

**UNIVERSITATEA „POLITEHNICA” DIN TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ
CATEDRA SMTT**

**CERCETĂRI PRIVIND PROCESUL DE LIPIRE
TARE CU ALIAJE AMORFE A OȚELURILOR
INOXIDABILE ȘI REFRACTARE**

TEZĂ DE DOCTORAT

UNIV. „POLITEHNICA”	
TIMIȘOARA	
BIBLIOTECA CENTRALĂ	
Nr. volum	077.15
Dulap	369 Lit. Δ

Conducător științific:
Prof.dr.ing. Ion MITELEA

Doctorand:
Ing. Cosmin CODREAN

**Timișoara
2005**

CUPRINS

I. Stadiul actual al cercetărilor privind lipirea tare a oțelurilor inoxidabile și refractare.....	3
1.1 Definirea și clasificarea procedeelor de lipire.....	3
1.2 Bazele teoretice ale procesului de lipire.....	9
1.3 Lipirea tare. Posibilități și limite.....	19
1.4 Probleme specifice lipirii oțelurilor inoxidabile și refractare.....	33
1.5 Obiectivele cercetării.....	49
II. Cercetări experimentale asupra procesării aliajelor cu structură metastabilă pentru lipirea tare.....	52
2.1 Introducere.....	52
2.2 Alegerea compoziției chimice optime.....	54
2.3 Tehnici de formare a aliajelor prin răcirea ultrarapidă a topiturilor.....	65
2.4 Instalația de obținere a benzilor amorfe.....	70
2.5 Cercetări privind obținerea aliajelor de lipire la temperaturi înalte din familia Ni-Cr-Fe-B-Si-Co sub formă de benzi prin răcirea rapidă a topiturii.....	78
2.6 Concluzii.....	89
III. Microstructura și proprietățile aliajelor cu bază de Ni pentru lipire tare.....	91
3.1 Compoziția chimică, structura și proprietățile prealiajelor.....	91
3.2 Structura fină și microstructura benzilor procesate.....	97
3.3 Caracteristicile mecanice ale aliajelor livrate sub formă de benzi.....	102
3.4 Termostabilitatea benzilor elaborate.....	104
3.5 Concluzii.....	113
IV. Cercetări asupra procesului de lipire a oțelurilor inoxidabile cu aliaje din familia Ni-Cr-Fe-B-Si-Co având structură metastabilă.....	115
4.1 Lipirea în cuptor cu vid.....	116
4.2 Lipirea prin rezistență.....	121
4.3 Caracterizarea microstructurală a îmbinărilor lipite.....	132
4.4 Unele caracteristici mecanice al îmbinărilor lipite.....	144
4.5 Concluzii.....	149

V.	Modelarea câmpului termic la lipirea electrică prin presiune cu aliaje având structură metastabilă.....	151
5.1	Modelarea cu elemente finite.....	151
5.2	Analiza termică folosind metoda elementelor finite.....	156
5.3	Condiții la limită.....	158
5.4	Ipoteze simplificatoare.....	163
5.5	Condiții de frontieră.....	165
5.6	Discretizarea modelului.....	167
5.7	Câmpul termic la lipirea electrică prin presiune în puncte.....	171
VI.	Concluzii finale și contribuții originale.....	180
6.1	Concluzii finale.....	180
6.2	Contribuții originale.....	184
6.3	Probleme de viitor.....	185
	Bibliografie.....	186
	ANEXA I	196
	ANEXA II	211

CAPITOLUL I

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND LIPIREA TARE A OȚELURILOR INOXIDABILE ȘI REFRACTARE

1.1. Definirea și clasificarea procedeeleor de lipire

Lipirea este un procedeu, cu largă aplicabilitate, pentru îmbinarea materialelor metalice, ce se bazează pe procese termice.

