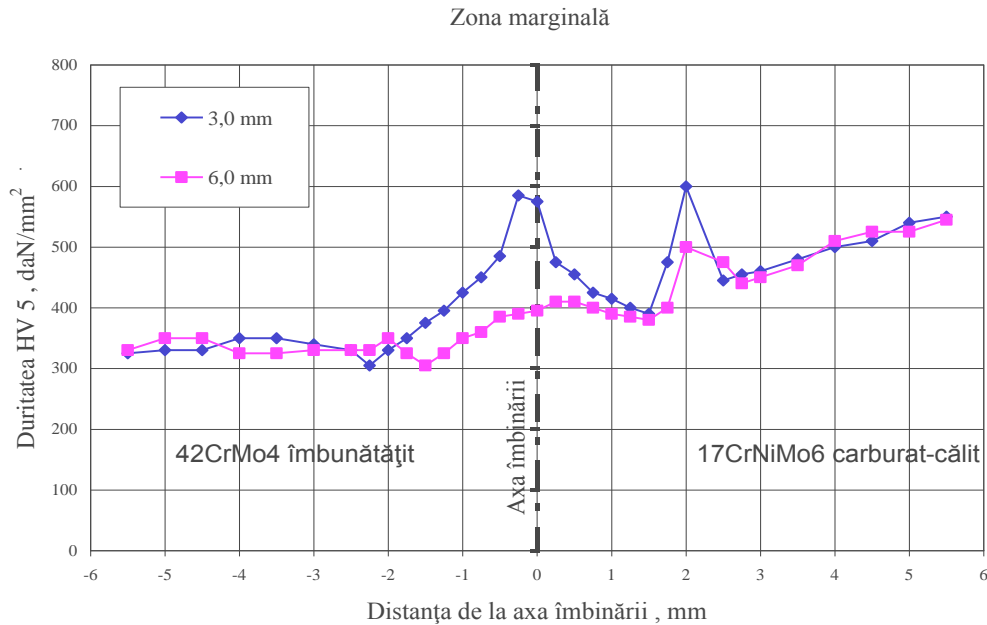


Fig. 3.16.b. Variația durității pe secțiunea îmbinării sudate 42CrMo4 îmbunătățit – 17CrNiMo6 carburat – călit, pentru două valori ale parcursului de frecare: zona marginală

3.2.4. Influența presiunii de refulare.

Mărirea presiunii de refulare influențează microstructura și duritatea îmbinării respectiv se manifestă printr-o dirijare a procesului final de deformare la cald. Totodată, ea provoacă o recristalizare intensă a materialului cu consecințe asupra finisării granulației.

Experimental s-a mai constatat că o presiune ridicată de refulare conduce la o multiplicare a transportului de material plastifiat în bavură și la o deviere mai abruptă a fibrelor în zona influențată termic. Îndeosebi la materialele cu cantitate mare de incluziuni nemetalice, aceste fenomene provoacă o scădere a caracteristicilor mecanice ale îmbinării sudate.

Valoarea presiunii de refulare determină și lățimea zonei influențate termomecanic. Necesitatea unei zone influențate termomecanic (Z.I.T.) înguste este legată de apariția fenomenului "acțiune de sprijin". Întrucât la utilizarea unei presiuni de frecare de valoare ridicată forma zone influențate termomecanic devine

biconcavă, presiunea de refulare nu va putea fi mărită semnificativ peste cea de frecare fără inițierea fenomenelor de fisurare a materialului în zona centrală a probei.

O ridicare a presiunii de refulare ar fi totuși favorabilă deoarece la sudarea cu presiuni mari de frecare o cantitate tot mai însemnată de material supraîncălzit va fi expulzată aproape complet în bavură.

3.2.5. Concluzii.

Problema centrală care apare la realizarea îmbinărilor sudate între o componentă îmbunătățită și o componentă carburată – călită – revenită jos vizează trecerea stratului îmbogățit în carbon în bavură. Păstrarea acestuia în zona de îmbinare se manifestă printr-o distribuție neomogenă a tensiunilor remanente atât în direcție axială cât și în direcție radială, cu consecințe negative privind riscul de fisurare și fenomenele de fragilizare.

Odată cu creșterea presiunii de frecare la valori de peste 150N/mm^2 sau a parcursului de frecare la peste $4,5\text{mm}$, deși se creează premisele expulzării stratului carburat în bavură, apare pericolul obținerii unei zone influențate termomecanic îngustă și gătită în zona axei îmbinării determinată de un profil neuniform al căldurii în zona centrală a probelor.

Temperaturile dezvoltate ca urmare a presiunilor axiale selectate favorizează difuzia carbonului din oțelul carburat în oțelul îmbunătățit pe o distanță de $80\text{...}100\ \mu\text{m}$.

Curbele gradient de duritate pe secțiunea îmbinărilor sudate demonstrează dependența acestuia de valorile presiunii axiale și ale parcursului de frecare.

3.3. Sudarea prin frecare a componentelor similare durificate prin carburare – călire – revenire joasă.

3.3.1. Conducerea experimentelor.

Programul experimental a fost condus pe probe cilindrice cu diametrul de $\varnothing 16$ mm, executate din oțel slab aliat 17CrNiMo6. Înainte de sudare aceste probe au fost durificate în stratul de suprafață pe o grosime de 1,2 mm prin aplicarea tratamentului de carburare – călire – revenire joasă.

Parametrii procesului de sudare determinați prin încercări experimentale sunt redați în tabelul 3.1., observându-se că ei nu diferă semnificativ de cei specifici combinației dintre o componentă îmbunătățită și o componentă carburată – călită – revenită jos.

Turația, rot/min	Presiunea de frecare, N/mm ²	Timpul de frecare, S	Parcursul de frecare, mm	Presiunea de refulare, N/mm ²
1500	30...150	5...20	3...6	50...300

Tab.3.1 Parametrii tehnologici de bază la sudarea prin frecare a componentelor carburate – călite – revenite jos din oțel 17CrNiMo6.

3.3.2. Rezultate obținute.

Durata fazei de frecare fără inițierea scurtării axiale este foarte redusă. Principala particularitate constă în faptul că la începutul procesului de sudare are loc o frecare a vârfurilor suprafețelor cu duritate mare astfel că deformarea plastică a unor domenii mai mari de material va fi întârziată. Întrucât cu creșterea temperaturii are

loc o scădere foarte rapidă a durtății aceasta va avea o contribuție redusă la realizarea îmbinării prin procesul de sudare.

Valoarea scăzută a vitezei de scurtare axială arată că se necesită atingerea unui nivel ceva mai înalt al energiei pentru a face posibilă o scădere a rezistenței mecanice respectiv o deformare plastică a componentelor în zona suprafețelor aflate în contact.

Probele sudate cu valori înalte ale presiunii axiale prezintă o bavură netedă fără indicii de fisuri în zona rădăcinii bavurii și a vârfurilor acesteia (fig.3.17).

În schimb, la îmbinările obținute cu valori mai mici ale presiunii axiale apar fisuri în porțiunea rădăcinii bavurii care se propagă relativ adânc în planul îmbinării și se orientează către stratul carburat rămas neexpulzat.

De asemenea, se remarcă prezența unor fisuri de dimensiuni mici în zona vârfurilor exterioare ale bavurii (fig.3.18).

Examinările metalografice au demonstrat că indiferent de valoarea presiunii axiale, la o valoare a parcursului de frecare de 3 mm nu se produce o expulzare completă a stratului carburat din planul îmbinării (fig. 3.19).

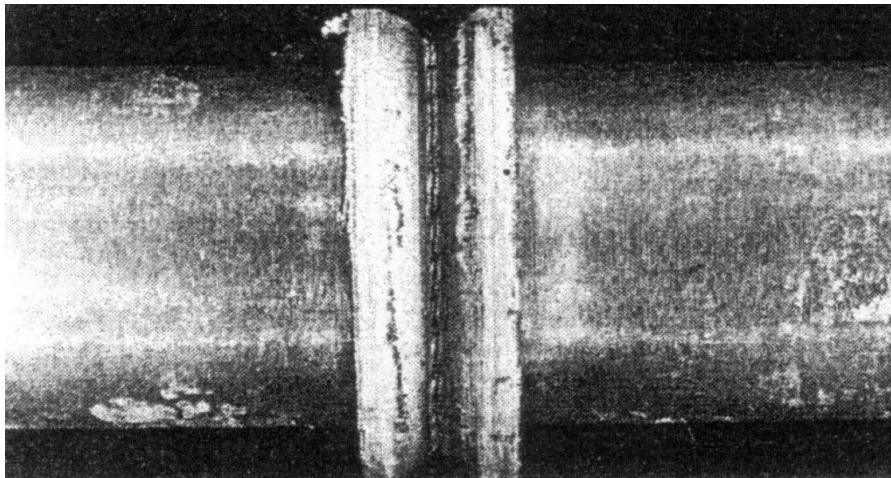


Fig.3.17. Imaginea macroscopică a probelor din oțel 17CrNiMo6 care au fost carburate – călite – revenite jos și sudate prin frecare cu o presiune de frecare de 100N/mm² și un timp de frecare de 8 s.

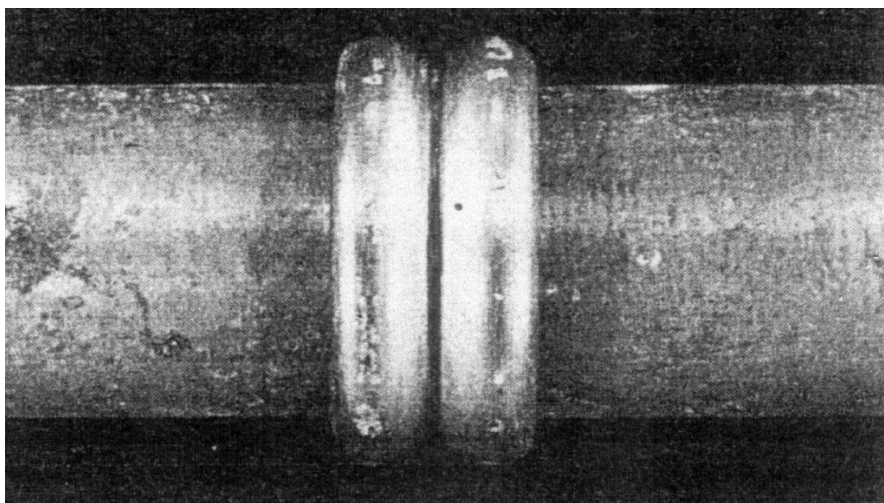


Fig.3.18. Imaginea macroscopică a probelor din oțel 17CrNiMo6 care au fost carburate – călite – revenite jos și sudate prin frecare cu o presiune de frecare de 50N/mm² și un timp de frecare de 20 s.

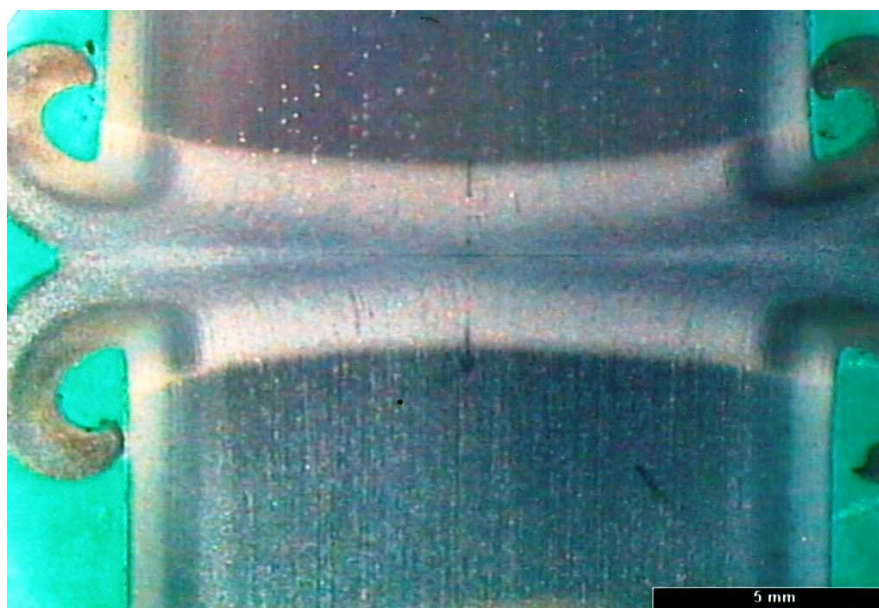


Fig.3.19. a

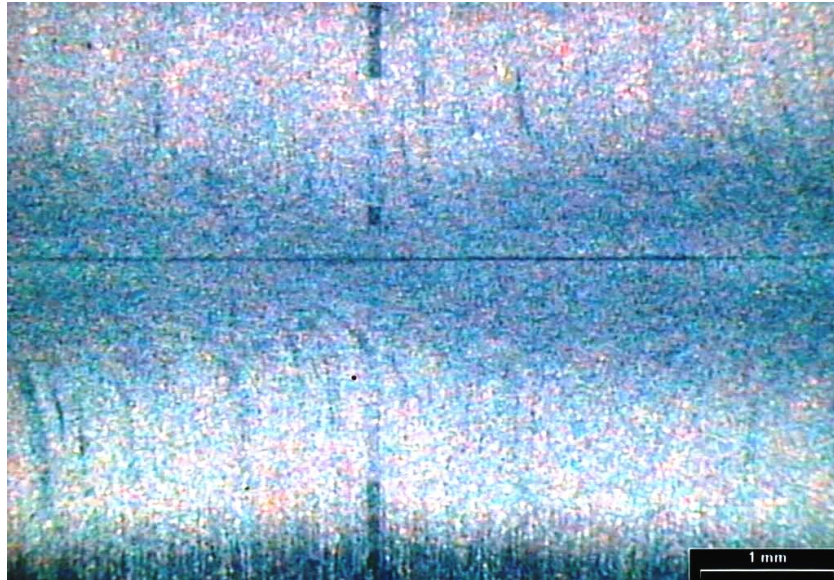


Fig.3.19. b

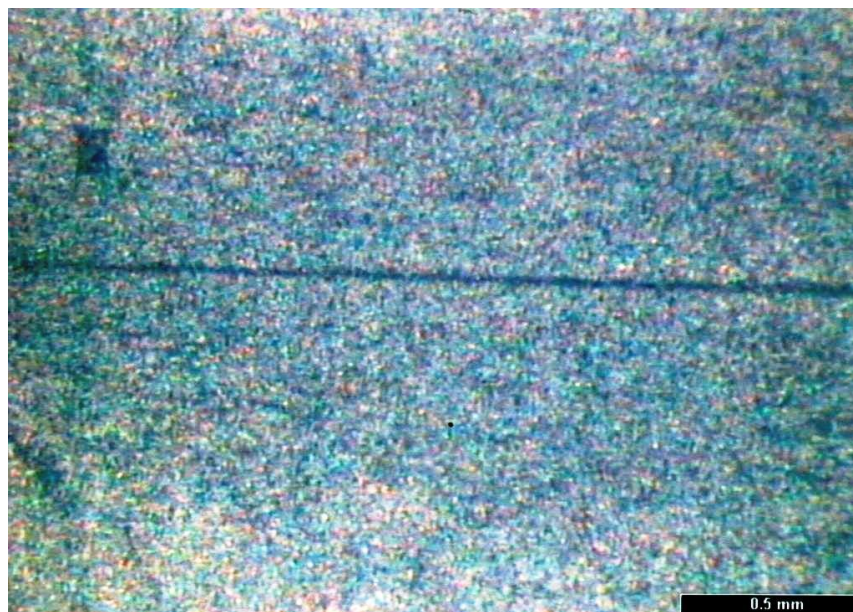


Fig. 3.19.c

Fig.3.19. Aspectul macrografic al îmbinărilor sudate cu o parte din stratul carburat rămas neexpulzat în bavură:

presiune de frecare = 100N/mm^2 ; parcurs de frecare = 3 mm

Astfel, din fig. 3.19 a se poate observa că îmbinarea realizată are o geometrie corespunzătoare, zona de influență termomecanică suferind o ușoară gătuire în partea centrală. Atât în zona bavurii cât și în apropiere de aceasta se constată prezența stratului carburat care s-a deformat plastic corespunzător, nefiind prezente defecte de continuitate metalică.

Figurile 3.19.b și 3.19.c marchează existența unei porțiuni de strat carburat rămas în planul celor două suprafețe aflate în contact; grosimea acestei fâșii de strat este de cca. 20 - 50 μ m.

Microstructurile prezentate în fig.3.20. a,b indică formarea unei microstructuri bainito–martensitice în planul de îmbinare a celor două componente. O asemenea microstructură se dezvoltă sub forma unei fâșii continue pe întreaga secțiune a îmbinării fără a fi însoțită de defecte de tipul microfisurilor sau lipsei de legătură.

Zona influențată termomecanic se caracterizează printr-o structură tipică de călire la martensită, rezultată dintr-o austenită cu un conținut în carbon mai mare decât al metalului de bază ca urmare a fenomenelor de difuzie din stratul carburat către metalul de bază (fig. 3.21).

Fenomenele de difuzie a carbonului, care au condus la promovarea unor transformări intermediare și în afară de echilibru, au fost puse în evidență și prin investigații la microsonda electronică și prin examinări sclerometrice.

Microsonda electronică este un mijloc modern de investigație utilizat în metalografie pentru analize calitative și cantitative ale structurii fine și compoziției chimice în microvolume de material.

Prima serie de analize a vizat stratul carburat, a cărui compoziție chimică a fost comparată cu cea a miezului probelor. În fig. 3.22 se arată direcția după care s-a făcut analiza stratului, iar în fig.3.23 sunt prezentate curbele de variație liniară a concentrației în carbon, nichel, molibden și crom. Pentru comparație, în fig. 3.24 sunt redată curbele de variație a aceluiași elemente într-un microvolum de material din miezul probelor.



Fig.3.20. a



Fig.3.20.b

Fig.3.20. Aspectul micrografic al îmbinărilor sudate cu o fâșie continuă de structură bainito -martensitică datorată restului de strat carburat:

$p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.



Fig.3.21.a

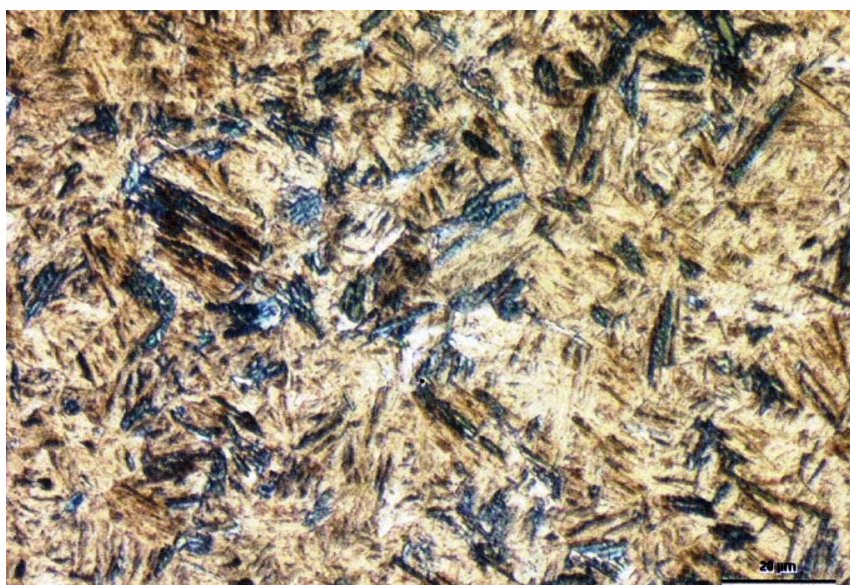


Fig. 3.21.b

Fig. 3.21 Aspectul micrografic al zonei influențate termomecanic:
 $p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.

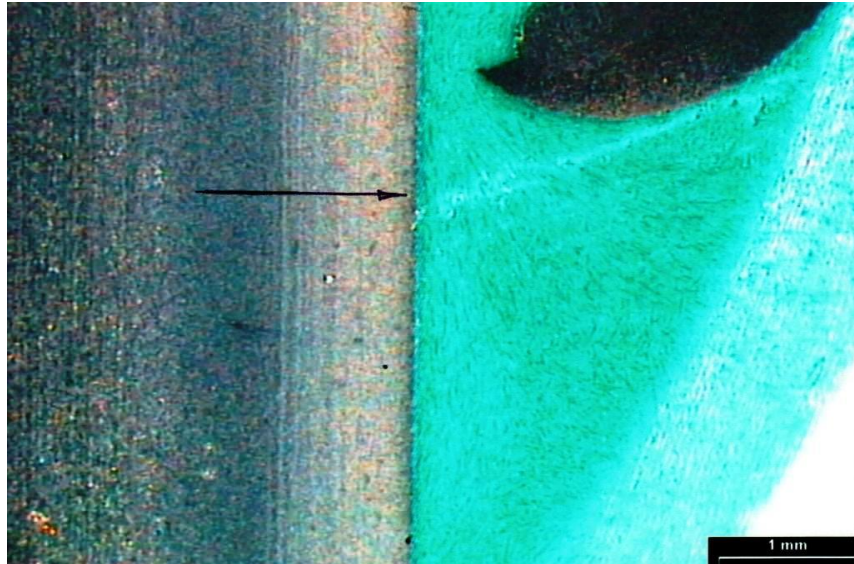


Fig .3.22 Imaginea macrografică a stratului carburat în apropierea bavurii.

Din analiza acestor grafice se desprind următoarele observații:

- concentrațiile în Cr, Ni și Mo se încadrează în limitele prescrise pentru această marcă de oțel;
- concentrația în C la suprafața stratului carburat atinge valori de 0,9-1,1%;
- adâncimea stratului carburat, definită prin distanța de la suprafață până la zona în care conținutul în carbon devine cca.0,4%, este de 1,2-1,3 mm;
- în zona de tranziție strat – substrat apare o descreștere continuă a concentrației în C fapt ce asigură bune caracteristici de exploatare ale piesei;
- miezul piesei se caracterizează prin valori ale concentrației în carbon de 0,12-0,22%.

Dezvoltarea fenomenelor de difuzie a carbonului de o parte și de alta a planului îmbinării sudate, în direcție axială este materializată în graficele din fig. 3.25 și 3.26.

Ele pun în evidență atât fâșia de strat carburat rămas neexpulzat în bavură cât și difuzia semnificativă a carbonului determinată de gradientul de concentrație. Lățimea restului de strat este de 20-50 μm , fiind evident mai mare în zona marginală din apropierea bavurii și având un conținut maxim în carbon de 1,05%.

În schimb, zona de difuzie a carbonului este mult mai extinsă, iar nivelul concentrației în acest element este de 0,45-0,55%.

Pentru ca zonele îmbogățite în carbon situate de o parte și de alta a liniei de îmbinare să fie expulzate în bavură și astfel să se obțină o distribuție mai uniformă a tensiunilor interne, s-a procedat la mărirea drumului de frecare de la 3 la 4,5 și 6 mm. În acest fel, s-a reușit ca ambele straturi carburate să fie expulzate aproape complet din planul îmbinării. În plus, chiar și rădăcina bavurii a fost eliberată în mare măsură de un asemenea strat carburat, astfel că pericolul de fisurare a fost evitat. La valori de peste 4,5 mm ale parcursului de frecare profilul de duritate de o parte și de alta a planului îmbinării a fost foarte uniform (fig. 3.27).