În 1997 au avut loc două evenimente importante (“Joining ’97” – A 5-a Conferință Internațională de îmbinare a ceramicelor, sticlei și metalului, la Jena și a 14-a ediție a Târgului de specialitate de la Essen “Sudare-Tăiere”), care au demonstrat importanța lipirii printre procedeele de îmbinare termică. Totodată, s-au conturat două direcții esențiale cu privire la tendințele de dezvoltare în domeniu: pe de o parte, lipirea tare și moale au o importanță mare pentru materialele care nu pot fi sudate și la care lipirea cu adezivi nu oferă rezultate mulțumitoare, iar pe de altă parte, apar îmbunătățiri în ceea ce privește domeniul echipamentelor și al tehnicii proceselor de lipire, pentru asigurarea unor îmbinări lipite care să răspundă cerințelor de calitate actuale [96].

Stadiul actual al dezvoltării tehnologice impune extinderea domeniului de aplicare al pieselor cu structuri alveolare ușoare, dar de mare rezistență, al pieselor bimetalice și al pieselor cu configurație geometrică complexă. Toate acestea se realizează prin lipire tare, procedeu ce își găsește aplicații în domenii de vârf, cum sunt: aviația, vehiculele aerospațiale, centrale nucleare și electrice, sape de foraj, construcții de autovehicule [97].

Dacă până nu demult rolul lipirii tari a fost limitat la realizarea de îmbinări supuse la eforturi reduse, în care aliajul de lipire a fost privit ca un adeziv, tehnica actuală, bazată pe cunoașterea fenomenelor de bază ale proceselor de îmbinare prin lipire, dispunând de echipamente moderne (cuptoare cu atmosferă reducătoare sau

vid, instalații CIF), permite realizarea unor repere din oțeluri similare sau disimilare cu caracteristici ridicate de rezistență.

Lipirea este o operație prin care se realizează o îmbinare nedemontabilă, eterogenă, a unor piese metalice, prin intermediul unui aliaj de lipire topit, ce umectează materialul de bază solid, în prezența unui flux de lipire, gaz de protecție sau vacuum. Temperatura de lipire este întotdeauna mai mică decât temperatura de topire a materialului de bază, de aceea, față de sudare, lipirea este considerată un procedeu "rece".

Procesul de lipire presupune realizarea ciclului termic de lipire (figura 1.1), care reprezintă succesiunea în timp a valorilor temperaturii în zona de contact a materialului de bază cu materialul de adaos, caracterizând încălzirea, menținerea și răcirea în timpul lipirii.

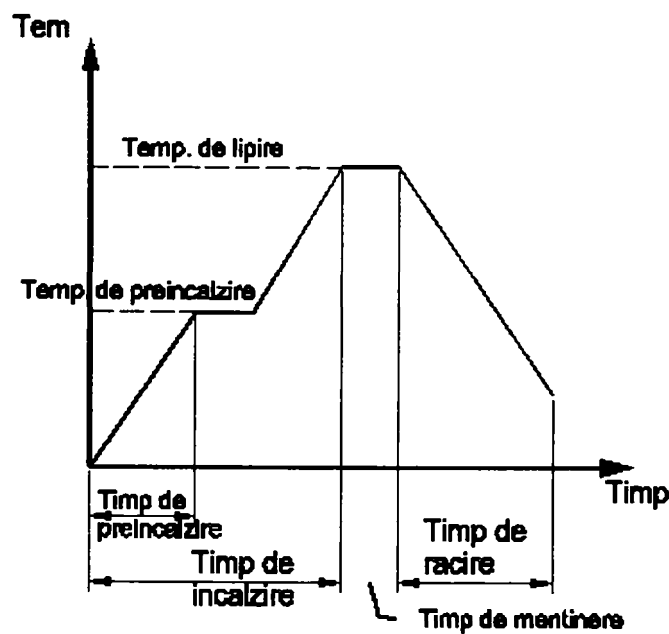


Fig. 1.1. Ciclul termic de lipire [19]