Variația durității de-a lungul axei probei arată clar că zona influențată termic suferă o gâtuire în partea centrală a probei cu atât mai pronunțată cu cât parcursul de frecare este mai mare. Acest fenomen se explică și prin faptul că la presiuni mari de frecare materialul aflat în zonele exterioare ale suprafețelor aflate în contact va fi rapid plastifiat și expulzat în exterior. Ca urmare, conducția termică radială se va micșora iar profilul de temperatură nu va mai fi uniform. Odată cu inițierea progresivă a scurtării axiale, materialul încălzit și plastifiat din planul îmbinării va fi

presat mai rapid către exterior și deci conducția termică radială scade pe mai departe, iar ca rezultat Z.I.T. în centrul probei se va gătui tot mai mult. După un anumit timp viteza de scurtare axială nu va mai crește și în consecință nici intensitatea gătuirii Z.I.T. nu se mai schimbă esențial. Similar îmbinărilor sudate între o componentă îmbunătățită și o componentă carburată și în cazul sudurilor între două componente carburate s-a constatat existența unui domeniu îngust localizat pe linia îmbinării, în direcția marginii probei, care este alcătuit dintr-o microstructură grosolană de călire. Cauza formării unei asemenea structuri grosolane de supraîncălzire este legată de creșterea temperaturii de vârf pe suprafețele aflate în contact, care chiar la durate scurte de austenizare conduce la o mărire a granulației. Acest material plastifiat, supraîncălzit, nu va fi expulzat complet în bavură în faza de refulare deoarece presiunile de refulare nu pot fi ridicate cu mult peste cele de frecare fără creșterea apariției pericolului unor defecte de legătură.

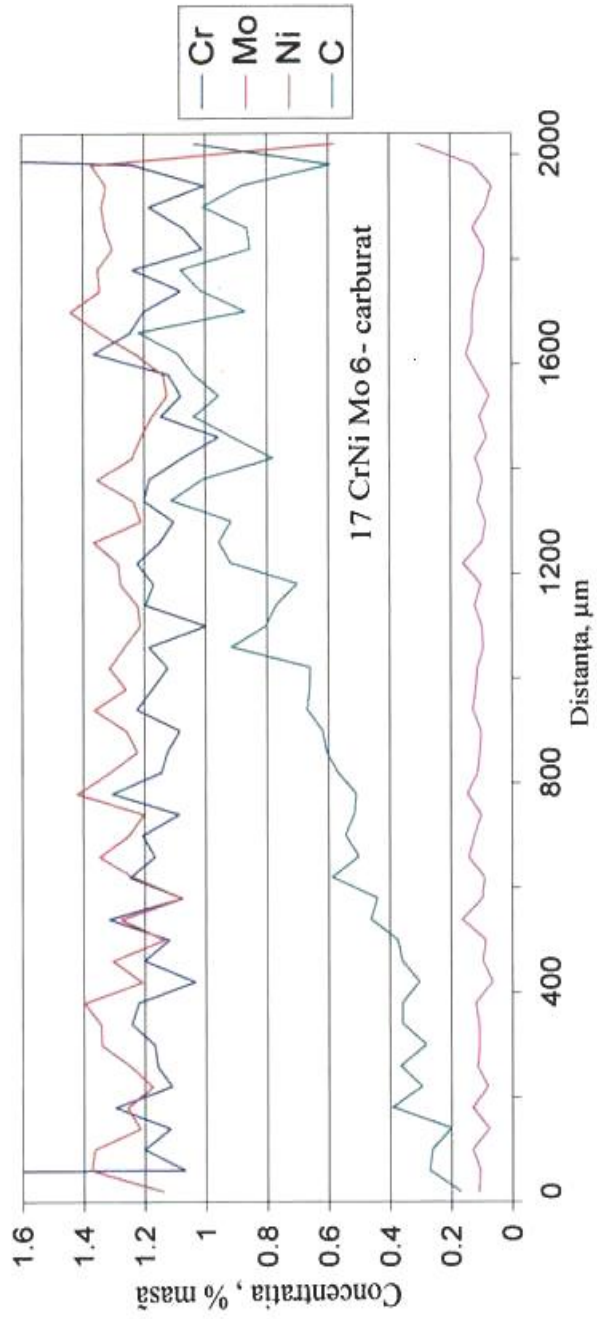


Fig. 3.23. Investigarea stratului carburat din fig.3.22 la microsonda electronică.

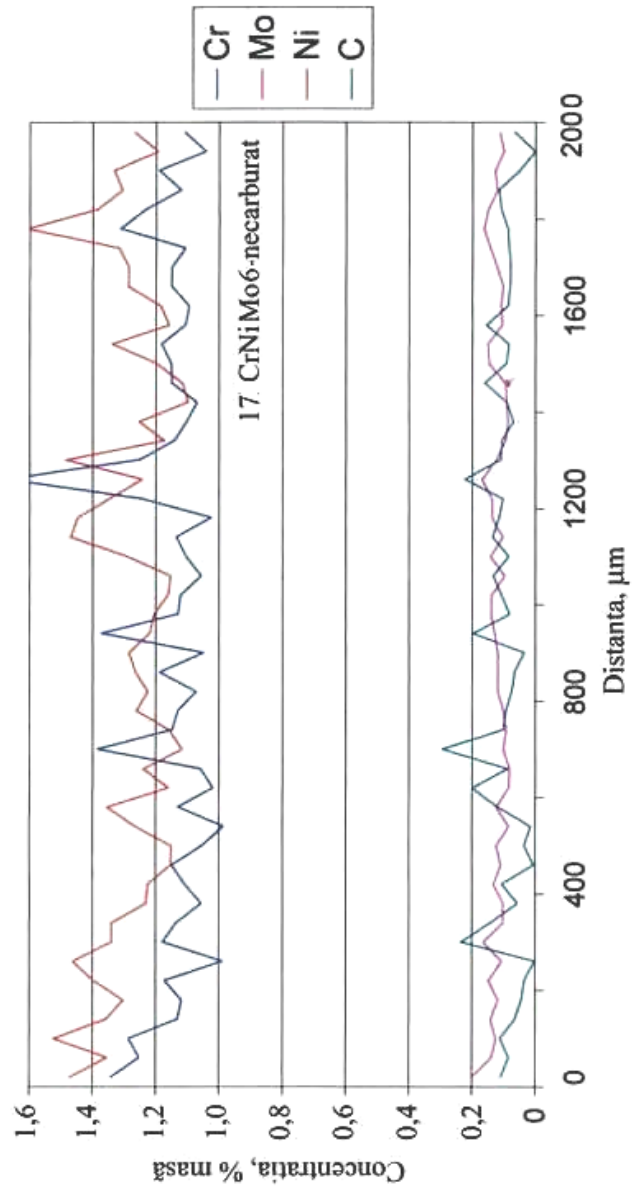


Fig. 3.24. Investigarea miezului probelor la microsonda electronică.

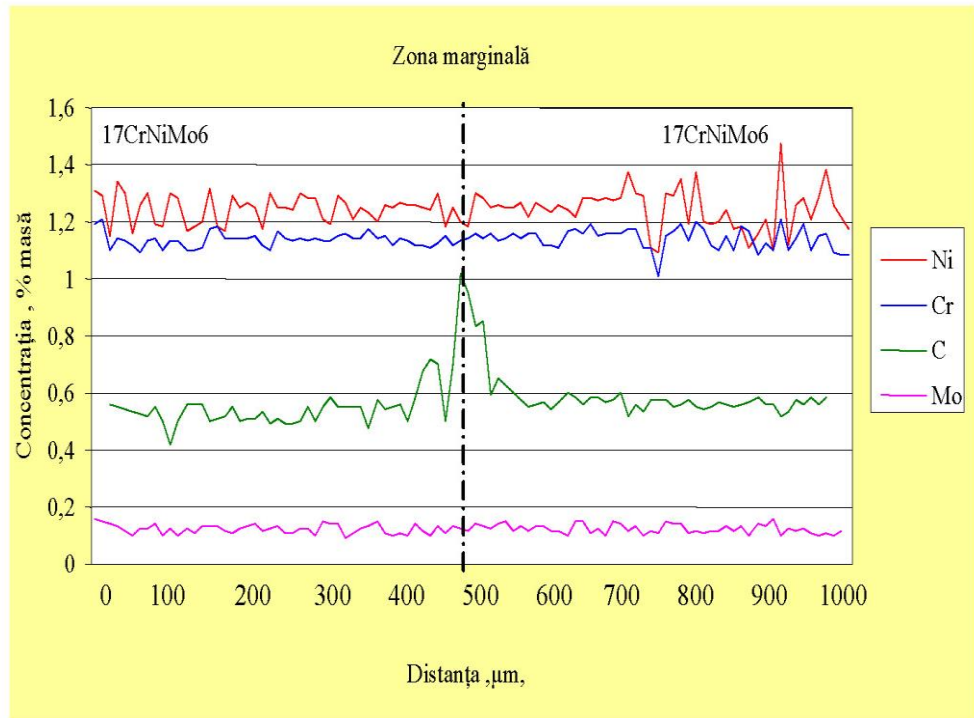


Fig. 3.25.

Investigarea la microsonda electronică a zonei marginale a îmbinării sudate:

$p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs de frecare = 3 mm.

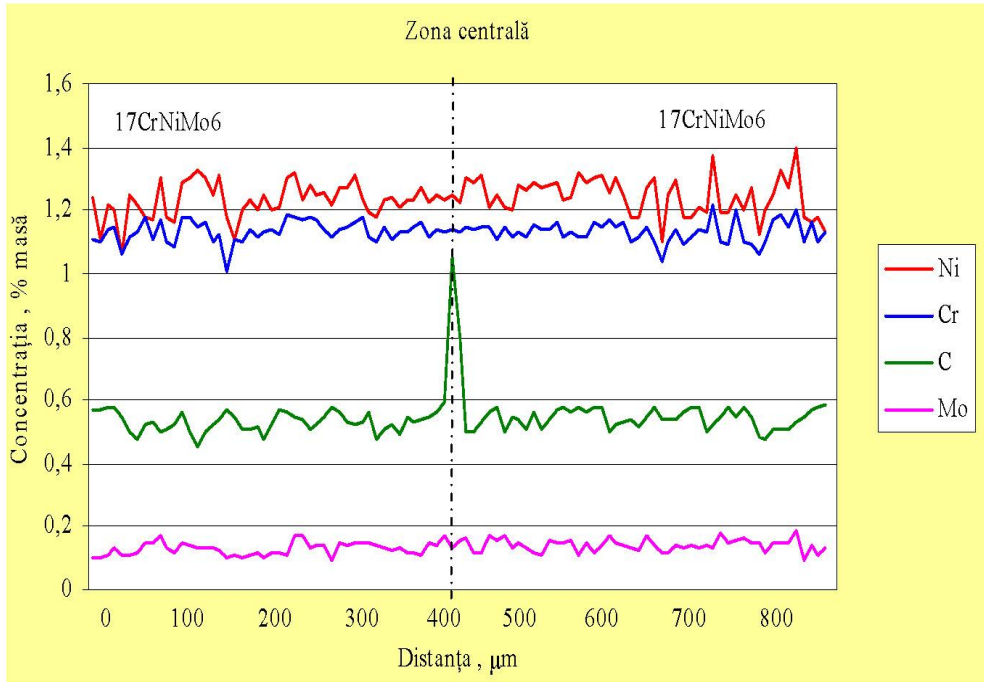


Fig. 3.26.

Investigarea la microsonda electronică a zonei centrale a îmbinării sudate
 $p_{\text{frecare}} = 100\text{N/mm}^2$; parcurs frecare = 3 mm.

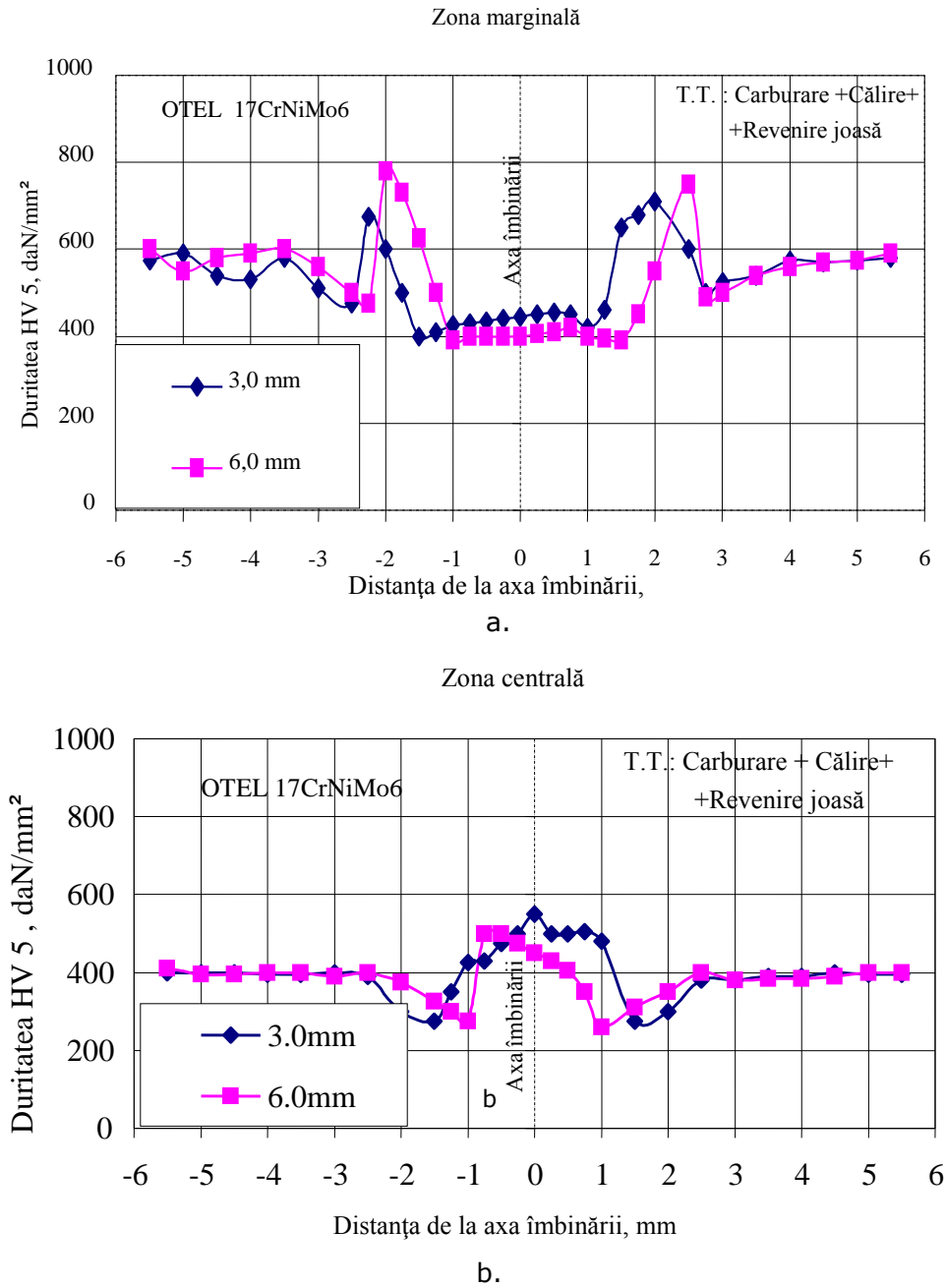


Fig. 3.27. Curbele de gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate pentru două valori ale parcursului de frecare: a – zona marginală; b - zona centrală.

3.3.3. Concluzii.

La sudarea prin frecare a combinației între două componente carburate – călite – revenite jos, principalul factor care determină expulzarea cât mai completă a stratului îmbogățit în carbon din planul îmbinării este parcursul de frecare.

La o valoare a acestuia de 3 mm, indiferent de presiunea axială selectată, rămâne o fâșie de strat neexpulzat a cărei grosime este de 20 – 50 μm .

Rezultatele analizelor efectuate la microsonda electronică coroborate cu investigațiile microstructurale și cu examinările sclerometrice reliefează formarea unei zone de difuzie a carbonului cu o microstructură martensito – bainitică formată în condițiile austenitizării de scurtă durată și a plastifierii pronunțate a materialului din porțiunea celor două suprafețe aflate în contact.

4. PROCESUL DE SUDARE PRIN FRECARĂ A COMPONENTELOR SUPUSE TRATAMENTULUI DE NITRURARE

4.1. Combinația dintre o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată

Urmare a caracteristicilor mecanice și structurale particulare ale stratului nitrurat, este de așteptat o influență pregnantă a zonei de combinații chimice de pe suprafața de contact asupra inițierii procesului de realizare a îmbinării.

Se știe că straturile nitrurate prezintă o bună stabilitate termică până la cca. 500-550 °C. În plus, prin încercări de uzură s-a demonstrat că și zona de difuzie a stratului nitrurat asigură bune proprietăți de alunecare a suprafețelor aflate în contact [14], [19], [35].

Comparativ cu sudarea a două componente îmbunătățite, este de așteptat să apară o creștere a duratei fazei până la care se declanșează scurtarea axială. Acest fenomen se poate explica prin acțiunea zonei de combinații chimice a stratului nitrurat, de împiedicare a formării podurilor de sudură în faza de început a procesului. De aceea, mai întâi vor fi predominante procesele tipice de uzare abrazivă care vor contribui la reducerea căldurii dezvoltate în volumul de material situat în planul îmbinării.

În momentul când temperatura datorată uzării abrazive depășește 500 °C, zona de combinații chimice din strat își pierde acțiunea de împiedicare a azeziunii și ca urmare în porțiunea exterioară a suprafețelor aflate în contact se produce o amestecare intensă a celor două materiale. În zona centrală a planului îmbinării, datorită unor condiții de frecare mai nefavorabile vom asista la o depășire a temperaturii de 500 °C după o perioadă mai lungă de timp. La începutul fazei de frecare, zona de combinații chimice din stratul nitrurat împiedică atât formarea podurilor de sudură cât și un schimb intens de material între cele două componente. Prin aceasta va fi îngreunat și transportul de material din centrul probelor în direcția de formare a bavurii. Această analiză a putut fi realizată prin întreruperea procesului de sudare după un timp de frecare de 2 până la 5 s.

În timp ce în zona marginală a suprafețelor aflate în contact se produce o amestecare intensă a materialului, porțiunea centrală se caracterizează printr-o menținere aproape neschimbată a stratului nitrurat care se va opune schimbului intens de material. O dată ce stratul nitrurat din planul îmbinării va fi distrus, se va iniția un proces de frecare a două componente îmbunătățite.

Curbele de variație a durității în funcție de distanța de la axa îmbinării sunt prezentate în fig. 4.1 a pentru zona marginală, respectiv fig. 4.1 b pentru zona centrală.

Prima observație care se poate desprinde din aceste grafice este existența unei diferențe mici față de valorile de duritate și de evoluția acestora la combinația dintre două componente îmbunătățite. Prelungirea fazei inițiale a procesului în care nu s-a declanșat scurtarea axială totuși prea scurtă pentru a putea apare o conducție axială mai puternică a căldurii și pentru a se putea obține un profil mai uniform al temperaturii. Zona influențată termo-mecanic prezintă o formă concavă deosebit de pregnantă (fig. 4.2 a,b).

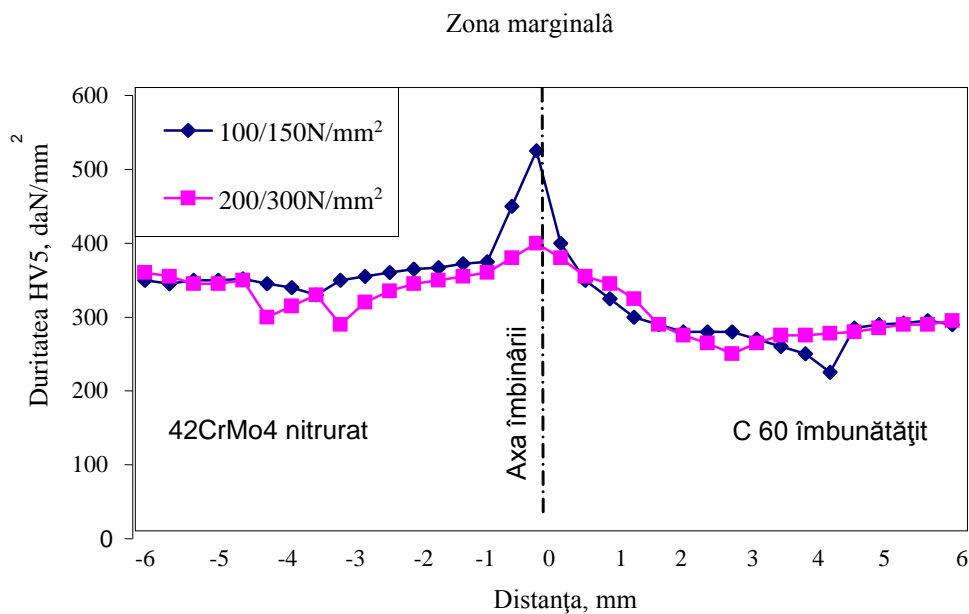


Fig 4.1.a

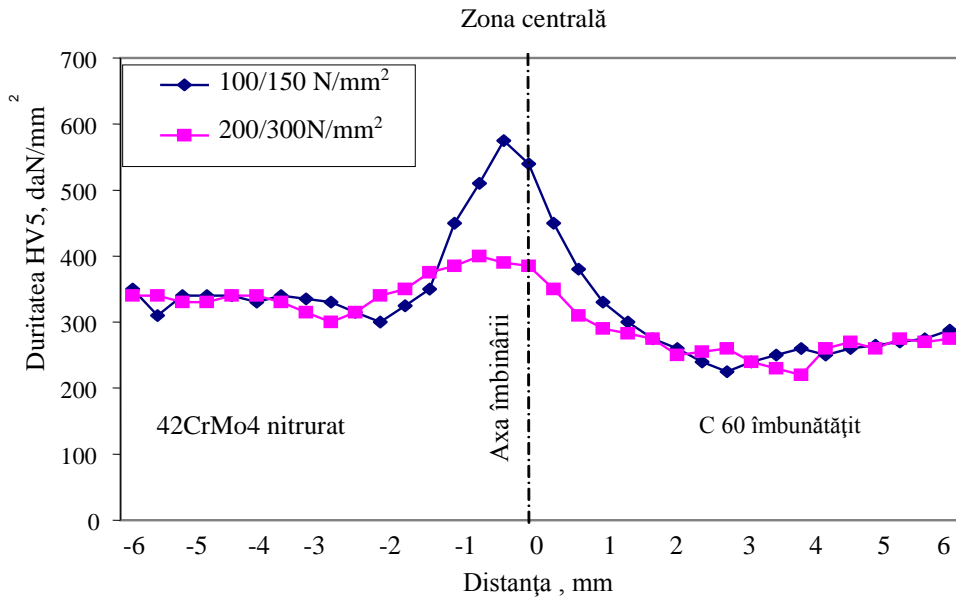


Fig. 4.1.b

Fig. 4.1. Evoluția durității pe secțiunea îmbinării sudate a combinației 42CrMo4 nitrurat - C60 îmbunătățit pentru două valori ale presiunii axiale :
 a – zona marginală ; b – zona centrală .