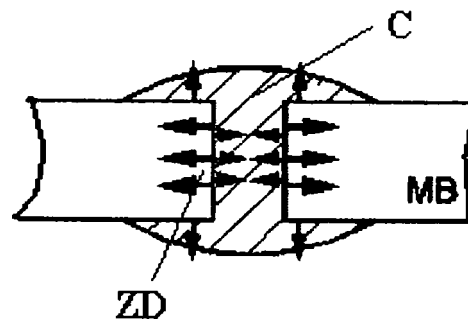


Fig. 1.2. Zonele caracteristice ale îmbinării lipite [32]

Îmbinarea lipită este element al construcției lipite, format din: cusătura lipită, zonele de difuzie (în cazul încălzirii generale), sau cusătura lipită și zonele influențate termic (în cazul încălzirii locale). În figura 1.2 se evidențiază zonele caracteristice ale îmbinării lipite.

Cusătura lipită (C) reprezintă zona îmbinării formată prin solidificarea materialului de adaos și caracterizată printr-o structură de turnare.

Zona de difuzie (ZD) este zona din materialul de bază caracterizată printr-o compoziție chimică modificată, datorită difuziei elementelor din aliajul de lipire.

Zona de aliere este limita dintre cusătură și materialul de bază, iar zona influențată termic (ZIT) reprezintă zona din materialul de bază a cărei structură, compoziție chimică și proprietăți au fost modificate prin operația de lipire.

În figura 1.3. este schițată desfășurarea procesului de lipire. Așa cum se poate observa, în vid, suprafața metalului oferă forțe de legătură nesaturate (fig 1.3.a). Când metalul este expus aerului, molecule de gaz (în special cele de oxigen) se atașează de suprafața metalului datorită forțelor de legătură nesaturate (fig 1.3.b). Aceste molecule de gaz pot reacționa cu suprafața metalului și forma un strat de oxizi. Prin saturarea forțelor de legătură se pierde reactivitatea suprafeței metalice și stratul de oxid format ar împiedica un contact intim între aliajul de lipit și suprafața metalului. Pentru a îndepărta acest strat se folosesc, la lipirea în atmosferă, decapanți care udă oxizii, îi îndepărtează chimic și împiedică formarea unui nou strat de oxid (fig 1.3.c și 1.3.d).

Dacă pe o suprafață astfel pregătită este pusă o picătură de topitură aceasta poate uda suprafața, îndepărtând de pe acea suprafață decapantul. Datorită saturării forțelor de legătură libere, se creează o legătură adezivă (fig. 1.3.e). Ca urmare a agitației termice a atomilor, la suprafața de separație se produce o pătrundere reciprocă între atomii materialului de bază și cei ai topiturii (difuzie), ceea ce duce la o creștere a aderenței (fig. 1.3.f). La răcire topitura se întărește și coeziunea crește.

Rezistența unei lipituri este dată de adeziunea atinsă și coeziunea a acesteia.