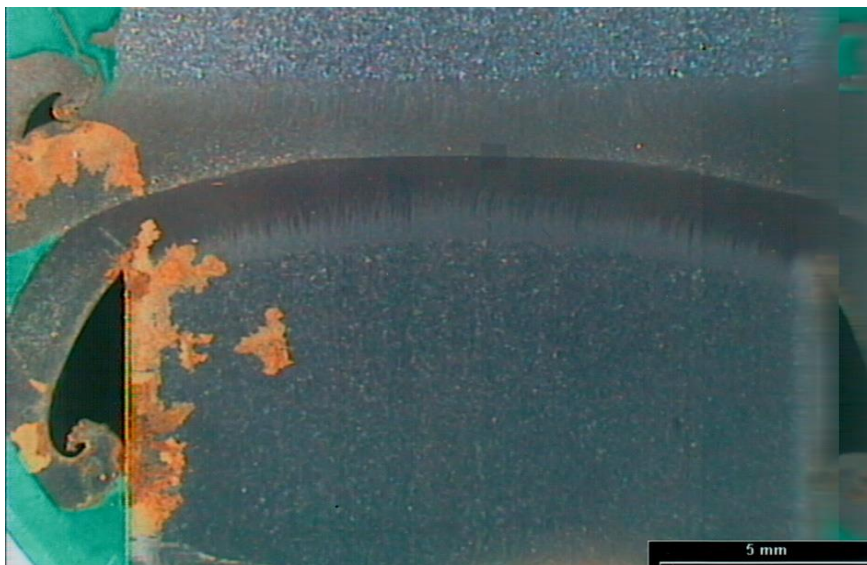


Fig. 4.2.a

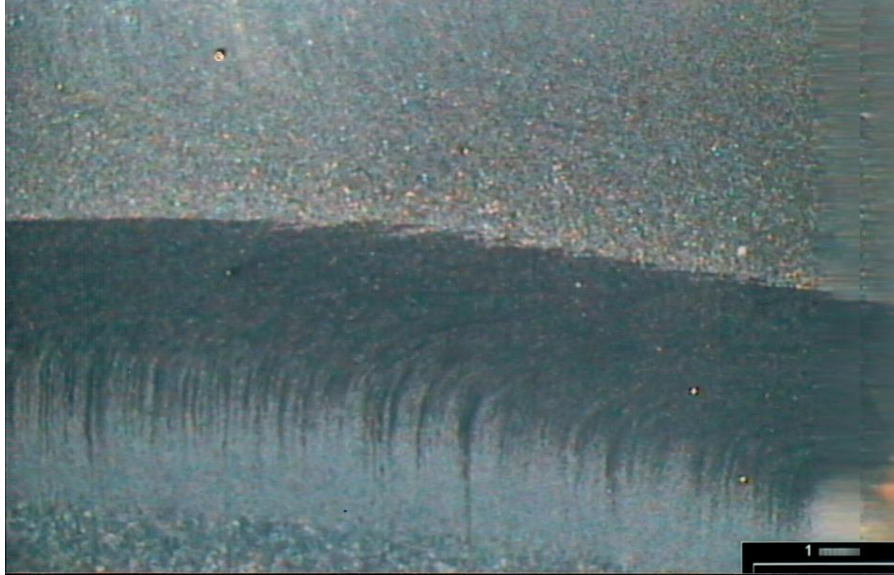


Fig. 4.2.b

Fig. 4.2. Imaginea macrografică a unei secțiuni prin îmbinarea sudată dintre 42CrMo4 îmbunătățit + nitrurat și C60 îmbunătățit.

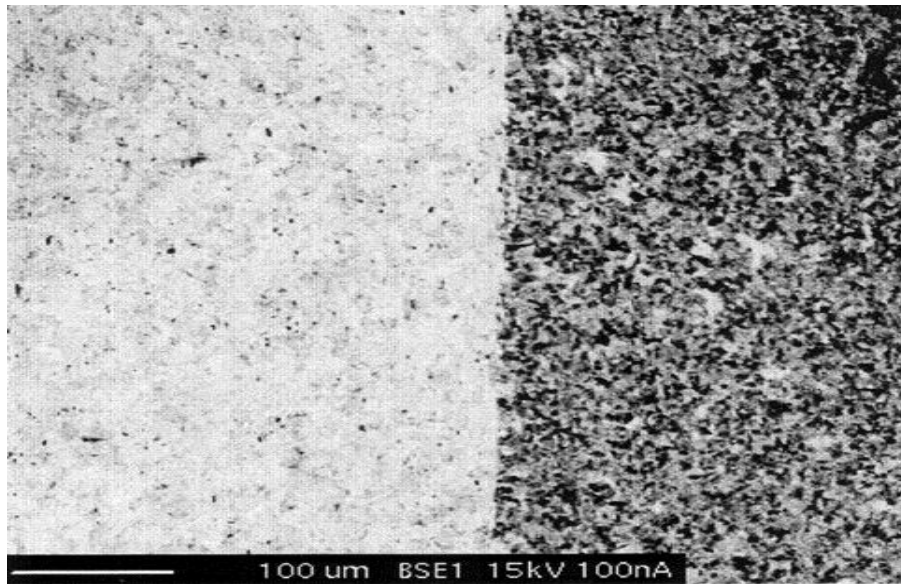


Fig. 4.3.a

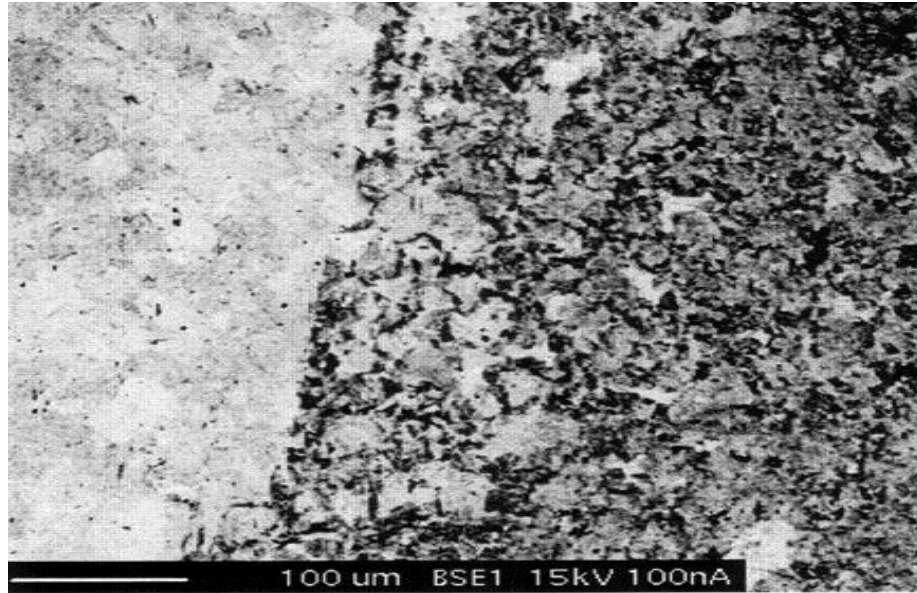


Fig. 4.3.b

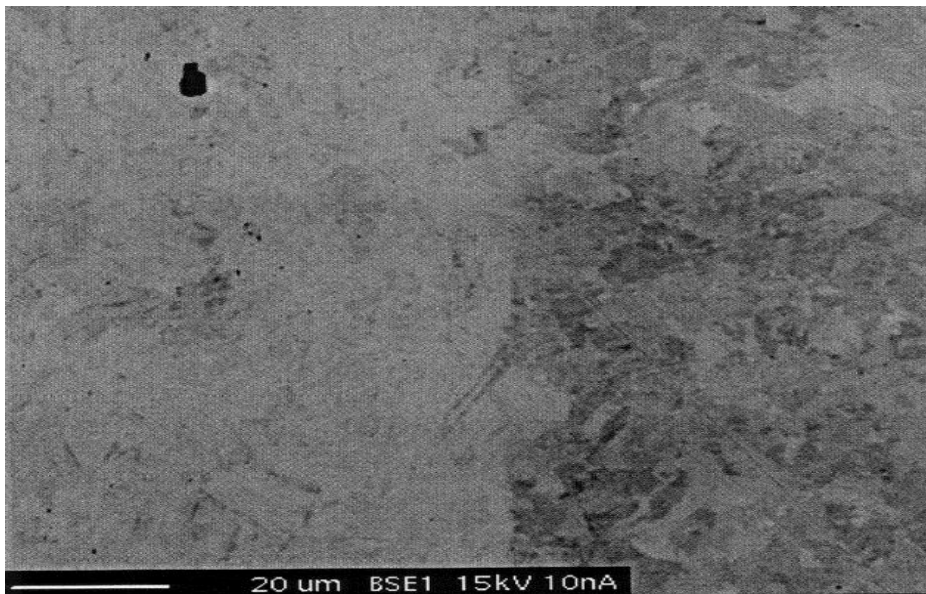


Fig. 4.3.c

Fig. 4.3. Imaginea micrografică a îmbinării sudate dintre oțelul 42CrMo4 îmbunătățit- nitrurat și C60 îmbunătățit.

De aceea, va crește pericolul apariției de fisuri datorate procesului de deformare a unor domenii de material rămase ceva mai reci.

Înterpretarea imaginii micrografice a Z.I.T. poate totuși conduce la un rezultat fals deoarece la o anumită distanță de planul îmbinării în ambele componente apare un efect de dublă revenire. Atacul metalografic nu poate evidenția porțiunea de material dublu revenit deoarece în timpul procesului de sudare nu se mai produc alte transformări structurale decât cele specifice revenirii.

În fig 4.3 se exemplifică câteva imagini micrografice ale zonei centrale a îmbinării sudate eterogene, care evidențiază absența defectelor de tipul lipsei de legătură sau a fisurilor și amestecarea unor mici cantități din cele două materiale.

Pentru decelarea eventualelor fenomene de difuzie a carbonului și elementelor de aliere în direcție axială, au fost efectuate investigații la microsonda electrică. Rezultatele obținute sunt redată în figura 4.4 a,b și ele permit următoarele observații:

- o scădere bruscă a conținutului în Cr pe interfața celor două oțeluri, lățimea zonei de difuzie fiind de numai 30 μm ;
- difuzia carbonului pe interfață se manifestă pe o lățime de 80 μm ;
- prezența unor urme de azot în planul îmbinării, fapt care demonstrează că stratul nitrurat a fost expulzat aproape complet în bavură;
- difuzia Mo are loc pe o distanță de cca. 60 μm .

Aceste rezultate sunt în concordanță deplină cu cele prezentate anterior, demonstrând că pentru anumite valori ale regimului termomecanic, stratul nitrurat poate fi eliminat și procesul de îmbinare se va derula ca în cazul a două componente îmbunătățite.

Pentru prevenirea fenomenelor de fisurare din zona centrală a probelor sudate s-a recurs la utilizarea unor presiuni de frecare de cel mult 200 N/mm².

Prin aceasta, durata fazei de la începutul procesului în care nu apare o scurtare axială măsurabilă a fost încă o dată mărită.

Lățimea zonei influențate termo-mecanic este relativ mică și nu depinde semnificativ de valoarea presiunii de frecare. În plus, straturile nitrurate sunt stabile până la o temperatură de 500-550 °C [17]. Prin urmare, abia se mai constată o scădere a durității stratului de combinații în apropierea gulerului bavurii. Valorile de duritate sunt de peste 700 HV 0,05 în timp ce în stratul neinfluențat variază între 770 și 860 HV 0,05.

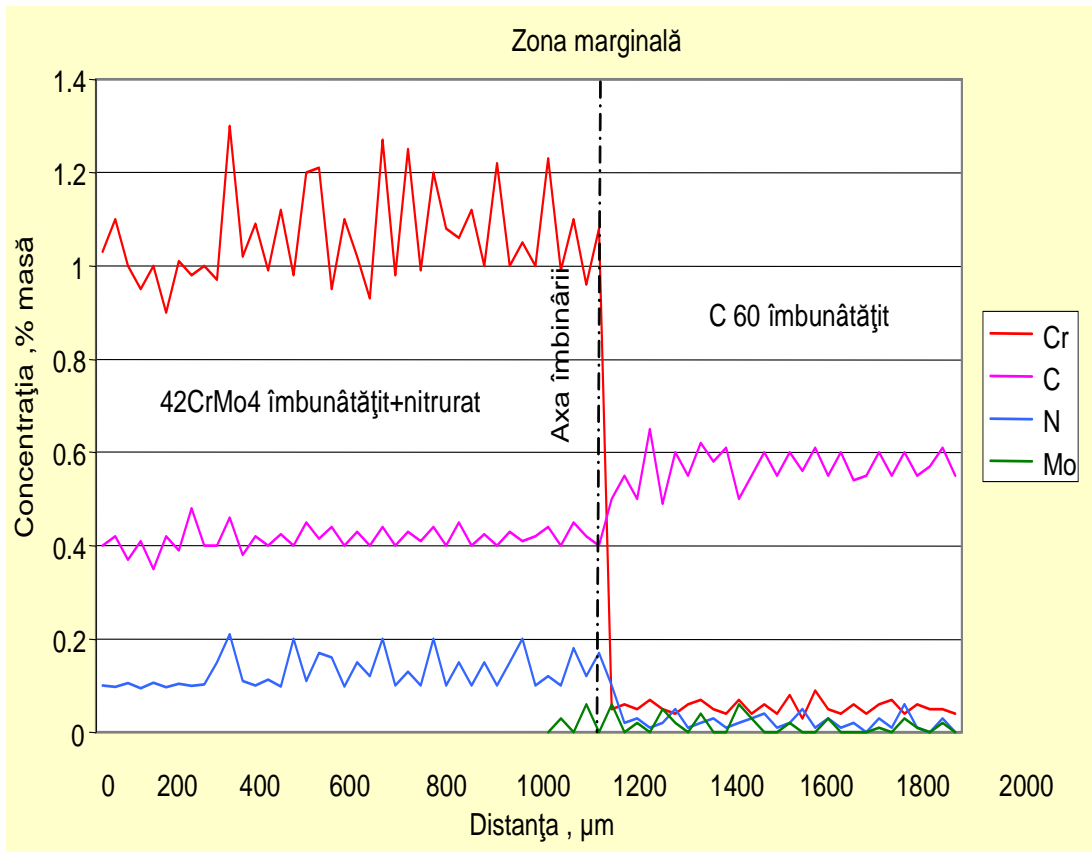


Fig.4.4 a

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată 42CrMo4 îmbunătățit-nitrurat - C60 îmbunătățit
 :-zona marginală;

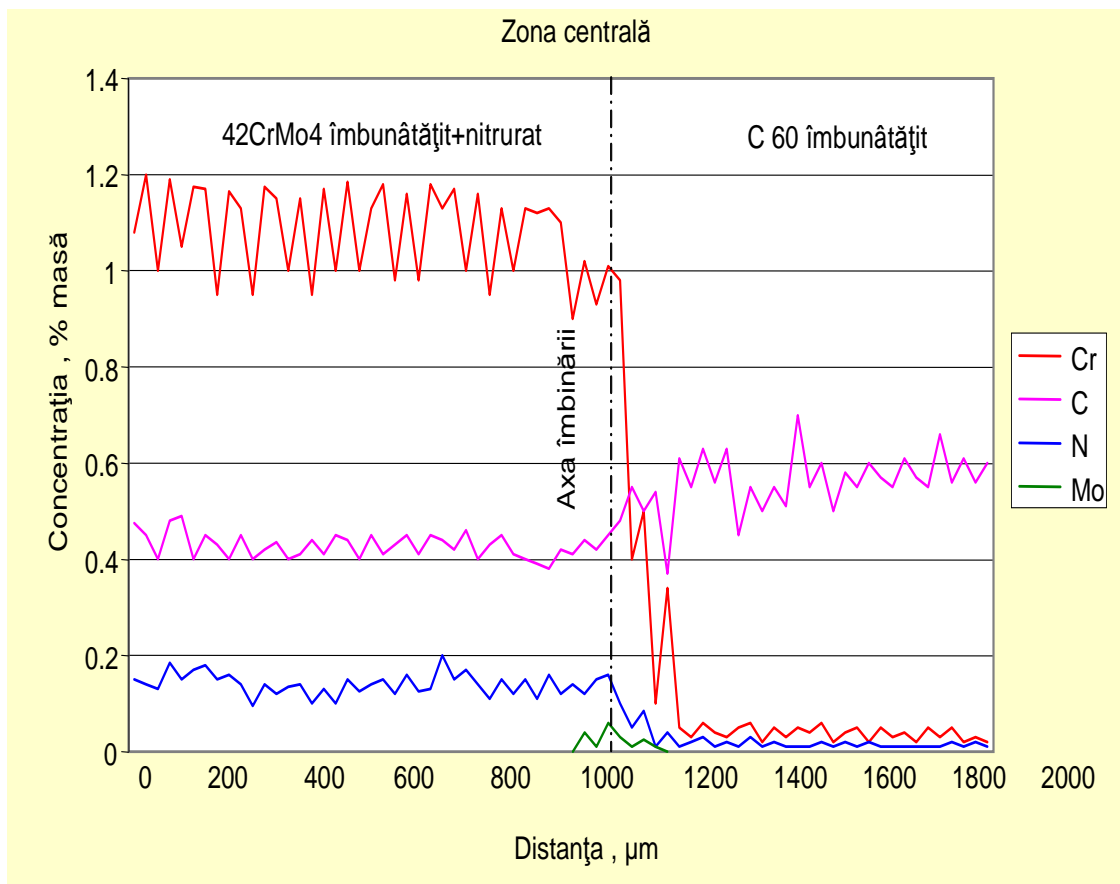


Fig. 4.4.b

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată 42CrMo4 îmbunătățit-nitrurat - C60 îmbunătățit:
-zona centrală;

Încercările dinamice de încovoiere prin șoc asupra probelor cu creștătura practică în planul îmbinării arată că valorile energiei de rupere KV sunt relativ scăzute (fig. 4.5).

Explicația are la bază menținerea în centrul îmbinării sudate a unor resturi de strat nitrurat care provoacă apariția ruperii prin clivaj. Prezența unei concentrații mai mari de azot în zona centrală a îmbinării mărește calibrabilitatea oțelului favorizând apariția ruperilor fragile.

Pentru asigurarea unor condiții optime de realizare a îmbinării s-a procedat la creșterea timpului de frecare la 8 s, respectiv a parcursului de frecare la 6 mm. Ca urmare, stratul nitrurat a fost expulzat aproape în totalitate în baură. Trebuie însă subliniat faptul că existența stratului nitrurat conduce la micșorarea frecării în zona centrală a probelor care se îmbină și astfel transportul acestui strat respectiv a porțiunilor rămase din strat va fi îngreunat.

Creșterea timpului de frecare la 8 s respectiv a parcursului de frecare la 6 mm nu se manifestă printr-o îmbunătățire semnificativă a caracteristicilor de tenacitate (fig. 4.5).

Prin aplicarea unui tratament termic de revenire la o temperatură care să nu afecteze caracteristicile de întrebuințare ale piesei nitrurate se obține un spor semnificativ de tenacitate după cum se observa în figura 4.5.

Concluzii.

La sudarea prin frecare între o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată are loc o modificare a raporturilor de frecare în funcție de morfologia stratului nitrurat și îndeosebi de grosimea zonei de combinații chimice.

Pentru obținerea unor rezultate reproductibile la asemenea îmbinări sudate se impune efectuarea de încercări experimentale bazate pe regimuri diferite de tratament termomecanic pentru caracteristici diferite ale stratului nitrurat.

Proprietățile mecanice ale acestor îmbinări sudate sunt apropiate de cele ale îmbinărilor realizate între componente îmbunătățite, în condițiile în care s-a reușit îndepărtarea totală a stratului nitrurat din planul suprafețelor aflate în contact.

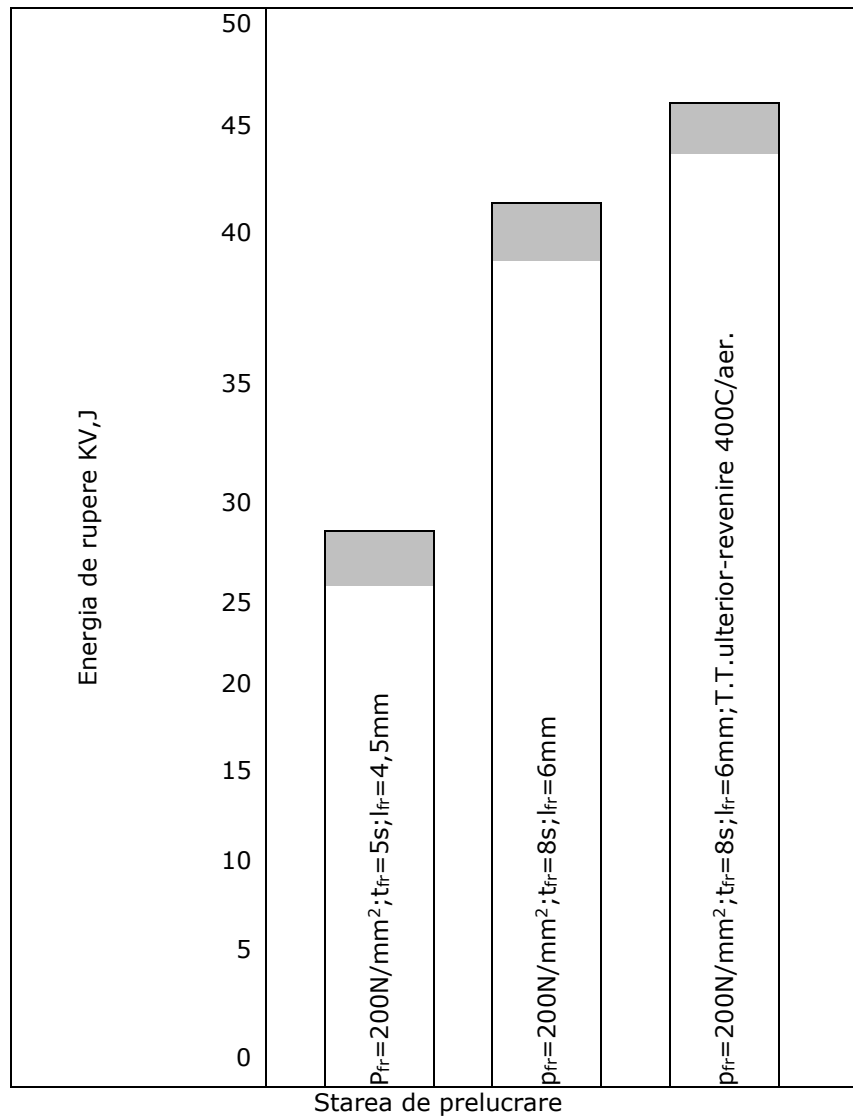


Fig. 4.5. Influența timpului de frecare, a parcursului de frecare și a revenirii ulterioare asupra energiei de rupere a îmbinărilor sudate dintr-o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată

4.2. Combinația dintre ambele componente nitrurate.

Așa cum era de așteptat, la sudarea a două componente nitrurate procesele de frecare devin mai complexe, îndeosebi în faza de frecare. La începutul procesului de sudare s-a auzit un scârțâit puternic. Acesta s-a estompat în momentul apariției unei scurtări axiale măsurabile. Totodată, s-a observat o mișcare de alunecare, una față de cealaltă, a celor două suprafețe aflate în contact. Ambele fenomene se explică probabil prin duritatea foarte ridicată a substratului de combinații chimice din stratul nitrurat. Intensitatea zgomotului și a mișcării de alunecare a celor două componente depind suplimentar de abaterile de la paralelism ale celor două suprafețe de contact.

Durata fazei fără o scurtare axială măsurabilă este mai mare decât cea specifică combinației între o componentă îmbunătățită și o componentă nitrurată. Acest lucru era de fapt de așteptat întrucât rezistența la uzare a două piese conjugate tratate prin nitrurare este mult mai mare decât rezistența la degradare prin adeziune [11], [14], [26], [34]. La prelungirea fazei fără scurtare axială poate contribui și zona de difuzie a stratului nitrurat.

Probabil că la începutul procesului de sudare zonele de combinații chimice din stratul nitrurat al celor două suprafețe frontale încep să se frece una de cealaltă fără formarea imediată a podurilor de sudură. Pe măsură ce procesele de frecare cuprind în totalitate lor planul de îmbinare, se inițiază și se dezvoltă procese de uzare abrazivă care conduc la o creștere a temperaturii. Ca urmare, apare o scădere a rezistenței la deformare și a momentului de frecare. În momentul depășirii temperaturii limită de 500°C, în porțiunile exterioare ale probelor se inițiază transformarea zonei de combinații a stratului nitrurat însoțită de o scădere a durității și a acțiunii de împiedicare a adeziunii. Aceste schimbări provoacă formarea și distrugerea podurilor de sudură cu o nouă creștere a momentului de frecare și o rotație intensă a materialului pe suprafețele de contact ale partenerelor de frecare. Dimpotrivă, în partea centrală a planului îmbinării asemenea fenomene se amorsează ceva mai târziu. Probabil că raporturile de frecare mai sunt influențate de topografia suprafețelor de contact și de configurația zonei de difuzie a stratului nitrurat.

Curba de distribuție a durității de o parte și de alta a planului îmbinării sudate (fig. 4.6) evidențiază o scădere ușoară a nivelului acesteia comparativ cu combinația dintre o componentă îmbunătățită și una nitrurată.

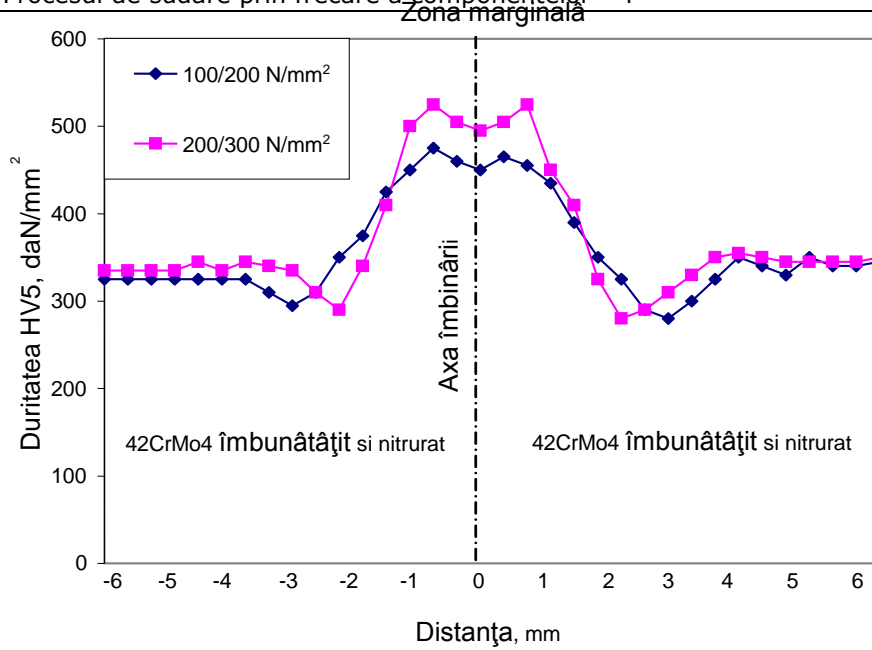


Fig. 4.6.a

Zona centrală

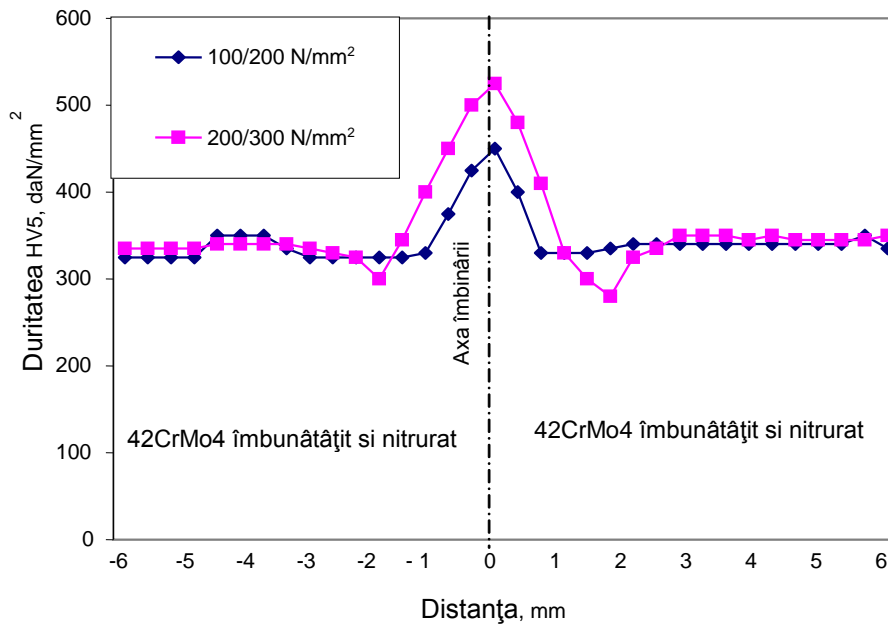


Fig. 4.6.b

Fig. 4.6. Curbele gradient de duritate pe secțiunea unei îmbinări sudate între două componente nitruate: a-zona marginală; b-zona centrală.

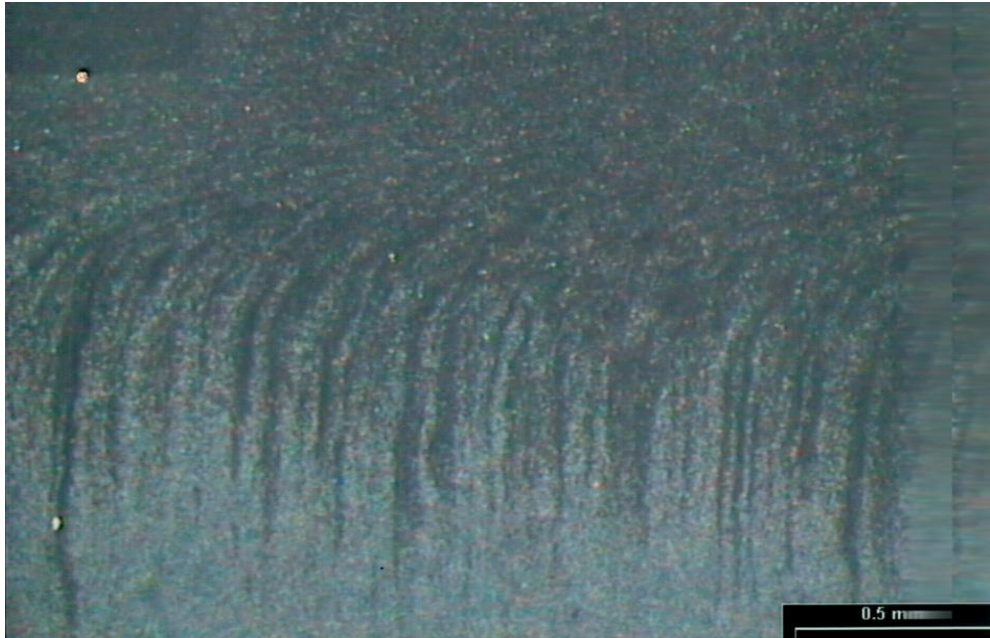


fig 4.7.a



fig 4.7.b

Fig 4.7. Microstructura îmbinării sudate; a- imagine de ansamblu; b- imaginea Z.I.T

Prelungirea duratei fazei fără scurtare axială provoacă o creștere a căldurii în direcție axială, deci o zonă influențată termomecanic mai extinsă (gradient termic mai scăzut) și o repartiție mai uniformă a temperaturii în direcție radială. De aceea, transformarea austenitei subrăcite în constituenți de treaptă perlitică sau bainitică, cu duritate ceva mai mică va fi favorizată.

Examinările micrografice asupra probelor sudate (fig 4.7) atestă că în planul îmbinării structura este constituită din ferită, perlită și bainită. O asemenea microstructură asigură caracteristici de rezistență mecanică și de tenacitate ceva mai scăzute comparativ cu o structură pur bainitică. Zona de slabă rezistență a îmbinării sudate se situează la cca. 2 mm de linia îmbinării, porțiuni în care se manifestă pregnant efectul unei reveniri duble și al unei devieri puternice a fibrelor de deformare (fig. 4.7 a).

Aprecierea rezistenței la rupere fragilă a îmbinărilor sudate pentru diferite valori ale parcurșului de frecare este prezentată în figura 4.8.

La un parcurș de frecare de 3 mm, energia de rupere consumată a fost foarte mică, de numai 14 J. Pe măsura creșterii parcurșului de frecare respectiv a timpului de frecare se produce o mărire a energiei de rupere la valori de 43 J. Aplicarea post sudare a unui tratament termic de revenire la 400°C conduce la o îmbunătățire suplimentară a tenacității îmbinării sudate (fig.4.8). Este evident că comportarea la solicitări dinamice este influențată atât de morfologia stratului nitrurat (grosimea zonei de combinații chimice, grosimea zonei de difuzie, prezența porozităților, natura și stabilitatea fazelor de compuși) cât și de parametrii de bază ai procesului de sudare (timpul și parcurșul de frecare , presiunea axială, etc.). La presiune axială constantă, cu cât parcurșul de frecare este mai scăzut cu atât volumul de material nitrurat rămas în planul îmbinării este mai mare și energia de rupere este mai mică. Mărirea parcurșului sau a timpului de frecare conduce la expulzarea în bavură a unei cantități tot mai mari de material îmbogățit în azot cu consecințe asupra îmbunătățirii rezistenței la solicitări dinamice.

Cercetările efectuate la microsonda electronică (fig.4.9 a,b) demonstrează că, chiar dacă faza inițială a procesului, în care nu se produce o scurtare axială are o durată mai mare, nu se constată fenomene de difuzie a azotului de-a lungul axei probelor.

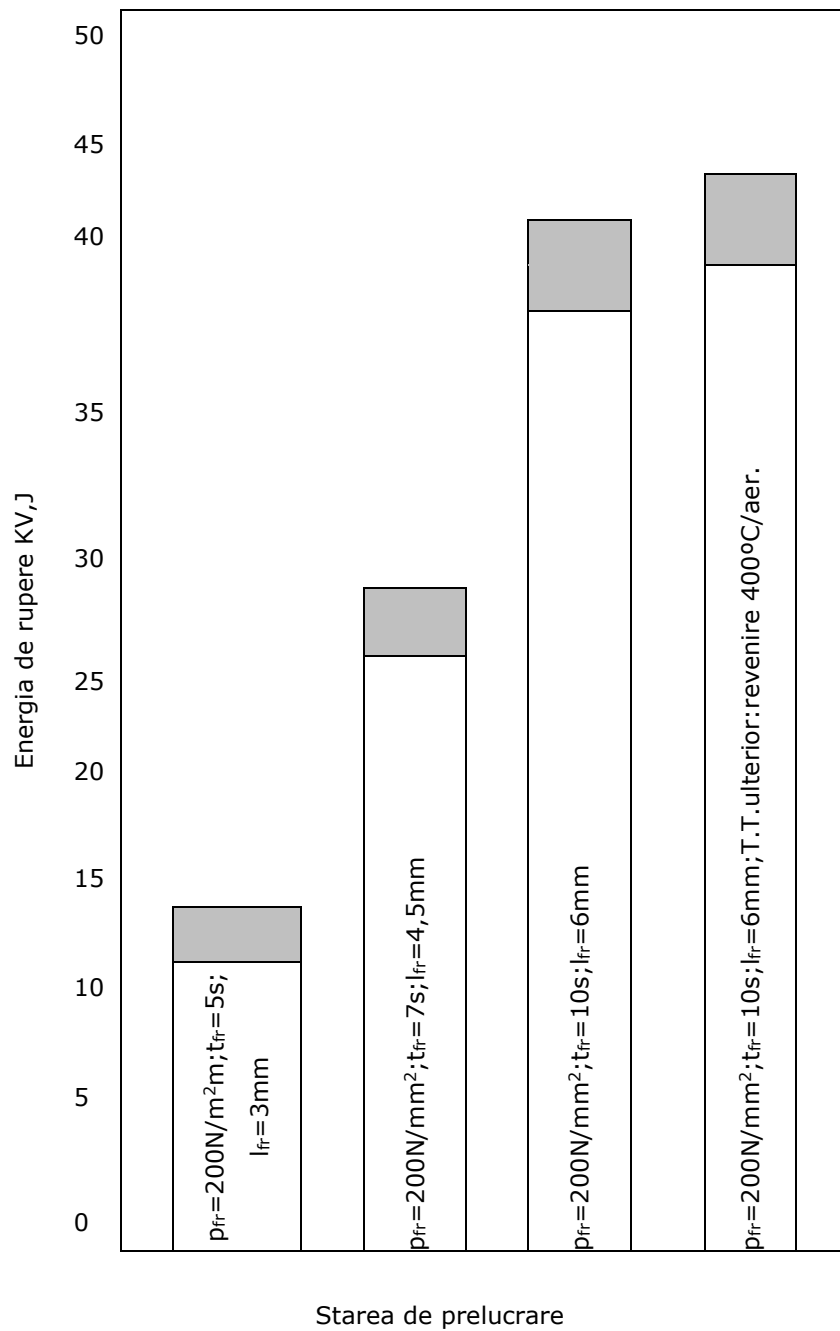


Fig. 4.8. .Variația energiei de rupere KV a sudurilor între două componente nitrurate în funcție de parcursul de frecare.

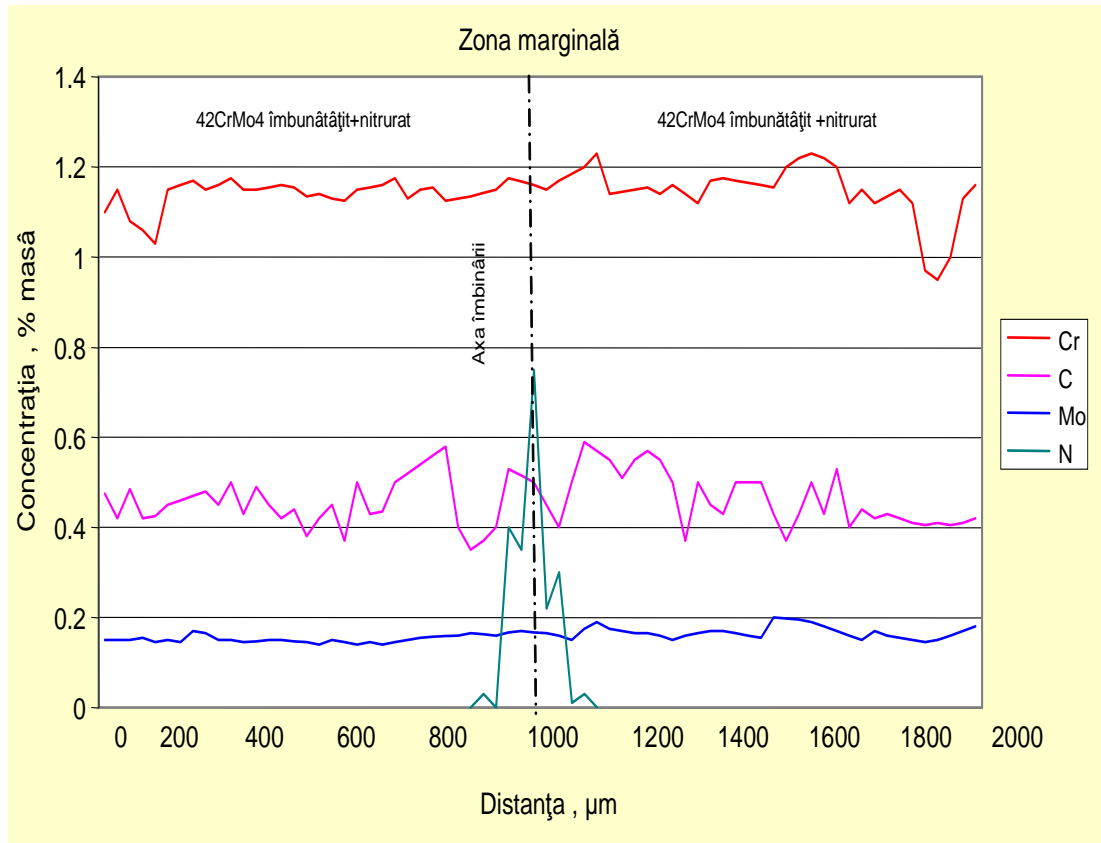


Fig.4.9.a

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată din două componente nitrurate :
 -zona marginală

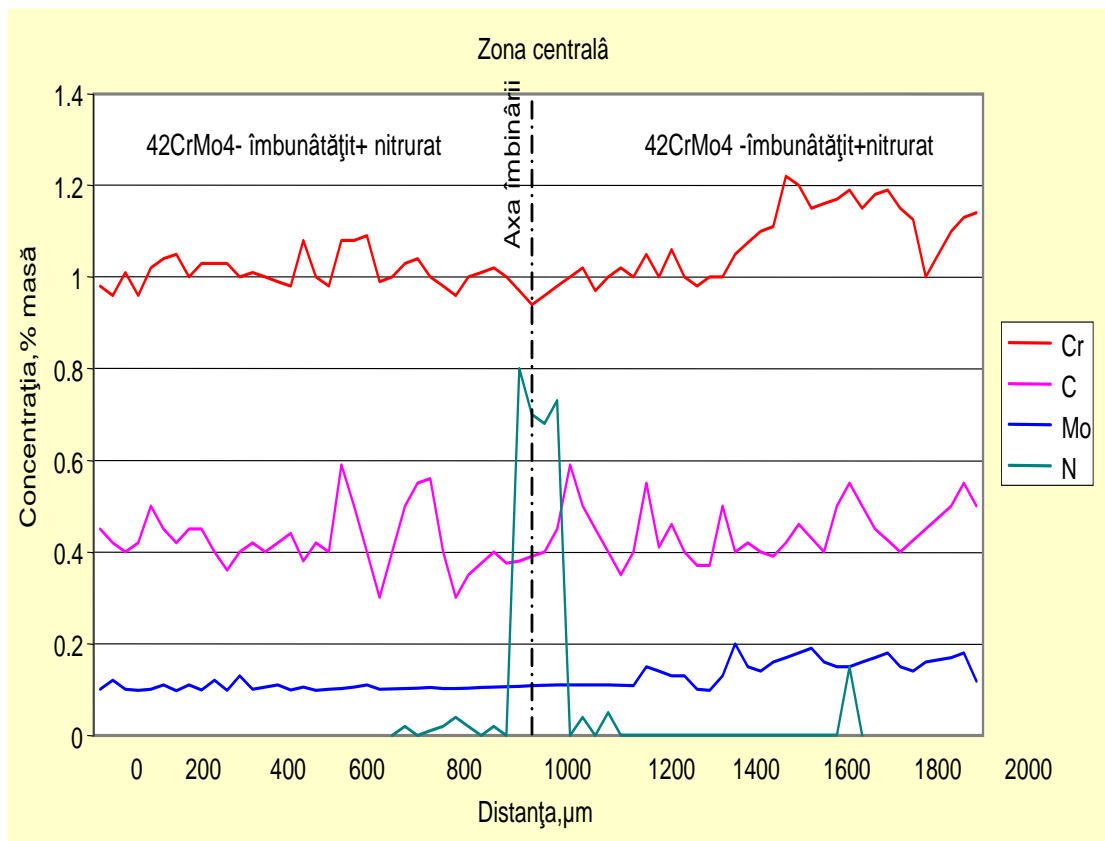


Fig.4.9.b

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere într-o îmbinare sudată din două componente nitrurate :
 -zona centrală

Explicația se bazează pe faptul că de la un punct definit de timp transportul radial de material devine mai rapid decât difuzia azotului. Dacă la o combinație piesă îmbunătățită - piesă carburată s-a putut demonstra promovarea unei difuzii chiar la

începutul procesului de frecare, în cazul combinației a două piese nitrurate acest lucru nu a putut fi dovedit, chiar dacă durata fazei de frecare fără scurtare axială a fost prelungită excesiv de mult.

Concluzii.

Rezultatele încercărilor experimentale arată că la sudarea prin frecare a componentelor tratate termochimic prin nitrurare, parametrul tehnologic de bază care permite stăpânirea procesului de îmbinare este parcursul de frecare.

Pentru obținerea unor îmbinări sudate fără defecte de legătură, ideal este ca stratul marginal al suprafețelor de contact să fie expulzat în totalitate în baură.

Dacă procesul de sudare se reglează prin valoarea timpului de frecare există riscul ca la grosimi mari de strat durificat să apară o prelungire excesivă a fazei fără scurtare axială iar procesul de frecare s-ar putea întrerupe după o perioadă de timp cu păstrarea integrală a stratului nitrurat în planul îmbinării; evident, în asemenea cazuri se vor obține îmbinări sudate cu proprietăți mecanice nesatisfăcătoare.

4.3. Combinația dintre o componentă carburată și o componentă nitrurată.

Similar cu procesul de sudare a două componente nitrurate , îmbinarea a două materiale tratate termochimic diferit , se inițiază cu o prelungire a fazei de frecare fără o scurtare axială vizibilă. Tratamentul termochimic de nitrurare mărește semnificativ rezistența la degradare prin adeziune comparativ cu cazul a două componente carburate – călite – revenite la o temperatură joasă [26], [28]. Durata fazei de lucru fără scurtare axială a fost de cca. 5 s , deși valoarea presiunii axiale a fost de 200 N/mm² . După această perioadă a urmat inițierea cu o viteză relativ mică a fenomenului de scurtare axială . Întreruperea procesului de sudare după un timp de frecare de 3 s , a arătat că domeniile de material din zona centrală a îmbinării nu au fost afectate de adeziunea celor două componente (fig.4.10).

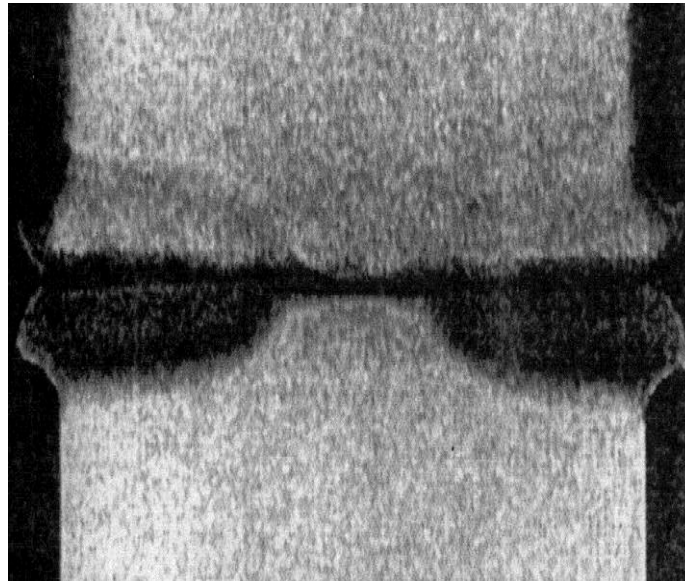


Fig. 4.10. Imaginea macrografică a unei secțiuni printr-o îmbinare sudată dintre oțelul 17CrNiMo6 carburat - călit - revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat , la întreruperea procesului după un timp de frecare de 3 s.