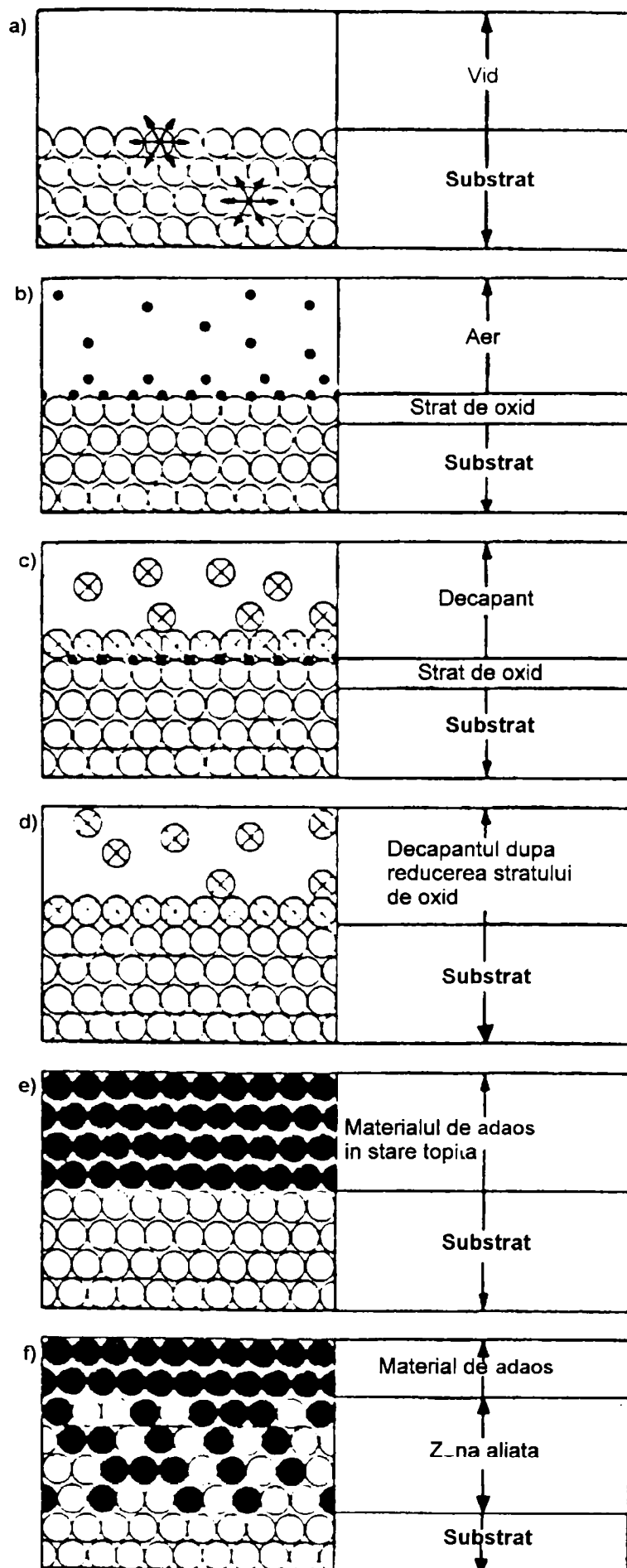


Fig. 1.3. Principiul lipirii [19]

Pentru ca o îmbinare prin lipire să corespundă cerințelor propuse este necesar a se lua în considerare acțiunea solicitărilor dinamice și statice, temperatura maximă a mediului și influența chimică sau corozivă a mediului asupra îmbinării lipite.

Comparând cele două procedee termice de îmbinare (sudarea și lipirea), se pot deduce avantajele și dezavantajele procesului de lipire [19, 34].

Între avantajele lipirii față de celelalte procedee de îmbinare se menționează:

- posibilitatea îmbinării de materiale de bază diferite;
- lipirea necesită doar o mică cantitate de căldură;
- lipirea produce neînsemnate oxidări ale suprafeței;
- lipirea permite îmbinarea materialelor de bază nemetalice și a materialelor nesudabile;
- prin lipire se realizează îmbinări compacte;
- locul lipiturii este un bun conducător termic și electric;
- lipirea permite o bună adaptare, de la caz la caz, a scopului de utilizare;
- lipirea produce doar o mică deformare a materialului;
- prin lipire se realizează îmbinări cu volum și greutate mai reduse decât prin sudare;
- lipirea permite obținerea unei îmbinări sigure a materialelor diferite;
- lipirea realizează la locul îmbinării o bună rezistență;
- lipirea permite mecanizarea și automatizarea procesului de lucru, putându-se îmbina mai multe părți în același flux tehnologic;
- lipirea permite îmbinarea în același timp a mai multor părți;
- toate metalele, cu excepția Be, Cr, Si, permit îmbinarea metalelor de același fel și a metalelor diferite.