Se poate observa că în mijlocul îmbinării apare o porțiune de material nesudat, a cărui duritate HV₅ = 720...750 daN/mm² . În schimb , zona de margine a îmbinării se

caracterizează printr-o turbionare intensă a materialului care împinge stratul de suprafață către bavură.

Acest fenomen se poate explica prin căldura mult mai mare dezvoltată care va reduce rezistența la deformare și va face ca stratul nitrurat să se încălzească puternic și să-și piardă rezistența la adeziune .

Procesul continuă cu formarea și distrugerea podurilor tipice de sudură, intensificarea degradărilor locale de material și creșterea temperaturii în zona exterioară. Dacă în domeniile exterioare ale îmbinării se produce o amestecare intensă a celor două materiale, în interiorul probei rămân preponderente încă procesele de uzare abrazivă. După ce temperatura zonei centrale va depăși 500 °C ca urmare a conducției termice, acțiunea de frânare a adeziunii de către stratul de combinații chimice va fi pierdută și va începe formarea podurilor de sudură . Continuarea fazei de frecare va provoca la un anumit moment de timp o amestecare a celor două materiale și un transport de material în zona marginală, acesta ajungând în bavură.

Examinările macro- și micrografice au arătat că chiar la valori mari ale presiunii axiale (200 N/mm²) și parcursului de frecare (6 mm) pe linia îmbinării sudate se mai află prezente resturi de materiale amestecate (fig.4.11 a,b,c).

Urmare a timpului relativ mare de frecare ar fi de așteptat prezența unor fenomene de difuzie a carbonului și azotului în direcție axială pornind de la planul îmbinării . Acest lucru nu a fost clar evidențiat pe cale experimentală, investigațiile metalografice și la microsonda electronică (fig. 4.12 a,b) demonstrând prezența unei difuzii limitate a carbonului din oțelul carburat în oțelul îmbunătățit . Totodată, nu s-a putut decela exact difuzia azotului din oțelul nitrurat în oțelul carburat deoarece pe interfață se păstrează resturi de material amestecat .

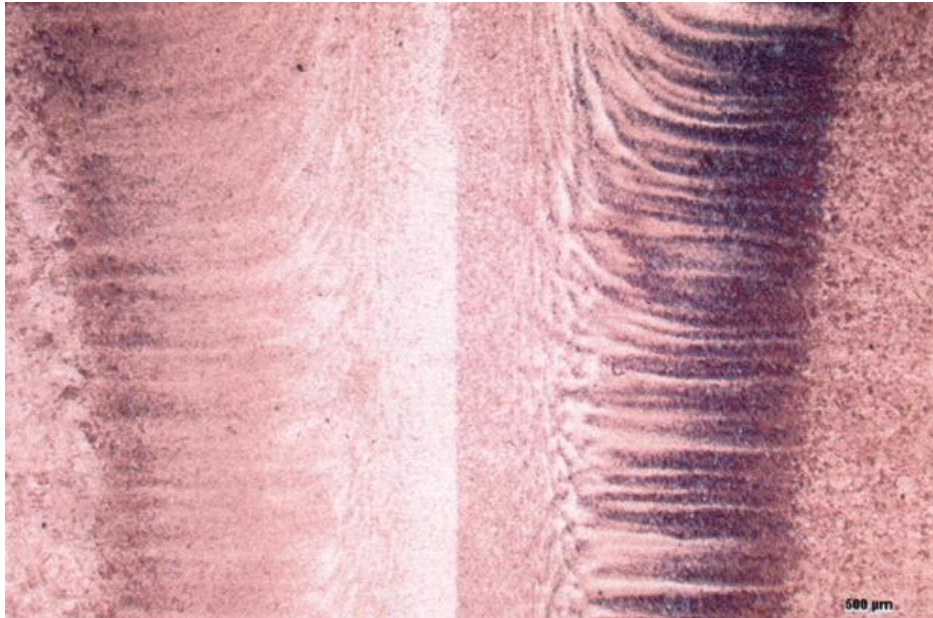


Fig.4.11.a



Fig.4.11.b

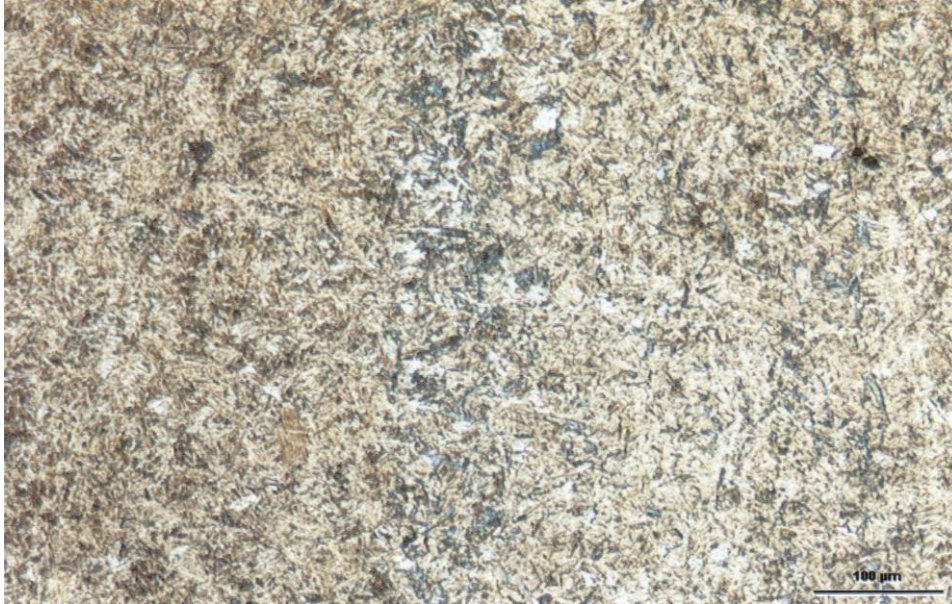


Fig.4.11.c

Fig.4.11. Macro și micrografia unei secțiuni prin îmbinarea sudată dintre oțelul 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat .

Aceste constatări sunt susținute și de curbele de variație a durtății pe secțiunea îmbinării sudate, în zona marginală a acestuia (fig. 4.13).

Din aceste grafice rezultă clar că în comparație cu îmbinarea realizată între o componentă carburată și o componentă îmbunătățită unde apare o difuzie clară a carbonului, la sudarea unei componente nitrurate cu o componentă carburată fenomenele de difuzie sunt mult diminuate. În plus , curbele gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate mai reliefează faptul că zona de influență termomecanică din centrul probelor este ușor gătită, fenomen care se poate justifica prin durata mare a fazei de frecare .

Aceasta face ca la începutul procesului de frecare și chiar mai târziu în prezența stratului de combinații chimice să se producă exclusiv procese de uzare abrazivă care limitează căldura specifică pe suprafețele de contact în centrul probei. În afară de asta, căldura dezvoltată se va transmite rapid în direcție axială către domeniile mai reci de material.

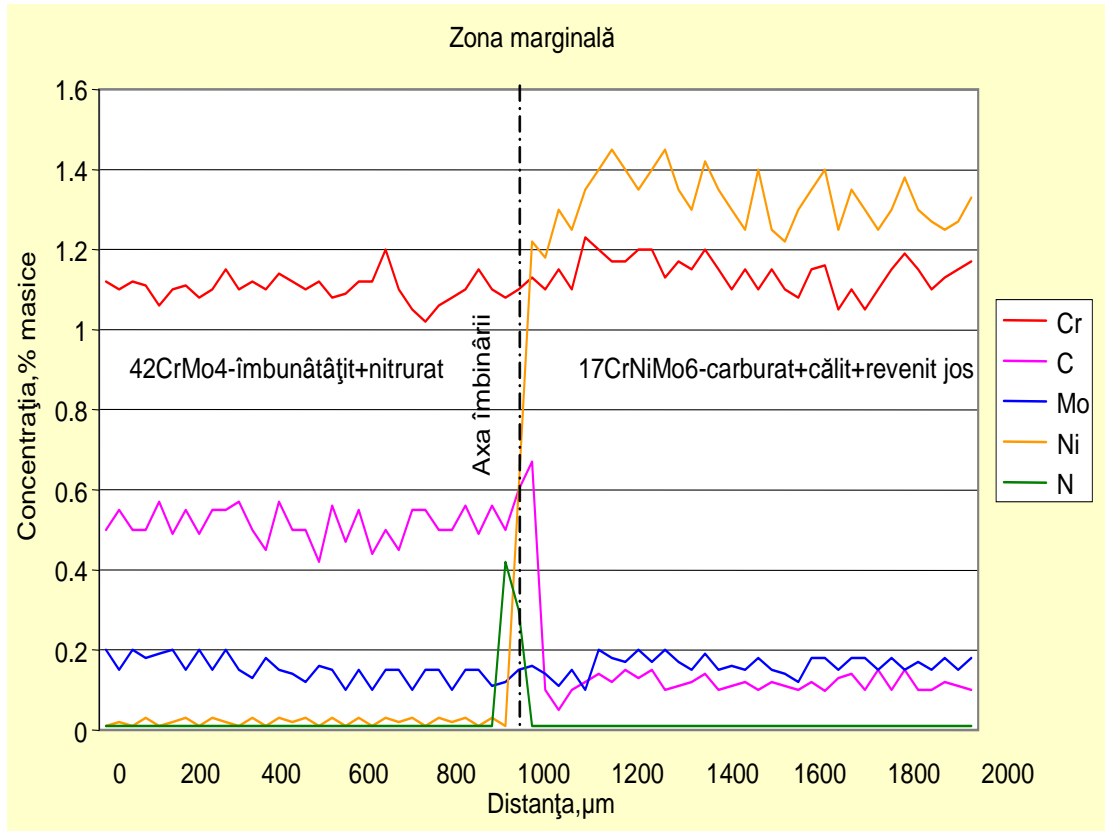


Fig. 4.12.a.

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere de o parte și de alta a liniei îmbinării sudate între oțelul 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat:
 – zona marginală

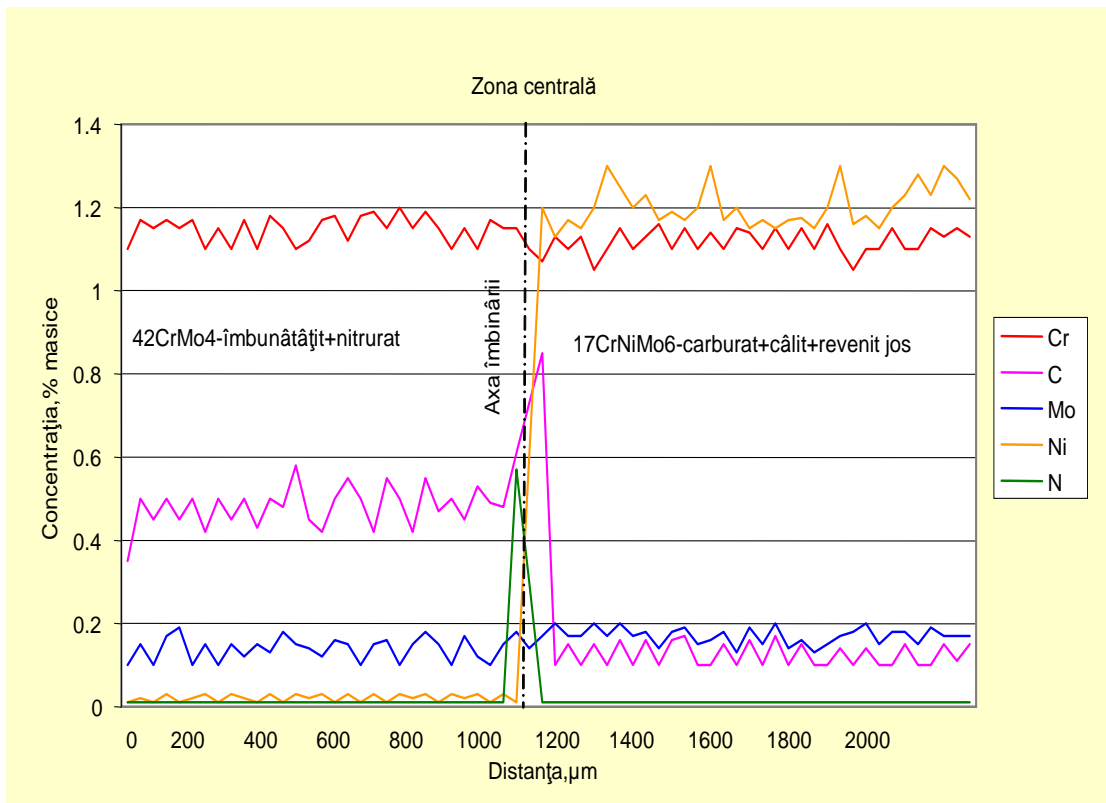


Fig. 4.12.b.

Variația liniară a concentrației masice a elementelor de aliere de o parte și de alta a liniei îmbinării sudate între oțelul 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos și oțelul 42CrMo4 îmbunătățit și nitrurat:
 – zona centrală

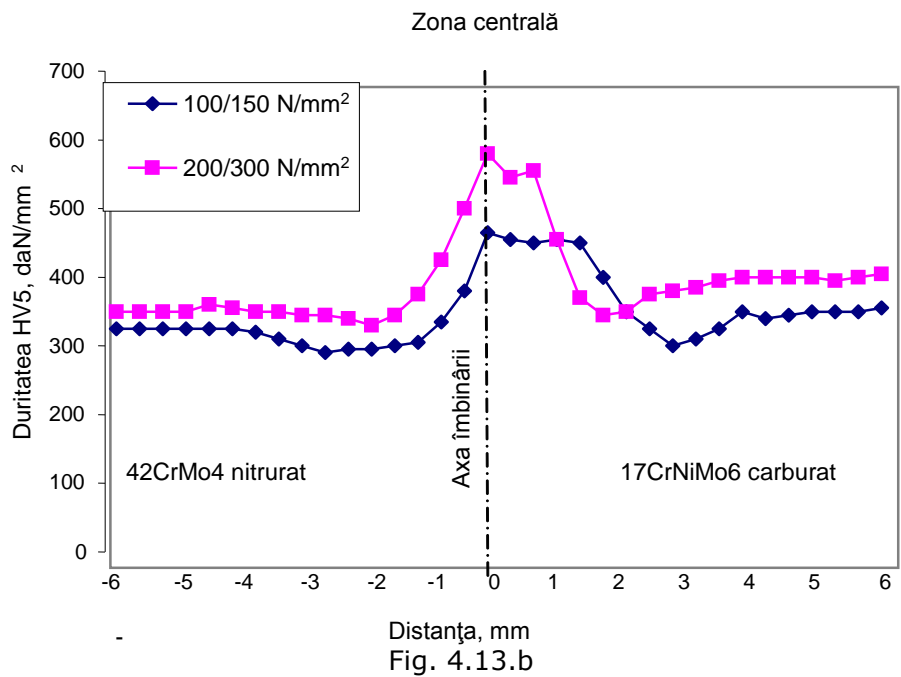
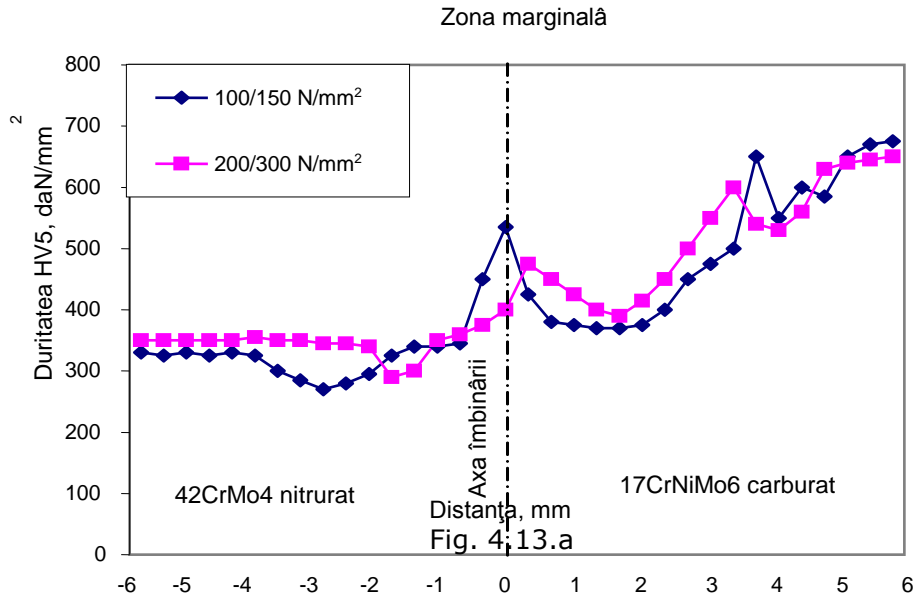


Fig. 4.13. Evoluția durității pe secțiunea îmbinării sudate a combinației 42CrMo4 nitrurat – 17CrNiMo6 carburat pentru două valori ale presiunii axiale :
a- zona marginală ; b – zona centrală.

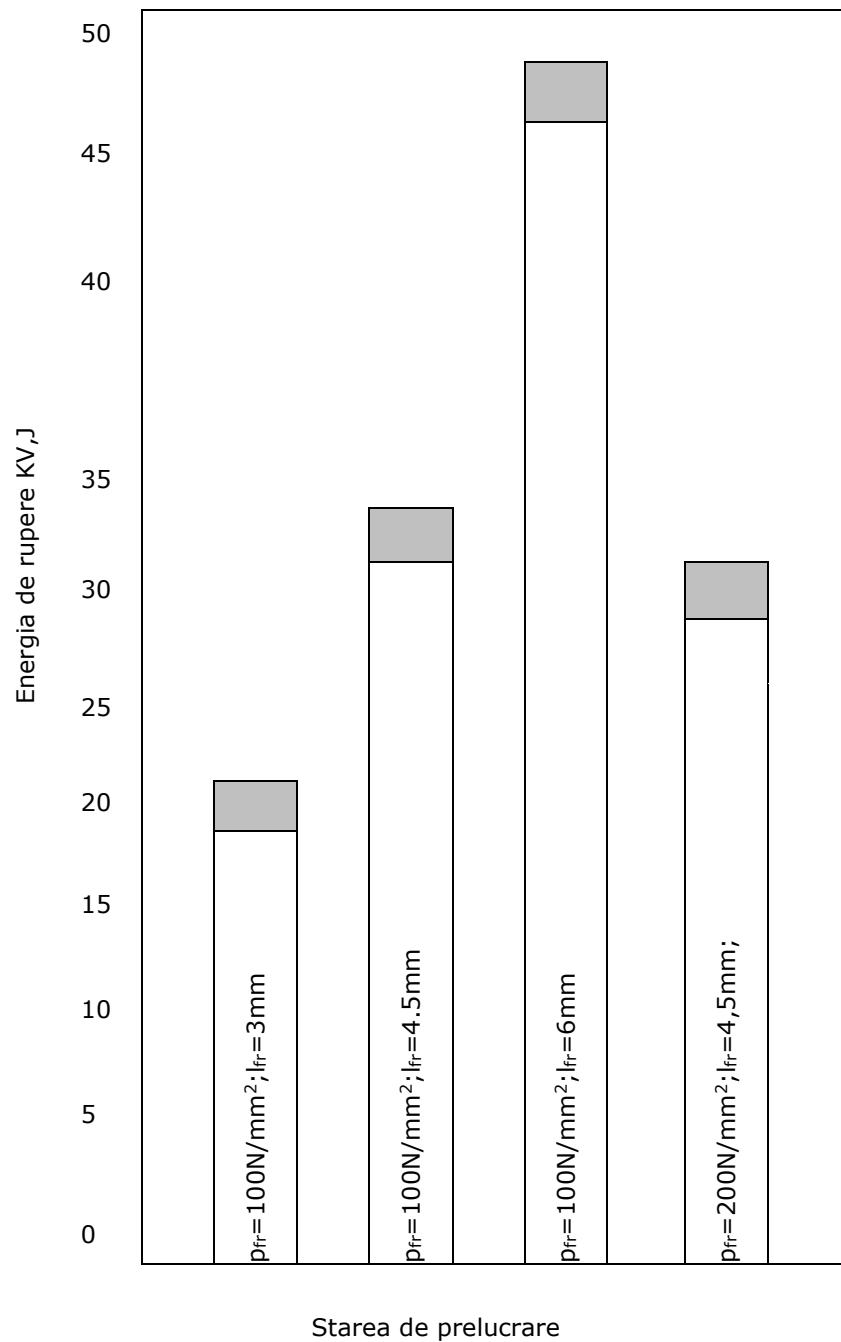


Fig. 4.14. Influența parcursului de frecare și a presiunii axiale asupra energiei de rupere a îmbinării sudate 42CrMo4 nitrurat – 17CrNiMo6 carburat.

Mărirea parcursului de frecare la 6 mm și limitarea presiunii axiale la 100 N/mm² favorizează împingerea către exterior a zonelor îmbogățite în azot și carbon. Cu toate

4.3 – Combinația dintre o componentă carburată și o componentă nitrurată 135

acestea , în planul îmbinării se păstrează mari porțiuni de material îmbogățit în aceste două elemente fără însă a fi semnalate eventuale fisuri. Se presupune că printr – o durificare mai scăzută determinată de o zonă influențată termo - mecanic mai extinsă și de gradienti de temperatură mai reduși , domeniul de deviere a fibrelor în timpul sudării este mai puțin pregnant . Dimpotrivă, la realizarea îmbinărilor sudate cu presiuni axiale mai mari de 200 N/mm^2 , se provoacă o deviere puternică a fibrelor însoțită de o durificare mai accentuată a zonei influențată termomecanic , fără însă să se declanșeze fenomene de fisurare .

Încercările de tenacitate pe probe cu creștătură în formă de V , practicate în zona centrală din planul îmbinării au condus la rezultate asemănătoare cu cele obținute pe îmbinări sudate între componente nitrurate (fig. 4.14) .

Se remarcă faptul că la valori ale presiunii axiale de 100 N/mm^2 și ale parcursului de frecare de 6 mm , valorile energiei de rupere sunt cele mai favorabile , ele variind între 46 și 50 J.

Concluzii.

Prezența zonei de combinații chimice pe suprafața componentei nitrurate se manifestă prin întârzierea declanșării fenomenului de scurtare axială.

Inițierea procesului de sudare în zona centrală a probelor are loc în momentul depășirii temperaturii de $500 \text{ }^\circ\text{C}$ odată cu pierderea acțiunii de frânare a adeziunii de către zona de combinații de tipul nitrurilor și cu începerea formării podurilor de sudură.

Independent de valorile presiunii axiale și a parcursului de frecare, în planul de îmbinare al celor două componente se constată resturi de material îmbogățit în carbon și azot, precum și fenomene limitate ale difuziei în direcție axială a celor două elemente.

5. MODELAREA CÂMPULUI TERMIC DEZVOLTAT LA SUDAREA PRIN FRECARÉ

5.1 Abordarea problemelor ingineresti cu ajutorul metodei elementelor finite.

Metoda elementelor finite este o metodă numerică cu ajutorul căreia se pot dezvolta probleme de mecanică a mediilor continue. Ca și alte metode numerice (metoda elementelor de frontieră), pornește de la studierea în amănunțit a problemei ingineresti luată în discuție. [56],

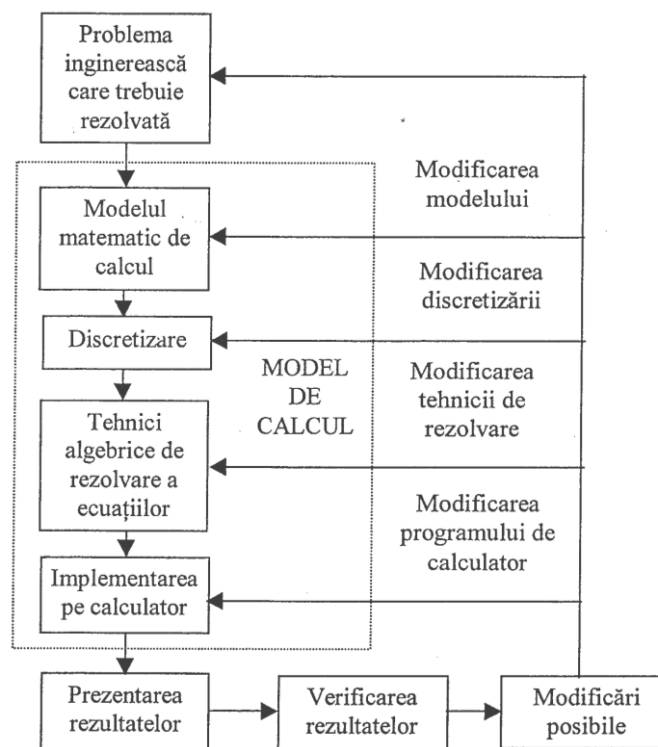


Fig. 5.1. Schema de principiu pentru abordarea unei probleme ingineresti utilizând metoda elementelor finite.

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 ipostaze 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 fig. 5.1. Analizând atent această schemă se poate observa ca 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 satisfacatoare.

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 trebuie 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 fig. 5.2 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.
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.
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.



Fig. 5.2.a. Rețeaua de discretizare cu elemente finite pentru o îmbinare sudată prin frecare continuă – vedere de ansamblu.

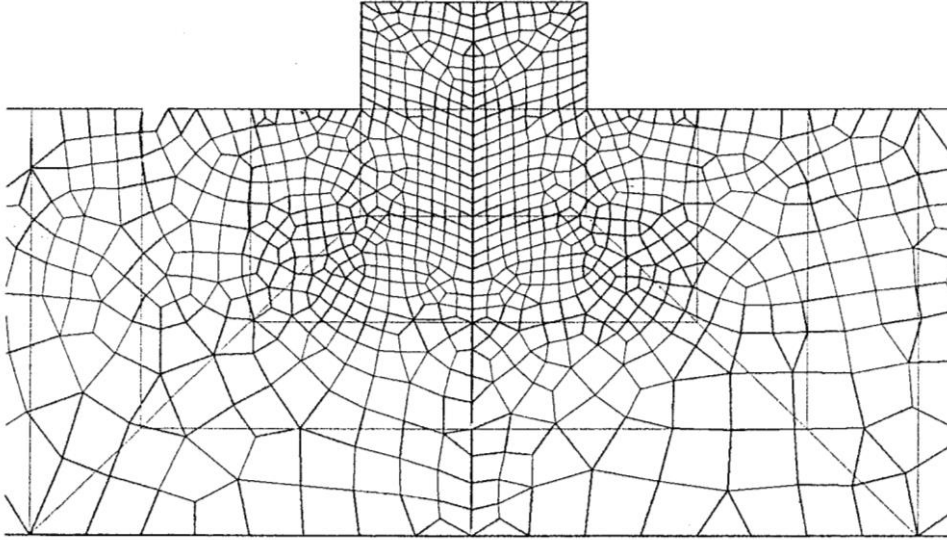


Fig. 5.2.b. Rețeaua de discretizare cu elemente finite pentru o îmbinare sudată prin frecare continuă – detaliu din zona îmbinării.

După cum am remarcat, 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 în tab. 5.1, 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 utilizarea 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 exploatarei. 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.

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

Tab. 5.1. Câteva dintre câmpurile ce se pot fi analizate cu ajutorul metodei FEA.

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

1. Abordarea Lagrangiană sau "clasică", 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 coordonatele față de un sistem de referință, fiecare dintre coordonate fiind o funcție de timp. Astfel timpul este singura variabilă independentă a oricărui proces.

2. Abordarea Euleriană, pe care se bazează studiul modern al 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. Această abordare ne permite să analizăm și să observăm fenomenele care se petrec într-un punct oarecare din spațiu.

Problemele legate de mediile continue provin din studiul fenomenelor naturale, care sunt caracterizate de ecuații diferențiale parțiale și de condiții de frontieră. Generic, aceste probleme sunt numite și probleme de valori 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, cu următoarea formă generală:

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

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 ai ecuației

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 ecuației diferențiale va depinde de încadrarea ecuației care guvernează fenomenul într-o anumită clasă numai din punct 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.

5.2 Ecuațiile de transmitere a căldurii.

5.2.1. 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:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) + Q = 0 \quad (5.2)$$

unde:

Φ este funcția necunoscută,

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 ortotropă.

Câteva dintre cele mai întâlnite fenomene fizice care sunt guvernate de ecuații armonice sunt prezentate în tabelul 5.2, împreună cu interpretarea fizică a funcției necunoscute Φ și a coeficienților K_x , K_y și Q .

Problema fizică	Necunoscuta, Φ	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) ⁻¹	Răsucirea
Lubrefierea prin film(Reynolds)	Presiunea	(Grosime de film) ³ /vâscozitate	Alimentarea cu lubrefiant

Tabelul 5.2. Câteva fenomene fizice guvernate de ecuații cvasi-armonice.

Dacă avem în vedere problematica conducției căldurii în medii continue, ecuația (5.2) mai poate fi scrisă și sub forma următoare:

$$Q = - \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) \right] \quad (5.3)$$

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

5.2.2. Ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu.

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

Pornind de la un volum elementar dintr-un corp, cu suprafața secțiunii unitare și lungimea dx pe direcția transmiterii căldurii, ca în fig.5.3 putem scrie următoarea ecuație a echilibrului energetic:

$$q_i + I dx = q_o + \rho \cdot C dx \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5.4)$$

unde:

q_i – reprezintă fluxul de căldură care trebuie introdus în volumul de material considerat,

I - viteza specifică cu care se generează căldura internă,

q_o – reprezintă fluxul de căldură care iese din volumul de material,

$\rho \cdot C$ – capacitatea termică,

t - timpul,

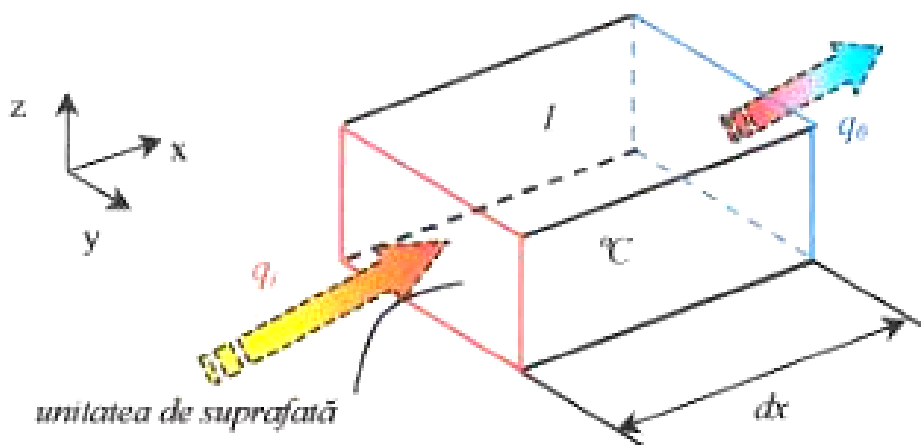


Fig. 5.3. Echilibrul termic într-un element de volum în cazul transmiterii căldurii unidirecțional.

Ținând cont de ecuația (5.4), putem scrie ecuația următoare:

$$-K \frac{\partial T}{\partial x} + I dx = -K \frac{\partial T}{\partial x} + \left(\frac{\partial}{\partial x} \right) \left(-K \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx + \rho \cdot c dx K \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5.5)$$

După integrare și gruparea termenilor, se ajunge la relația:

$$\left(\frac{\partial}{\partial x} \right) \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + I = \rho \cdot c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5.6)$$

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

$$\left(\frac{\partial}{\partial x} \right) \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \left(\frac{\partial}{\partial y} \right) \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \left(\frac{\partial}{\partial z} \right) \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + I = \rho \cdot c \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) \quad (5.7)$$

Unii autori (56) exprimă fiecare din cele trei derivate parțiale din membrul stâng al ecuației (5.7) sub o formă mai extinsă, făcând diferențiala după direcția x, de exemplu:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(K_{xy} \frac{\partial T}{\partial x} + K_{xy} \frac{\partial T}{\partial y} + K_{xz} \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (5.8)$$

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 în 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:

$$\left(\frac{\partial}{\partial x} \right) \left(K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + \left(\frac{\partial}{\partial y} \right) \left(K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) + Q - c \frac{\partial \Phi}{\partial t} = 0 \quad (5.9)$$

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

$$K \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial \Phi}{\partial x} \right) + K \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) + Q - c \frac{\partial \Phi}{\partial t} = 0 \quad (5.10)$$

unde:

c – constantă,

Q - cantitatea de căldură generată în interiorul corpului.

Pe baza ecuației (5.10) se va trece la calcularea câmpului termic în îmbinarea sudată prin frecare supusă analizei .

5.3. Condiții la limită.

Ecuatiile prezentate descriu fenomenele în forma lor generală. Pentru studierea cazurilor concrete, la aceste ecuații sunt necesare adăugarea condițiilor la limită (numite și condiții de unicitate) care sunt de timp sau de spațiu.

5.3.1. Condiții la limită de timp.

Aceste condiții temporale stabilesc distribuția temperaturii la începutul procesului modelat:

$$\Phi = f(x, y, z)_{t=0} = f(x, y, z) \quad (5.11)$$

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

5.3.2. Condiții la limită de spațiu

Odată stabilită ecuația care guvernează fenomenul studiat, în cazul de față transmiterea căldurii, mai trebuie determinate condițiile de pe frontierele de mediul 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.

1. **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 putea scrie prin următoarea ecuație:

$$\Phi = \Phi_r \quad (5.12)$$

2. **Condiția de tip Cauchy**, numită și condiția de încărcare pe frontieră, care are următoarea expresie matematică:

$$K_x \frac{\partial \Phi}{\partial x} \cos \Phi_x + K_y \frac{\partial \Phi}{\partial y} \cos \Phi_y + q + a(\Phi - \Phi_a) = 0 \quad (5.13)$$

unde:

q, a și Φ – constante,

$\cos \Phi_x$ și $\cos \Phi_y$ – cosinuzii directori ai normalei n la suprafața frontierei, față de axele Ox și respectiv Oy ,

Φ_a – 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, $K_x = K_y = K_z$ ceea ce face ca ecuația (5.13) să devină:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial \eta} + q + a(\Phi - \Phi_a) = 0 \quad (5.14)$$

unde:

$\frac{\partial \Phi}{\partial \eta}$ – gradientul de temperatură pe direcție normală la suprafață, în

punctul considerat.

În cazul în care $a = 0$ ecuația (5.14) devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial \eta} = -q \quad (5.15)$$

Semnificația fizică a acestei ecuații este că prin această frontieră are loc un transfer de căldură, adică intră 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 $a = 0$, ecuația devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial \eta} = 0 \quad (5.16)$$

deoarece totdeauna $K \neq 0$. 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 $q = 0$, ecuația (5.14) devine:

$$K \frac{\partial \Phi}{\partial \eta} = q \quad (5.17)$$

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.

5.4. Aplicație privind îmbinările sudate prin frecare între o componentă îmbunătățită și o componentă carburată – călită – revenită jos.

Simularea câmpului termic la sudarea prin frecare a două componente din oțel 17CrNiMo6 (A) și 42CrMo4 (B) s-a realizat pe un model geometric prezentat în fig. 5.4, în care pentru discretizarea geometriei sau folosit elemente finite de tip Shell 131 și Shell 132.

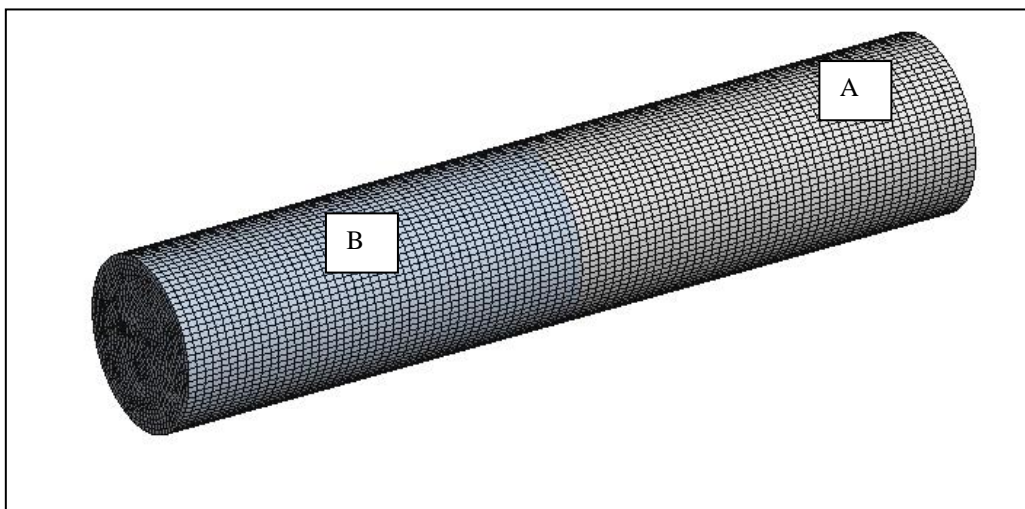


Fig. 5.4. Geometrie discretizată la sudarea prin frecare a două componente din oțel.

Procesul de sudare prin frecare a fost simulat pe durata a 5 s, timp în care pe suprafața de contact dintre cele două componente se generează o căldură distribuită după modelul din fig. 5.5.

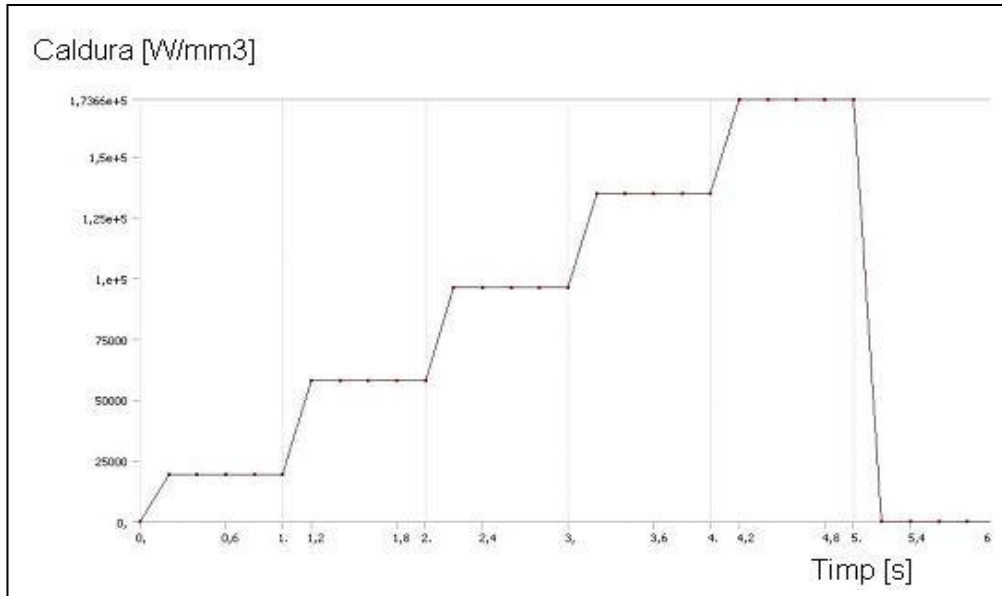


Fig. 5.5 Modelul de distribuție a căldurii.

S-a considerat o variație a temperaturii pe suprafața de frecare prezentată în fig. 5.6 și 5.7, în care temperatura crește pe durata de 5 s (cazul I) și cazul II în care timpul de frecare este de 7 s până la 1200 °C, după care încetează procesul de generare a căldurii iar temperatura începe să scadă până la temperatura mediului ambiant de 22 °C.

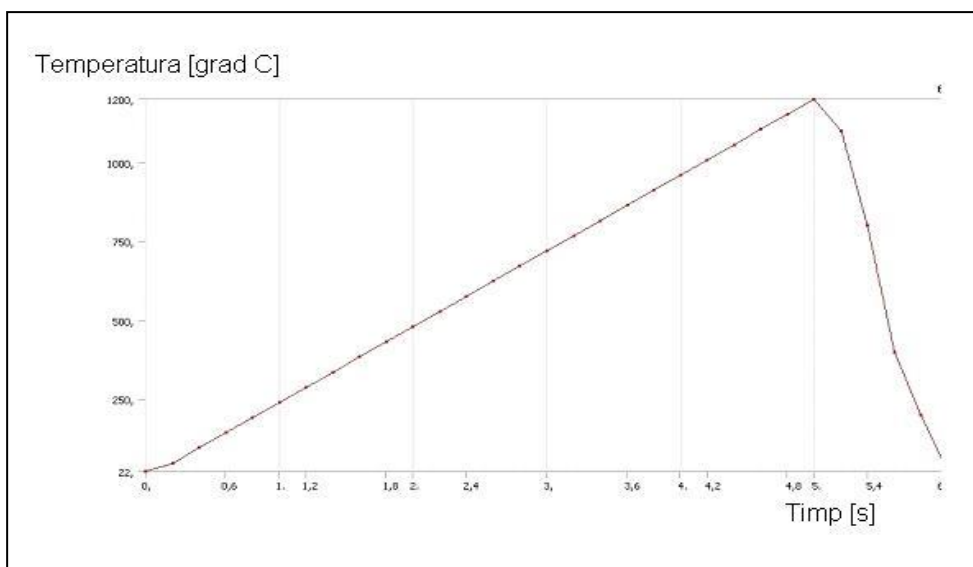


Fig. 5.6. Variația temperaturii pentru cazul I ($t_{fr} = 5$ sec)

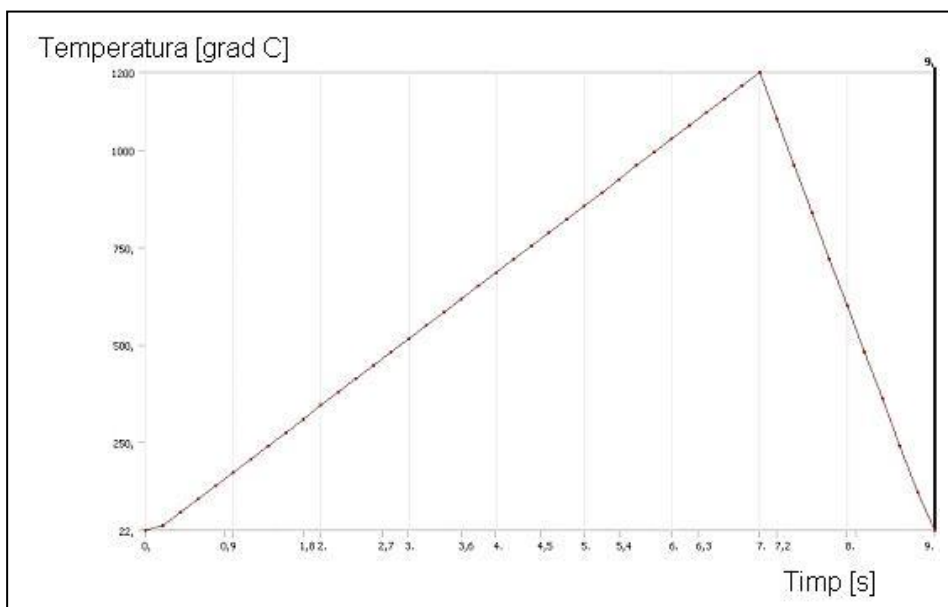


Fig. 5.7. Variația temperaturii pentru cazul II ($t_{fr} = 7$ sec.)

Degajarea căldurii se face prin convecție, pentru un coeficient de convecție de $33,6 \text{ W/m}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Pe baza condițiilor considerate s-a urmărit distribuția temperaturii imediat după încetarea generării căldurii pe suprafața de frecare, în zona de simetrie și la suprafața celor două componente. Distribuțiile temperaturii sunt prezentate în figurile următoare:

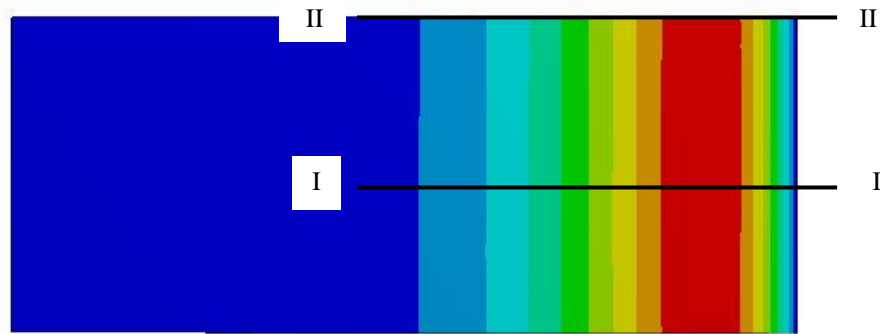
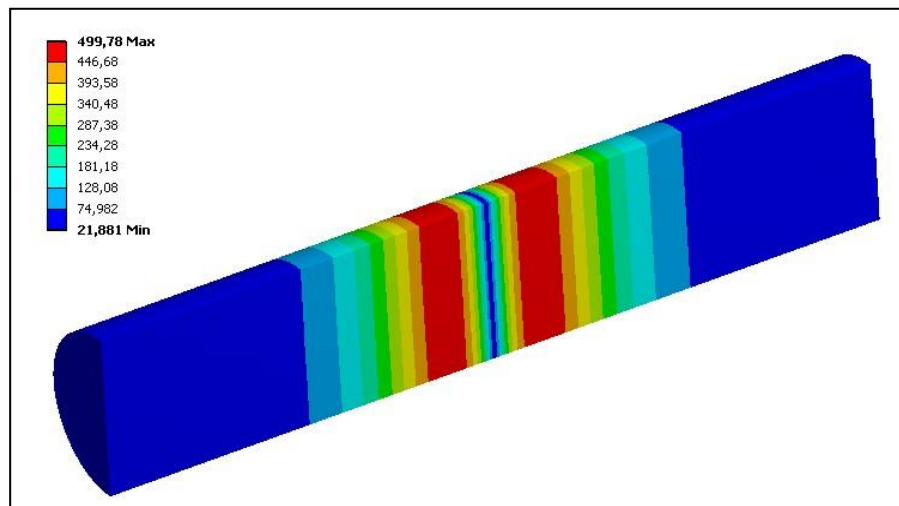


Fig. 5.8. Zonele considerate pentru măsurarea temperaturii.