Între dezavantajele lipirii se numără următoarele:

- rezistență redusă a îmbinării (mai ales la lipirea moale);
- risc crescut al coroziunii electrochimice;
- lipirea necesită o atenție deosebită la execuție;
- pregătirea rostului necesită atenție mărită;
- în timpul lipirii se pot produce incluziuni de flux nedorite;
- necesitatea îndepărtării resturilor de flux.

Procedeele de lipire se pot clasifica după mai multe criterii, între care putem aminti: criteriul temperaturii de lipire, criteriul modului de încălzire, criteriul modului în care se alimentează aliajul de lipire, etc [19, 20, 34].

În funcție de temperatura de topire a materialului de adaos, avem:

- lipire moale ($T_f \leq 450^\circ\text{C}$);
- lipire tare ($T_f > 450^\circ\text{C}$).

După scopul urmărit:

- lipire de îmbinare;
- lipire de încărcare (placare).

După modul de protecție a suprafeței metalului de bază, avem:

- lipire cu flux decapant;
- lipire cu gaz reducător;
- lipire cu gaz inert;
- lipire în vid.

După modul de folosire al aliajului de lipire, există:

- lipire cu aliaj aplicat pe metalul de bază încălzit;
- lipire cu aliaj așezat;
- lipire prin imersiune;
- lipire cu piese placate cu aliaj.

În funcție de modul de încălzire, putem avea:

- lipire cu flacăra;
- lipire cu blocuri încălzite;
- lipire în cuptor;
- lipire prin inducție;
- lipire prin rezistență.

După forma și mărimea rostului poate să existe:

- lipire capilară;
- lipire în rost;
- lipire de încărcare.

1.2. Bazele teoretice ale procesului de lipire

La prima vedere, procedeul lipirii pare simplu, dar obținerea unei îmbinări rezistente constituie o problemă complexă, deoarece în timpul lipirii au loc o serie de procese fizico-chimice complexe și variate.

În linii generale, procesul de lipire a două piese metalice are loc în următoarele etape [19, 20]:

- încălzirea materialului de bază până la o temperatură apropiată de temperatura de topire a aliajului de lipire;
- topirea aliajului de lipire;
- întinderea aliajului de lipire în stare lichidă pe suprafața metalelor de bază și umplerea cusăturii;
- dizolvarea metalelor de bază din zona cusăturii în aliajul de lipire aflat în stare lichidă și difuzia reciprocă a metalelor;
- răcirea și solidificarea aliajului de lipire.

Fenomenele fundamentale care apar în procesul de lipire sunt: umectarea, întinderea, capilaritatea și difuzia.

1.2.1. Fenomenul de umectare

Umectarea este fenomenul de interacțiune dintre aliajul de lipire și metalul de bază, încălzit la temperatura de umectare, ce se manifestă prin întinderea sau scurgerea aliajului de lipire pe suprafața materialului de bază.

Dacă o picătură de aliaj de lipit lichid L ajunge pe suprafața metalului solid M , aceasta va umecta suprafața și se va întinde mai mult sau mai puțin (figura 1.4). Pentru realizarea umectării și întinderii este necesar ca să nu fie împiedecat contactul intim dintre metal și topitură de către straturi de oxid sau impurități, și să existe o suficientă încălzire a materialului de bază și a aliajului de lipire, pentru a asigura o vâscozitate mică a topiturii.

În cazul ideal în care există suprafețe perfect plane și curate și nici un fel de reacție între topitură și metal, se poate descrie umectarea cu ajutorul ecuației

energetice a tensiunii superficiale dintre topitură și metal γ_{LM} și a metalului γ_M , respective a topiturii γ_L în raport cu mediul înconjurător (decapant, gaz protector sau vid).