5.9. Distribuția temperaturii după 6 sec.

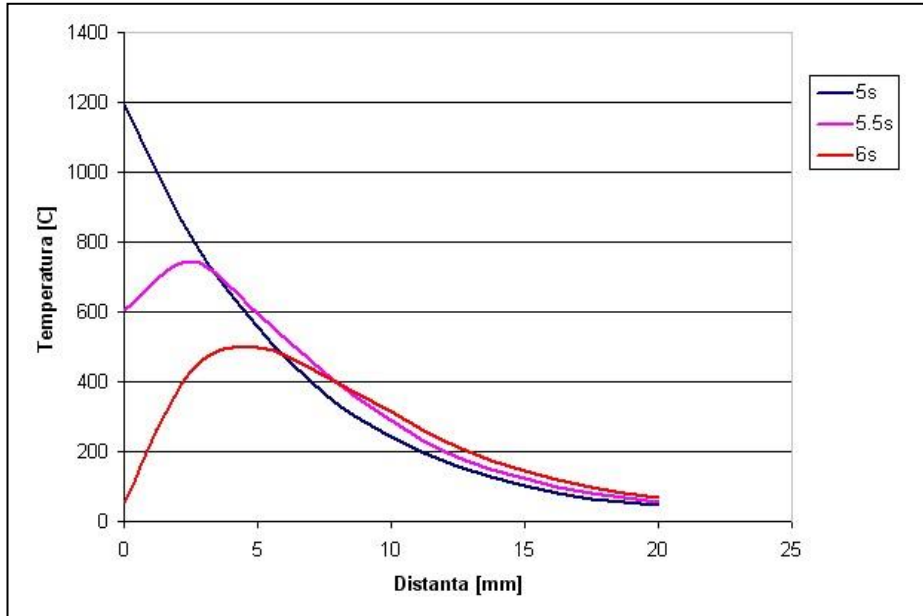


Fig. 5.10. Distribuția temperaturii în zona I (cazul I - $t_{fr}=5$ sec)

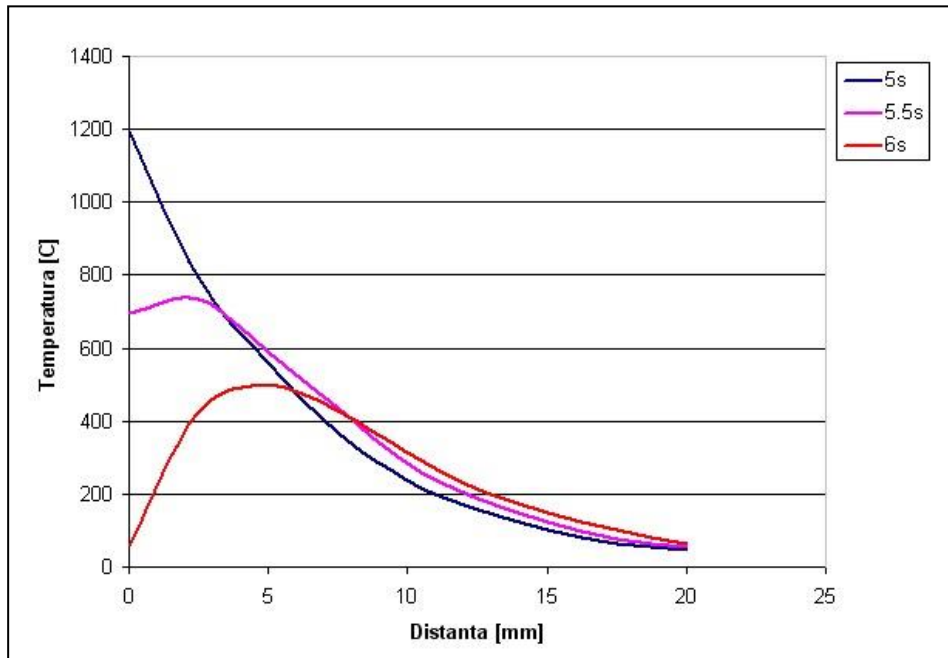


Fig. 5.11. Distribuția temperaturii în zona II (cazul I - $t_{fr}=5$ sec)

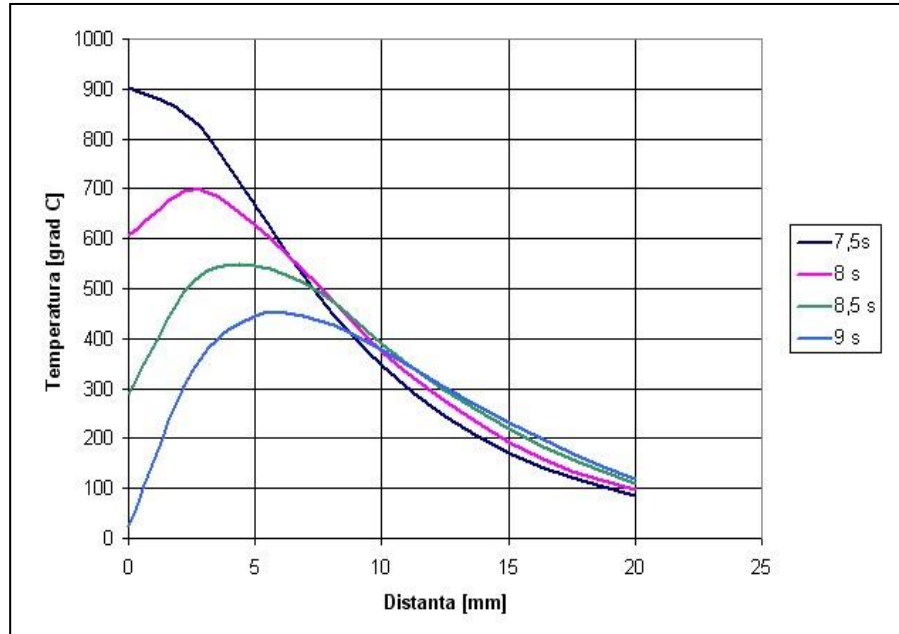


Fig. 5.12. Distribuția temperaturii în zona I (cazul II - $t_{fr}=7$ sec)

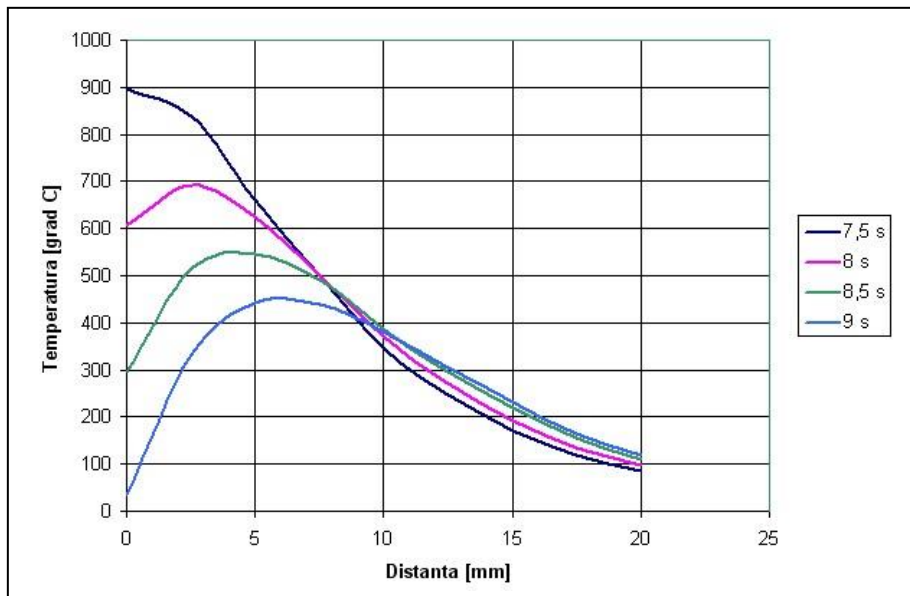


Fig. 5.13. - Distribuția temperaturii în zona II (cazul II - $t_{fr}=7$ sec)

5.5. Procese de transfer de masă prin difuzie.

La începutul secolului, Onsager a arătat că într-un sistem termodinamic, între gradientii unor parametri (numiți și forțe termodinamice generalizate) și fluxurile pe care le generează există relații liniare pe un anumit interval de valori (zona numită "aproape de echilibru"). Mai mult, un anumit gradient poate genera mai multe fluxuri, iar fiecare flux poate genera mai mulți gradienti. De exemplu, un gradient de temperatură generează un flux de căldură, dar poate genera și un flux de substanță, de sarcină electrică, etc. Astfel, fiecare tip de flux din sistem poate fi exprimat în funcție de toate tipurile de gradienti din sistem, factorii de proporționalitate purtând numele de *coeficienți fenomenologici*. Ei alcătuiesc matricea coeficienților fenomenologici, care este o matrice simetrică, după cum a demonstrat Onsager:

$$J_i = \sum_{k=1}^n L_{ik} X_k \quad (i = 1, \dots, n) \quad L_{ik} = L_{ki}$$

În afară de fenomenele de transport care tind să anuleze gradientii care le generează, deci se desfășoară spontan, fiind denumite generic *transport pasiv*, în entitățile materiale există fluxuri orientate împotriva acestor gradienti, pe care tind să-i amplifice. Ele poartă numele de *transport activ* și nu se desfășoară spontan, ci sunt cuplate la nivel microscopic cu hidroliza unor compuși macroergici sau cu alte fluxuri pasive.

Particularizând, se disting 4 tipuri de gradienti ce dau naștere la 4 tipuri de transport:

- difuzia*, migrarea unei substanțe de-a lungul unui gradient de concentrație (sau de potențial chimic)
- conducția termică*, transferul de căldură de-a lungul unui gradient de temperatură
- conducția electrică*, migrarea de sarcini electrice de-a lungul unui gradient de potențial electric
- vâscozitatea*, transferul de impuls mecanic de-a lungul unui gradient de viteză.

În cele ce urmează ne vom concentra asupra difuziei, fiind obiectul lucrării de față și fiind strâns legată de transferul de masă.

În ceea ce privește *statica* transferului de masă, aceasta permite calculul unor mărimi importante pentru manipularea utilajelor în care se realizează fenomenul de difuzie, prin aplicarea unor relații de bilanț de materiale și bilanț termic (când este cazul).

Ecuatiile de bilanț de materiale permit calculul unor mărimi ca: *debitul de absorbant* (în absorbție), *debitul de distilant* și de reziduu (în rectificare), *debitul de agent de uscare* (în uscare), cantitatea sau debitul de solvent (în extracție), etc.

Bilanțurile de materiale și bilanțurile termice se aplică în forme specifice fiecărei operații, deoarece fluxurile de materiale și de căldură depind de operația de separare. Bilanțul de materiale se întocmește cel mai bine când se folosește drept operație de separare *absorbția*. Aceasta considerându-se izotermă, bilanțul termic nu mai este necesar, ea devenind operație de referință în analiza transferului de masă.

Cinetica transferului de masă stabilește pachetul de relații care exprimă cantitativ *viteza procesului* în condiții de operare date. La stabilirea acestora trebuiesc cunoscute mecanismele care asigură transportul substanței în interiorul unei faze, respectiv a mecanismelor de transport dintr-o fază în altă fază.

Unul dintre principalele fenomene întâlnite la îmbinările sudate prin frecare este legat de transferul de masă prin difuzie. Studiarea acestui proces este extrem de importantă 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, 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.

Forțarea apropierei celor două suprafețe prin aplicarea presiunii de frecare conduce treptat la trecerea de la starea inițială (fig.5.14.a) la aplatizarea asperităților și fragmentarea impurităților, simultan cu mărirea suprafeței de contact la nivel atomic (fig.5.14.b).

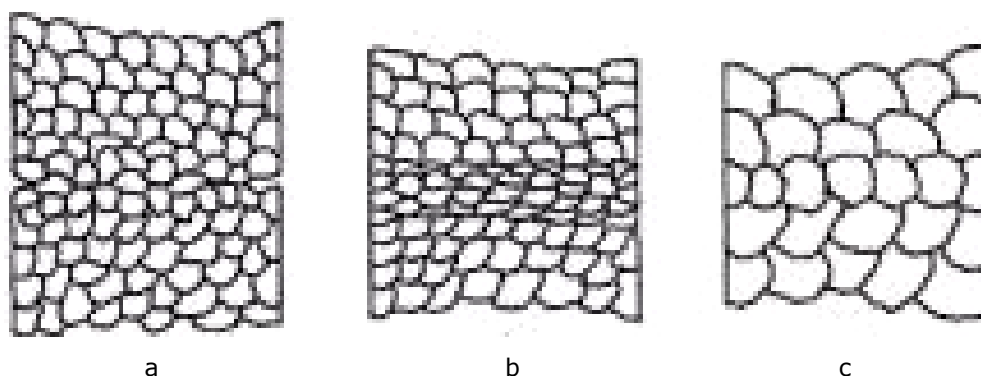


Fig.5.14. Etapele formării zonei de difuzie la îmbinările sudate prin frecare.

Legăturile puternice care se formează între atomii marginali, în această etapă, permit 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 petrece într-un timp scurt, iar eventualele goluri rămase sunt izolate de limitele grăunților aflați în creștere de recristalizare.

Eliminarea completă a acestora se produce în cea de-a treia etapă (fig.5.14.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 componentelor 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. Deci, deplasarea se produce întotdeauna în direcția în care scade gradientul concentrației, relația matematică având următoarea formă:

$$J = \frac{1}{S} \circ \frac{dm}{dt} = -D \circ \frac{dc}{dx} \quad (5.18)$$

unde:

J - fluxul de material, respectiv cantitatea de material sau element de aliere care trece prin suprafața **S**, perpendiculară pe direcția de difuzie, în timpul **t**.

S- suprafața prin care se produce deplasarea atomilor;

x - distanța pe care se deplasează atomii în timpul difuziei;

m - masa de atomi care s-au deplasat prin suprafața **S**, în timpul **t**;

c - concentrația în elementul de aliere studiat;

D - coeficientul de difuzie al elementului de aliere a cărui evoluție este urmărită.

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

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

Fluxul de material ce va trece prin primul plan va fi:

$$J = -D \circ \frac{\partial c}{\partial x} \quad (5.19)$$

Iar cel ce va trece prin celălalt plan va fi:

$$J + \circ \frac{\partial J}{\partial x} dx = -D \circ \frac{\partial c}{\partial x} - \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial c}{\partial x} \right) dx \quad (5.20)$$

Scăzând ecuația (5.19) din ecuația (5.20) se va obține:

$$\frac{\partial J}{\partial x} = -\frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (5.21)$$

Această ecuație arată ca mărimea fluxului cu distanța x este echivalentă cu mișcarea 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:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (5.22)$$

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:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (5.23)$$

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 fig.5.15 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 regăsește în concentrația CEA_1 în materialul M_1 și respectiv concentrația CEA_2 în materialul M_2 .

La momentul inițial, al începerii procesului de sudare prin frecare, concentrația în acest element este cea reprezentată printr-o linie continuă (a), observându-se trecerea bruscă de la concentrația materialului 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 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 variație a acestei concentrații va trece de la forma inițială (a) la forma (b), corespunzătoare îmbinării finale obținute.

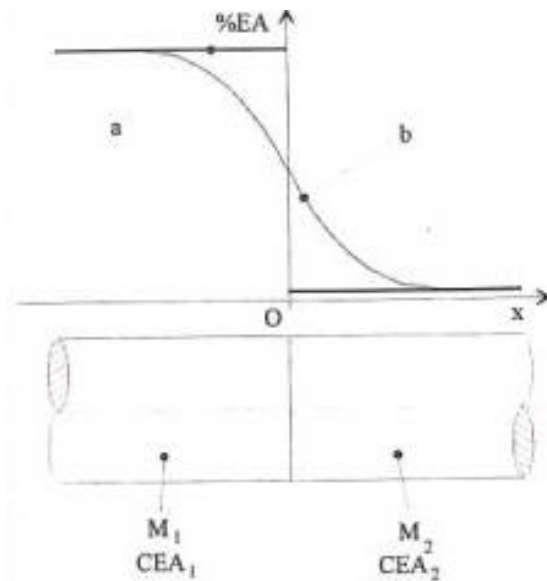


Fig.5.15. Variația concentrației unui element de aliere în cazul îmbinării sudate disimilare realizate prin frecare convențională.

Soluția ecuației diferențiale (5.23) este:

- pentru parte de creștere a valorii concentrației în elementul de aliere studiat:

$$c - c_1 = (c_2 - c_1) \left(1 - \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (5.24)$$

- pentru parte de scădere a valorii concentrației în elementul de aliere studiat:

$$c = c_1 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (5.25)$$

unde:

c - concentrația necunoscută a elementului de aliere studiat în (%);

c_1 - concentrația necunoscută a elementului de aliere studiat a materialului M_1 , în (%);

c_2 - concentrația necunoscută a elementului de aliere studiat la suprafața materialului M_1 , deci a materialului M_2 , în (%);

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

În realitate, difuzia se declanșează ca urmare a diferenței de concentrație pentru un element de aliere, între două puncte oarecare de 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:

$$D = D_0 e^{\frac{Q}{RT}} \quad (5.26)$$

unde:

D_0 – 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, se găsesc în literatura de specialitate, în 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 lege a lui Fick, ținând cont și de sistemul de axe, următoarea relație:

$$\frac{\partial}{\partial t} = D_{1,1} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \text{ pentru } -\infty < x < 0 \quad (5.27)$$

În mod similar, pentru materialul M_2 și coeficientul de difuzie al unui element de aliere EA_2 , în acest material ($D_{2,1}$), putem scrie următoarea relație:

$$\frac{\partial}{\partial t} = D_{2,1} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \text{ pentru } 0 < x < \infty \quad (5.28)$$

Pentru un element de aliere oarecare EA_i , putem scrie următoarea relație:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_{1,i} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \text{ și respectiv } \frac{\partial c}{\partial t} = D_{2,i} \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \quad (5.29)$$

Totodată pe interfața dintre cele două materiale trebuie respectată următoarea relație:

$$c(-0,t) = c(+0,t) \quad (5.30)$$

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:

$$D_{1,i} \frac{\partial c(-0,t)}{\partial x} = D_{2,i} \frac{\partial c(+0,t)}{\partial x}, c(+0,t) \quad (5.31)$$

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 celor două materiale pătrunde în materialul M_2 . Matematic acest lucru se poate scrie astfel pentru orice element de aliere i studiat astfel:

$$|\Phi_i(1)| = |\Phi_i(2)| \quad (5.32)$$

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

$$D_{1,i} = D_{2,i} \quad (5.33)$$

Ținând cont de aceasta, rezolvarea ecuațiilor diferențiale (5.29) conduce la următoarele soluții:

$$c(x,t) = c_1 + \frac{c_1 - c_2}{2} \left(1 + \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (5.34)$$

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

$$c(x,t) = c_2 + \frac{c_1 - c_2}{2} \left(1 + \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (5.35)$$

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

Având în vedere cele prezentate, s-a făcut un calcul al difuziei carbonului în cazul celor două componente din oțel sudate prin frecare, 17CrNiMo6 carburat – călit – revenit jos și respectiv 42CrMo4 îmbunătățit. Rezultatele procesului de difuzie a carbonului în zona de îmbinare au fost reprezentate în fig. 5.16.

Zona de difuzie a carbonului s-a considerat pe o distanță de 90 μm împărțită în cele două materiale îmbinate.

Concentrațiile carbonului în cele două materiale sunt:

42CrMo4 - 0,42%;

17CrNiMo6 - 0,17%.

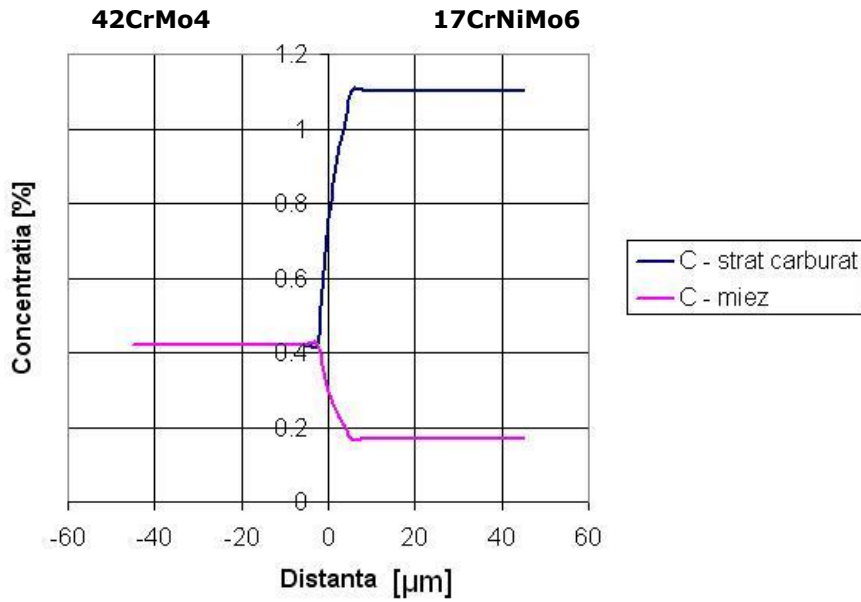


Fig. 5.16. Curba de difuzie a C – ului în zona de îmbinare prin frecare.
Ni

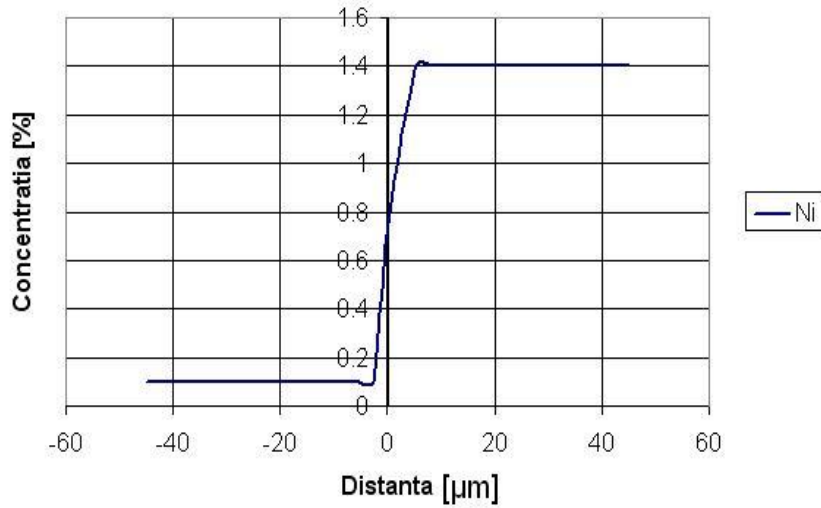


Fig. 5.17. Curba de difuzie a Ni – ului în zona de îmbinare prin frecare.

6. CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

Lucrarea de doctorat "**Aptitudinea la sudare prin frecare a oțelurilor tratate termic și termochimic**" se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei și ingineriei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită îmbinarea unor organe de mașini acoperite la suprafață cu straturi dure și rezistente la uzare, fructificând avantajele tehnico-economice oferite de tehnica sudării prin frecare.

Principalele concluzii și contribuții originale ale lucrării pot fi sintetizate astfel:

- 1 Procesul de sudare prin frecare a componentelor îmbunătățite și a celor carburate – călite necesită presiuni axiale de valori mai mari comparativ cu sudarea componentelor netratate termic. Prin aceasta s-a reușit o reducere a durității suprafeței, determinată de căldura dezvoltată la sudare, într-un domeniu foarte redus, situat de o parte și de alta a îmbinării. În acest fel, este posibil ca chiar la valori mici ale parcursului de frecare să se obțină o expulzare completă a stratului funcțional din planul îmbinării. Pierderea de material este mică, iar volumul bavurii este redus, fapt care constituie un avantaj pentru prelucrările ulterioare prin așchiere. Suplimentar, la sudarea cu presiuni axiale ridicate bavura prezintă o suprafață netedă și este lipsită de fisuri, astfel că îndepărtarea ei, în stare caldă, după finalizarea procesului de sudare va fi posibilă fără dificultăți.
- 2 La îmbinarea componentelor îmbunătățite din același material se recomandă totuși ca valorile presiunii axiale să nu depășească 200/300N/mm². Cu creșterea presiunii de frecare se accentuează efectul negativ al devierii fibrelor, iar gradientul de temperatură devine mai abrupt și transformarea martensitică în zona planului îmbinării nu va putea fi împiedicată; în consecință, apare o fragilizare a domeniului de îmbinare care nu va mai putea fi compensată de capacitatea mai înaltă de deformare plastică a porțiunilor învecinate de material.

- 3 Influența stratului carburat – călit asupra desfășurării procesului de sudare este relativ scăzută, întrucât s-a demonstrat că chiar la presiuni axiale reduse, după un timp de numai 1 s se ating temperaturi de cca. 1000 °C care favorizează o reducere pronunțată a durității suprafeței după primele rotații ale piesei astfel că stratul funcțional își pierde acțiunea de împiedicare a uzării.
- 4 Pentru realizarea unor îmbinări sudate lipsite de fisuri este necesară o expulzare completă din planul îmbinării a stratului durificat prin carburare – călire. În caz contrar, nu vor putea fi împiedicate fisurile în domeniul planului îmbinării care va conține resturi de strat în zona rădăcinii bavurii.
- 5 Temperaturile dezvoltate ca urmare a presiunilor axiale selectate favorizează difuzia carbonului din oțelul carburat în oțelul îmbunătățit pe o distanță de 80 - 100 μm. Curbele gradient de duritate pe secțiunea îmbinărilor sudate demonstrează dependența acestora de valorile presiunii axiale și a parcursului de frecare.
- 6 La sudarea prin frecare a combinației între două componente carburate – călite–revenite jos, principalul factor care determină expulzarea cât mai completă a stratului îmbogățit în carbon din planul îmbinării este parcursul de frecare. La valoarea parcursului de frecare de 3 mm, indiferent de presiunea axială selectată, rămâne o fâșie de strat neexpulzat a cărei grosime este de 20 – 50 μm.
7. Rezultatele analizelor efectuate la microsonda electronică coroborate cu investigațiile microstructurale și cu examinările sclerometrice reliefează formarea unei zone de difuzie a carbonului cu o microstructură martensito – bainitică formată în condițiile austenitizării de scurtă durată și a plastifierii pronunțate a materialului din porțiunea celor două suprafețe aflate în contact.
8. Efectuarea unui tratament termic ulterior de revenire favorizează îmbunătățirea caracteristicilor de tenacitate, iar suprafețele de rupere ale probelor testate prezintă la microscopul electronic cu baleiaj un caracter ductil.
9. Prezența straturilor nitrurate influențează raporturile de frecare la începutul procesului de sudare, deoarece formarea "podurilor" de sudură condiționate

164 Concluzii finale și contribuții originale - 6

adeziv va fi împiedicată. Dezvoltarea căldurii are loc mai întâi prin procese de uzare abrazivă. La depășirea temperaturii de 500°C acțiunea de împiedicare a adeziunii de către stratul nitrurat scade, iar formarea "podurilor" de sudură tipice acestui proces devine posibilă.

10. Urmare a influenței exercitate de stratul nitrurat asupra raporturilor de frecare, va fi îngreunat și transportul de material din centrul probelor. Pentru expulzarea completă a straturilor îmbogățite în azot din planul îmbinării se impune o prelungire corespunzătoare a parcurșurilor de frecare. Resturile mari de strat nitrurat rămase în planul îmbinării conduc la imposibilitatea realizării unei structuri sudate cu proprietăți satisfăcătoare.
11. Microstructura și adâncimea stratului nitrurat influențează procesul de sudare prin prelungirea fazei de lucru fără scurtare axială, iar mărirea parcurșului de frecare va constitui o soluție pentru expulzarea completă a stratului funcțional în baură.
12. Simularea câmpului termic prin metoda elementului finit demonstrează că odată cu creșterea timpului de frecare are loc o deplasare a vârfului de temperatură în faza de răcire pe distanțe din ce în ce mai mari, iar calculele de difuzie atestă o variație continuă a concentrației în C și în elemente de aliere pe distanțe de până la 20 μm, de o parte și de alta a planului de îmbinare.

În încheiere, se subliniază faptul că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a transformărilor fazice și structurale care se declanșează la sudarea prin frecare a oțelurilor cu gradient de compoziție chimică și microstructură diferite pe secțiunea transversală, reprezintă o contribuție originală.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al optimizării procesului de sudare cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a reacțiilor de interfață care au loc, face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea

PUBLICAȚII

**Reviste de specialitate din străinătate sau publicații (asimilabile revistelor)
sub egida unor organizații profesionale internaționale.**

Nr.Crt.	Titlul lucrării	Autorii	Publicația
1.	Researches regarding the influence of the concentration of the carbon and nitrogen upon the welding by friction of the steels	I. Mitelea I. Bordeasu A. Hadăr A. Moșilă	Revista de Chimie București, Chem. Abs. RCBUAU 57 (10) (997 – 1078), vol. 57, nr. 10, oct. 2006, p.1068 – 1072, ISSN 0034 - 7752
2.	Local Thermomechanical Treatment Regime for Friction Welded Joints from Dissimilar Nitrided – QT Steels	I.Mitelea A.Moșilă B.Radu	Advanced Materials Research Vol. 23 (2007) pp.225-228, Trans.Tech. Publications Ltd, Zürich, Switzerland

Reviste de specialitate românești cu circulație internațională.

Nr.Crt.	Titlul lucrării	Autorii	Publicația
1	Researches about the friction welding of the dissimilar refined – carburated components	I. Mitelea A. Moșilă	Revista Sudura, XVII – 2 / 2007, p. 16 – 23, ISSN 1453 - 0384

Reviste de specialitate din țară (reviste centrale ale universităților din Timișoara, București, Iași, Cluj).

Nr.Crt.	Titlul lucrării	Autorii	Publicația
1.	Modifications of structure and chemical composition by friction welding of carburated pieces	I. Mitelea A. Moșilă I. Uțu	Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Tom 51 (65), Fasc. 4, 2006, p.101 - 106, ISSN 1224 - 6077

Volumele unor manifestări științifice internaționale organizate în România (cu referenți științifici) și redactate integral într-o limbă de circulație internațională.

Nr.crt.	Titlul lucrării	Autorii	Publicația
1	The role of axial pressure for friction welding of QT – heat treated components.	I. Mitelea A. Moșilă B. Radu	Annals of the Oradea University. Fascicle of Management and Technological Engineering, 2006, p. 1049 – 1056, ISSN 1583 - 0691
2	Researches on the welding behaviour of nitrided steels in friction welding	I. Mitelea A. Moșilă M. Popescu	International Conference “Welding of Engineering Materials” 20 – 22 sept. 2006 Brașov, Editura Sudura Timișoara, 2006, p. 155 – 162, ISBN (10) 973 – 8359 – 44 - 9

BIBLIOGRAFIE SELECTIVĂ

- 1 Adam P. : Schwungradreibschweißen von Verdichter - Rotoren aus Titanlegierungen. DVS -Berichte Band 139, DVS Verlag Düsseldorf, 1991, p. 36-39 .
- 2 Ambroziak A ., Horn H . Lison R . : Reibschweißen von Werkstoffpaarungen mit Sondermetallen. Schweißen und Schneiden 42 (1990), Nr. 5, S. 224-227.
- 3 Appel, L., H. Cramer : Linear- und Orbitalreibschweißen, Fügeverfahren mit hohem Innovationspotential. JOIN-TEC Halle - 22.02 - 23.02.2005 , p.18-25.
- 4 Appel, L., H. Cramer, M. Serve: Verbessertes Reibschweißen von Mischverbindungen mit prozessintegrierter Induktionserwärmung. DVS-Berichte-Band 232 (2004), Seite 118 - 125.
- 5 Appel, L., H. Cramer, M. Serve: Einsatzmöglichkeiten des Reibschweißens mit prozessintegrierter Induktionserwärmung. Erfahrungsaustausch Reibschweißen 2004.
- 6 Appel, L., M. Serve, L. Baum, H. Cramer: MAG-Tandem-Auftragschweißen- ein neues leistungsfähiges Verfahren. DVS Berichtband 220 (2002), Seite 131-137.
- 7 Appel, L., M. Serve, L. Baum, H. Cramer: High-quality and economically viable coating by means of tandem gas-shielded metal-arc welding. Welding and Cutting 5 (2002), page 246-253.
- 8 Appel, L., T. Bschorr, H. Cramer: Bolzenschweißen an beschichteten Bleschen, Einsatzmöglichkeiten des Lichtbogenbolzenschweißens und des Reibschweißens. Tagung: Internationaler Erfahrungsaustausch der Schweißaufsichtspersonen , 17.11 - 18.11. 2005 in der SLV München.
- 9 Appel, L., A. W. E. NentWing: Reibschweißen von Stahl mit Aluminium. Der Praktiker (2000), Helt. 10, Seite 381 - 384.
- 10 Astakhov E.A.: Effect of detonation coatings on mechanical properties of products. Automaticeskaia Svarka ,2004 ,nr.6 , p. 56-57.
- 11 Bahrani A. S.: The joining of ceramics . Joining of materials . 4 (1992) Heft 1, Belfast Univ . U.K.
- 12 Boßlet J. ,Wahl G. : Vielseitigkeit und Vorzüge der Nitrocarburierung im

- Salzbad . Stahl '92 1(1992) , Nr. 2 , p. 89-93 .
- 13 Böhme, D., A.W.E. Nentwig, L. Appel: Friction Welding – an Innovative Joining Process. Tagungsband Welding & Joining 2000 Israel, pag. 40–51.
- 14 Chehaibon A.: Soudage laser: Les bénéfices des procédés hybrides (1-ere partie). Soudage et techniques connexes , 2004,vol. 58, nr.1/2, p. 33-38.
- 15 Cramer, H.,: Schweißen von Titanaluminiden. Pt-Jahresbericht: Titan-Aluminidlegierungen – eine Werkstoffgruppe mit Zukunft. 2002, Seite 71-81.
- 16 Cramer, H., A.W.E. Nentwig: Werkstoff- und Parameterotimierung zum Rotationsreibschweißen von Hartmetallen mit Stahl für Definierte Geometrien und Beanspruchungsfälle. Symposium "Neue Werkstoffe 2000" am 26.09.2000 in Munchen, Seite 377 – 390.
- 17 Dilthey U. , Eichhorn F., Maser D. : Untersuchungen der Eigenschaften und der Gefügeausbildung von Reibschweißverbindungen austenitischer Gußwerkstoffe. DVS Berichte Band 139, DVS Verlag, Düsseldorf, 1991 p. 3-9 .
- 18 Eckel C. : Zähigkeitsuntersuchungen an Reibschweißverbindungen aus un-und niedriglegierten Stählen. Dissertation T.V. Braunschweig , Schweißtechnische Forschungsberichte Band 31, Düsseldorf , 1990 .
- 19 Gaillard R . :Recherche sur la soudabilite' et le soudage par friction : cas des aciers . Soudage et Techniques Connexes . Nr. 5/6 1981 p. 160-171.
- 20 Grünauer H. : Reibschweißen von Metallen . Kontakt u. Studium ,Band 189, expert Verlag , Ehningen ,1987 .
- 21 Grünaer, H., A.W.E. Nentwig: Neues vom Reibschweißen. DVS-Jahrbuch Schweißtechnik (2001), Seite 86-92.
- 22 Hancock, R. – Friction Welding of Aluminium Cuts Energy Costs by 99%, Welding Journal, February 2004, p. 40-45.
- 23 Haugardy H.P. : Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle,Verlag Stahleisen mbH Düsseldorf , 1990 .
- 24 Horn H. , Grünauer H .: Reibschweißen von Metall mit Keramik. DVS Berichte, Band 139 , DVS Verlag Düsseldorf , 1991.
- 25 Huchel U. , Strämke S. : Das ELTROPULS – Plasma – Nitrierverfahren – ein Überblick Stahl '92 1(1992) , Nr. 2 , p. 98-100 .
- 26 Jonck R. : Stähle zum Nitrieren und Nitrocarburieren . Stahl '92 1(1992) Nr. 2 , p. 72-76 .

- 27 Karakozov E ., Egarov V. , Putev E . : Friction welding of dissimilar materials with heigh-pressure pulsed forging. *Welding International* 6 (1992) Nr.2, p. 121-123.
- 28 Kim Y.C.: Joint characteristics of dissimilar materials friction welds (II)-in the case of titanium-aluminium weld:Transaction of Japan welding research institute, 200, vol, 29, nr. 2, p, 91-96.
- 29 Kunst H. : Anlagen zum Nitrieren und Nitrocarburieren –Bewähartes und Neues . *Stahl '92* 1(1992), Nr. 2 , p. 66-71 .
- 30 Kunst H. ş.a.: Verschleiß metallischer Werkstoffe und seine Verminderung durch Oberflächenschichten. *Kontakt und Studium*, Band 99, Expert Verlag, Grafenau , 1982.
- 31 Laska R. , Felsch C . : *Werkstoffkunde für Ingenieure* . Friedr. Vieweg und Sohn Verlagsgesellschaft mbH Braunschweig / Wiesbaden 1992.
- 32 Liedke D. , Jönsson R. : Wärmebehandlung – Grundlage und Anwendungen für Eisenwerkstoffe. *Kontakt und Studium* Band 349 , expert Verlag , Ehningen 1991.
- 33 Liedtke D.: Nitrier - und Nitrocarburiervverfahren – Übersicht und Entwicklungstendenzen . *Stahl '92* 1(1992) , Nr. 2 , p. 61-65 .
- 34 Lison R . :Reibschweißen für Sondermetalle – Durchbruch durch Schutzflüssigkeit . *Technische Rundschau* 82 (1990) , Nr. 2 , p. 26-30 .
- 35 Liu H, et al.: *Trans. Jpn. Weld. Res. Inst.* Vol. 31 (2002), p. 193.
- 36 Liu H. ş.a. :Tensile properties and their heterogenity in friction stir welded joints of strain hardened aluminium alloy. *Transaction of Japan welding research institute*, 2002, vol, 31, nr. 2, p, 193-199.
- 37 Macherauch E, : *Praktikum in Werkstoffkunde* . Friedr. Vieweg u. Sohn Verlagsgesellschaft mbH Braunschweig/ Wiesbaden ,1992 .
- 38 McEnerney J.W.: *Pratiques recommandées pour le traitement thermique local apres soudage. Soudage et techniques connexes*, 1999, vol. 53, nr. 3/4, p. 13-22.
- 39 Meyer D. , Schober D. , Seifert H. : Einfluß von inneren Fehlern auf das dynamische Festigkeitsverhalten von Reibschweißverbindungen *Schweißen und Schneiden* 43 (1991) , Nr. 1 , p. 26-28 .
- 40 Mitelea I ., Radu B ., Mitelea S.: Metallkundliche Aspekte an Reibschweißverbindungen aus artverschiedenen Werkstoffen . *Buletinul Stiințific și Tehnic*

- al U .T .Timișoara ,Tom 38(52) , Seria Mecanică , 1993.
- 41 Mitelea I . , Radu B . : Reacții de interfață la sudarea prin frecare a unor oțeluri disimilare . Revista Metalurgia , Nr . 10 , 1991 , București .
- 42 Mitelea I .Radu B .: Mass transfer processes in case of dissimilar materials friction welding . Revista Sudura Nr .2 , 1994.
- 43 Mitelea I. ș.a.: Gasnitrieren der rostfreien Stähle mit "weich" martensitischen Gefüge. Scientific Bulletin of the "Politehnica " University of Timișoara, Transactions in Mechanics ,Tom 50(64), p. 25-30.
- 44 Mitelea I.ș.a.: Tratatamentul termic al oțelurilor și fontelor. Editura Didactică și Pedagogică București , 2005.
- 45 Nentwig A . W . E . : Beitrag zur Gütesicherung beim Reibschweißen. Schweißen und Schneiden 43 (1991) , Nr. 1, S. 39-43 .
- 46 Nentwig A.W.E. : Reibschweißen und Erfahrungsaustausch im Juni 1990 in München . Schweißen und Schneiden , 42 (1990) , Nr. 11 , p. 594-595.
- 47 Nentwig A.W.E., Welz W. , Tensi H.M. : Analyse des Reibschweiß-ablaufes beim Rotationsreibschweißen von metallischen Werkstoffen gleicher und unterschiedlicher Warmfestigkeit. DVS- Berichte Band 139, DVS Verlag, Düsseldorf ,1991 , p.10-14 .
- 48 Neumann A . , Schober D . : Reibschweißen von Metallen . DVS Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 107 , DVS – Verlag Düsseldorf , 1990 .
- 49 Neumann A. , Krause W. : Ein Beitrag zur Schaffung der Grundlagen für die Einschätzung der Reibschweißbarkeit von Werkstoffkombinationen. ZIS –Mitteilungen Halle 26 (1984) , Nr.1 , p. 79-86.
- 50 Nicholas E.D. : Friction processing technologies. Welding in the world, 2003, vol.47, nr.11/12, p. 2-9.
- 51 Nicholas E.D. : Linear – Reibschweißen . DVS Berichte Band 139, DVS Verlag , Düsseldorf , 1991 , p. 18-24 .
- 52 Ochi, H., a. o. – Friction Welding of 2017 and 6061 aluminium alloys to S45C carbon steel, Journal of the Society of Materials Science, Japan 45(4) , 1996, p. 459-464 .
- 53 Ochi, H., a. o. – Friction Welding using insert metal, Welding Journal, March 2004, p. 36-40 .
- 54 Peev A.P.ș.a. : Temperature distribution in near zone in explosion welding of

- dissimilar metals. Automaticeskaia Svarka ,2004 ,nr.4, p. 9-12.
- 55 Pekkari B.: Tendințe în sudarea și îmbinarea metalelor. Buletinul Institutului Național ISIM Timișoara, 2004, nr.2, p. 2-7.
- 56 Radu B . : Contribuții privind optimizarea procesului de sudare prin frecare a oțelurilor disimilare . Teză de doctorat , Timișoara , 1999 .
- 57 Rajamani G . P . , Shunmugam M . S . , Rao K .P. : Parameter optimization and properties of friction welded quenched and tempered steel . Welding Research Supplement 34 (1992) , Nr. 6 , p . 225-230.
- 58 Schaefer R . : Beitrag zum Reibschweißen der Energieumwandlung während des Schweißprozesses . Dissertation RWTH Achen , 1971 .
- 59 Schober D. : Qualitätssicherungssystem für das Reibschweißen an Stahlwerkstoffen . DVS-Berichte Band 139 , DVS Verlag, Düsseldorf , 1991 , p 64-68 .
- 60 Schober, D., L. Appel, H. Horn, J. dos Santos, P. Wiesner, H. Winkel: Status and future prospects of special welding processes – Part 2: Friction Welding. Welding and Cutting 55 (2003), No.1, page 24-28.
- 61 Schober, D., L. Appel, H. Horn, J. dos Santos, P. Wiesner, H. Winkel: Stand und Zukunftsaussichten der Sonderschweißverfahren Teil 1: Reibschweißen. Schweißen und Schneiden 54 (2002), Heft 9, Seite 502-509.
- 62 Schwalm M. : Anwendung moderner Qualitätssicherungsverfahren beim Reibschweißen . DVS –Berichte Band 139 , DVS Verlag Düsseldorf, 1991, p. 69-74.
- 63 Serve M., ș.a. : Wirtschaftlicheres Reibschweißen mit höheren Drehzahlen. Schweißen und Schneiden ,2004 ,nr. 4 p. 164-167 .
- 64 Serve, M., L. Appel, H. Cramer: More economically viable friction welding at higher rotational speeds. Welding & Cutting 3 (2004) No. 5, page 298 – 301.
- 65 Serve, M., L. Appel, H. Cramer: Wirtschaftliches Reibschweißen mit höheren Drehzahlen. Schweißen und Schneiden 56 (2004), Heft 4, Seite 164-167.
- 66 Shinoda T. : Recent topics of FSW technology in Japan. Welding in the world, 2003, vol. 47, nr.11/12, p. 18-23.
- 67 Shinoda T.: Welding in the World, Vol. 47 (2003), p.18 .
- 68 Simon H . , Thoma M . : Angewandte Oberflächentechnik für metallische Werkstoffe . Carl Hanser Verlag , München , Wien , 1985 .
- 69 Sisl V. , Kovacevic B. : Heat treatment in welding. Zavarivanje, 2002, vol.

172 Bibliografie

- 45,nr. 3/4 , p. 97-104.
- 70 Sisl V. , Kovacevic B. : Heat treatment in welding. Zavarivanje, 2002, vol. 45, nr. 5/6 , p. 155-164.
- 71 Spies H. J. : Kontrolliertes Gasnitrieren von Eisenwerkstoffen. Stahl'92 1(1992) , Nr. 2 , p. 77-83 .
- 72 Stanick G. : Ultrasonic testing on friction-stir-welded aluminium alloys. Welding and Cutting, 2002, nr. 6, p. 313-318.
- 73 Terasaki T., et. al.: Welding in the World, Vol. 47 (2003), p. 24 .
- 74 Terasaki T.,s.a. : Mechanical behaviour of joints in FSW. Welding in world, 2003, vol. 47, nr.11/12, p. 24-31.
- 75 Thienel P., Saß R. : Oberflächenbehandlungen von Spritzgießwerkzeugen. Metalloberfläche 45(1991),Nr.7,p. 313-322.
- 76 Thomas W. s.a. : Comstir –Compound motion for friction stir welding and machining. TWI Connect , 2003, nr.124, p. 8.
- 77 Weider C. , Pichard C. : Role du soufre et de la morphologie inclusionnaire sur le soudage par friction des aciers de construction mecanique. Soudage et Techniques Connexes , Nr. 6 , 1989 , p. 31- 41.
- 78 Weißbach W. : Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung . Friedr. Vieweg u. Sohn Verlagsgsellschaft mbH ,Braunschweig/Wiesbaden , 1990.
- 79 Welz W. u.a.: Arbeitsbedingungen zum Reibschweißen pulvermetallurgisch hergestellter warmfester Aluminiumlegierungen. DVS Berichte Schweißtechnische Gemeinschaftsforschung 89(1989), DVS Verlag Düsseldorf, p. 45-55 .
- 80 x x x : Wärmebehandlung von Stahl-Härten, Anlassen,Vergüten.Merkblatt 450, Stahl – Informations – Zentrum , Düsseldorf 1991.
- 81 x x x : Rapport on resistance welding and friction welding in Japan. Doc.IIW/IIS – III – 1063 – 96.
- 82 x x x : Rapport on resistance welding and friction welding in Japan . Doc.IIW/IIS – III – 1044 – 95.
- 83 x x x : Reibschweißen von metallische Werkstoffen; Merkmale und Herstellung der Verbindungen und Überwachung des Schweißprozesses. DVS –Merkblatt 2909 , Teil 2 , DVS – Verlag, Düsseldorf , 1993 .
- 84 x x x : Trivex tool for friction stir welding. TWI Connect ,2003, nr. 124, p. 1-2.
- 85 x x x : Wärmebehandlung von Stahlhärten, Anlassen ,Vergüten. Merkblatt 450, Stahl – Informations – Zentrum, Düsseldorf 1991 .