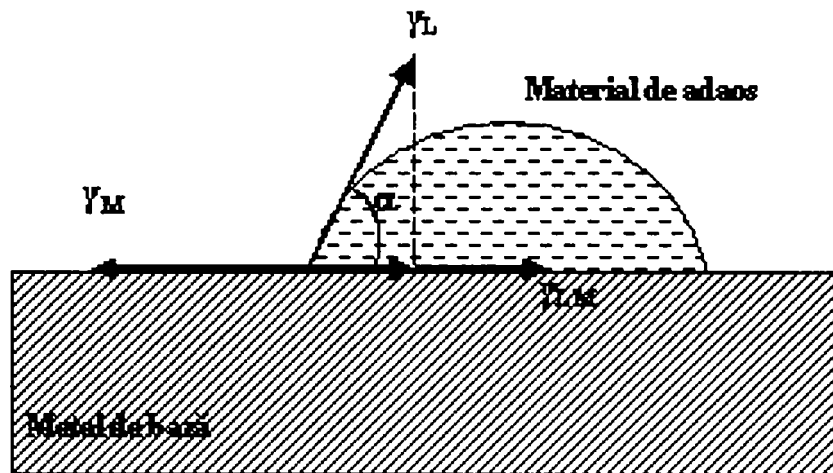


Fig. 1.4. Tensiunea superficială la umectarea unui metal solid de către topitură [19]

Dacă echilibrul forțelor verticale datorită rigidității suprafeței se poate neglija, echilibrul forțelor pe direcție orizontală ne duce la teorema Young [19, 20]:

$$\gamma_M = \gamma_{LM} + \gamma_L \cdot \cos(\alpha) \quad (1.1)$$

De aici se deduce unghiul de margine (de contact), ca măsură a capacității de umectare:

$$\cos(\alpha) = \frac{\gamma_M - \gamma_{LM}}{\gamma_L} \quad (1.2)$$

Umectarea este cu atât mai bună cu cât este mai mic unghiul de margine, respectiv cu cât este mai mare cosinusul acestuia. Prin urmare, umectarea crește cu: creșterea tensiunii superficiale a suprafeței γ_M și scăderea tensiunii superficiale a topiturii γ_L și a suprafeței de separație topitură - metal γ_{LM} . Diminuarea tensiunii superficiale dintre topitură și metalul solid γ_{LM} conduce la creșterea capacității de umectare dacă cele două elemente sunt dizolvabile total sau parțial în stare solidă

unul în altul, sau dacă formează legături intermetalice. Perechile de metale fără solubilitate reciprocă în stare solidă umezesc în general rău.

Așa cum se observă și în figura 1.5, unghiul de margine α este măsura capacității de umeectare.

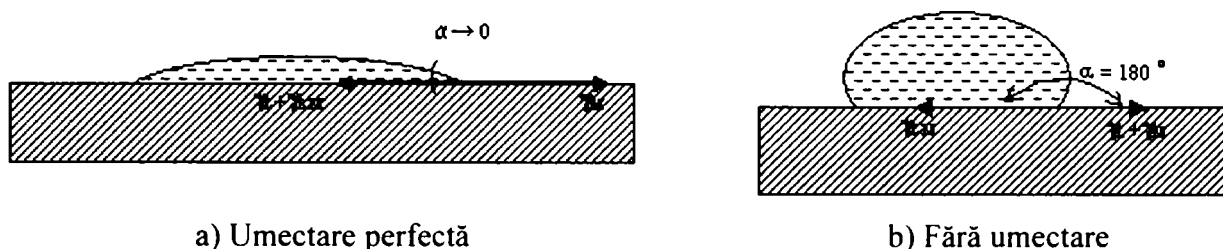


Fig. 1.5. Tensiunea superficială și unghiul de margine în cazul umectării perfecte și al neumectării [19]

La $\alpha = 0^\circ$ ($\cos\alpha = 1$) avem umectare perfectă și picăturile de topitură au tendința să se întindă pe suprafață până la crearea unui film subțire monomolecular. Acest caz apare când tensiunea superficială a metalului γ_M este mai mare decât tensiunea superficială a stratului intermediar γ_{LM} și a topituri γ_L .

La $\alpha = 180^\circ$ ($\cos\alpha = -1$) nu avem umectare, deci topitura ia formă de picături pe suprafața metalului.

La $0^\circ < \alpha < 180^\circ$ avem umectare parțială. Pentru o umectare suficientă la lipire se recomandă ca unghiul de umectare să fie $\alpha < 30^\circ$.

Factorii care influențează umectarea sunt [19, 34]:

- natura materialului de bază și a aliajului;
- valoarea direcției rezultantei tensiunilor superficiale;
- temperatura de lucru;
- starea suprafeței materialului de bază;
- capacitatea fluxurilor sau a gazelor de protecție de a curăți și menține curată suprafața metalului de bază în timpul lipirii.

1.2.2. Fenomenul de întindere

Întinderea se realizează când adeziunea între lichid și solid va fi mai mare decât coeziunea lichidului.

Micșorarea energiei superficiale în timpul umectării duce la o stare mai stabilă decât la începutul procesului. Așa numita energie de adeziune este o măsură a aderenței dintre faza solidă și cea lichidă. Ea dă lucrul mecanic specific (J/m^2) ce ar fi necesar pentru ridicarea (desprinderea) lichidului de pe corpul solid. Dimensiunea $J/m^2 = Nm/m^2 = N/m$ corespunde cu cea a tensiunii superficiale, deci valorile tensiunii superficiale și a energiei superficiale sunt egale. La procesul de desprindere apar două noi suprafețe astfel încât energia superficială este $\gamma_M + \gamma_L$. În schimb, suprafața metal - topitură dispare și energia superficială γ_{LM} devine liberă. Astfel energia de adeziune este [19]:

$$W_A = \gamma_L + \gamma_M - \gamma_{LM} \quad (1.3)$$

de unde rezultă:

$$W_A = \gamma_L (1 + \cos \alpha) \quad (1.4)$$

La umectare perfectă ($\alpha = 0^\circ$) rezultă $W_A = 2\gamma_L$. Pentru separare este necesară aceeași energie ca cea pentru formarea celor două noi suprafețe de graniță, de aceea energia maximă de adeziune corespunde energiei de coeziune. La umectarea parțială scade energia de adeziune cu creșterea unghiului de margine α . În cazul neumectării ($\alpha = 180^\circ$) $W_A = 0$, deci nu apare nici o aderență.

Valorile calculate pentru energia de adeziune nu fac posibilă o specificare cantitativă a capacității de lipire în stare solidă. Cauza constă în neglijarea posibilelor reacții fizico - chimice superficiale (dizolvări, formarea de legături intermetalice), în comportările diferite la dilatare a materialului de bază și materialului de adaos, tensiunile importante din suprafețele de graniță influențând comportarea la rupere. De aceea o bună umectare este o condiție necesară dar nu totdeauna suficientă pentru asigurarea unei lipiri bune.

Deoarece și în stare solidă metalele insolubile se pot lipi, ca de exemplu, oțel și plumb în vid, se poate deduce că lipirea adezivă a perechilor de metale poate fi destul de rezistentă. Tăria obținută depinde hotărâtor de curățirea suprafeței.

1.2.3. Fenomene de capilaritate

La cusăturile lipite, jocul dintre suprafețele pieselor de lipit este cât se poate de mic, formând un fel de tub capilar.

Efectul capilar, deci posibilitatea umplerii crăpăturilor mici depinde de tensiunea superficială. Prin umezirea pereților, pe măsura ce topitura urcă în tubul capilar se eliberează energie superficială, la partea superioară formându-se un menisc (figura 1.6). După Laplace, presiunea normală p_k se poate exprima funcție de razele de curbură r_1 și r_2 și tensiunea superficială γ_L [19].

$$p_k = \gamma_L \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1.5)$$

Pentru o fantă cu pereți paraleli de lățime b și lungime infinită $r_2 = \infty$, iar $r_1 = \frac{b}{2} \cdot \frac{1}{\cos \alpha}$. Rezultă că presiunea capilară de umplere va fi:

$$p_k = \frac{2 \cdot \gamma_L \cdot \cos \alpha}{b} \quad (1.6)$$

În cazul unei fante verticale presiunea superficială este echilibrată de presiunea hidrostatică datorată coloanei de lichid:

$$p_H = \sigma_L \cdot g \cdot h \quad (1.7)$$

unde:

σ_L = densitatea topiturii;

h = înălțimea la care urcă;

g = accelerația gravitațională (9.81 m/s^2).

Din egalitatea $p_K = p_H$ se determină înălțimea maximă de urcare a coloanei de lichid:

$$h = \frac{2 \cdot \gamma_L \cdot \cos \alpha}{b \cdot \sigma_L \cdot g} \quad (1.8)$$

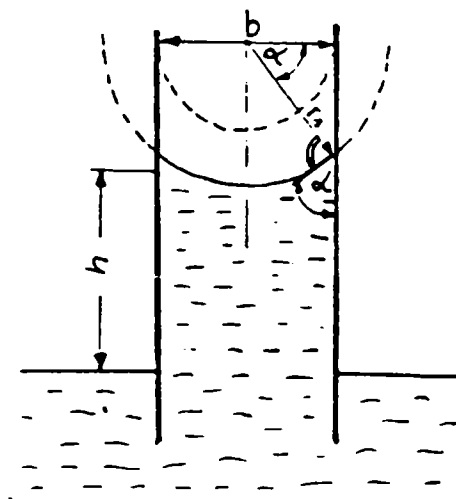


Fig. 1.6. Înălțimea de ridicare și presiunea capilară pentru materiale de adaos în stare lichidă. [19]

Din măsurători ale înălțimii de ridicare la fanta dată se poate determina mărimea tensiunii superficiale de graniță:

$$\gamma_M - \gamma_{LM} = \gamma_L \cos \alpha. \quad (1.9)$$

Pentru umplerea sigură a fantelor adânci de ordinul mm este nevoie de o presiune capilară de umplere $p_K > 50 \text{ mbar}$, ceea ce corespunde cu o lățime a fantei mai mică de $0,2 \text{ mm}$.

Din cele prezentate, rezultă că la două lipituri executate în condiții asemănătoare, cusătura se va umple cu atât mai bine cu cât tensiunile aliajului de lipire vor fi mai mari, cu cât acest aliaj va uda mai bine suprafața metalului de bază și cu cât vor fi mai mici jocurile dintre piesele de lipit.

1.2.4. Fenomenul de difuzie

Aliajul de lipire în stare topită reacționează cu metalul de bază. Deși această reacție este complexă, la baza ei stau următoarele procese:

- dizolvarea metalului de bază în aliajul de lipire în stare topită, cu formarea unei soluții lichide, care se descompune în faza de cristalizare;
- difuzia elementelor ce compun aliajul de lipire în metalul de bază, cu formarea unei soluții solide;
- reacția (difuzia reactivă) dintre aliajul de lipire și metalul de bază, cu formarea pe suprafața de separație a unor legături chimice intermetalice.

Ca atare, la lipire difuzează unul în altul atât elemente din materialul de adaos cât și din cel de bază. Drumul mediu de difuzie rezultă din a doua lege a lui Fick [19, 20]:

$$X^2 = 2 \cdot D \cdot t \quad (1.10)$$

unde t este timpul de difuzie, iar D este coeficientul de difuzie ce arată mobilitatea atomilor.

Coeficientul de difuzie D depinde de valorile D_0 și Q ale fiecărei combinații metal de bază - metal de adaos și crește cu creșterea temperaturii, conform relației [19, 20]:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \quad (1.11)$$

De aceea grosimea stratului de aliaj ce se formează este cu atât mai mare cu cât temperatura de lucru a materialului de adaos este mai aproape de temperatura de topire a materialului de bază (figura 1.7).

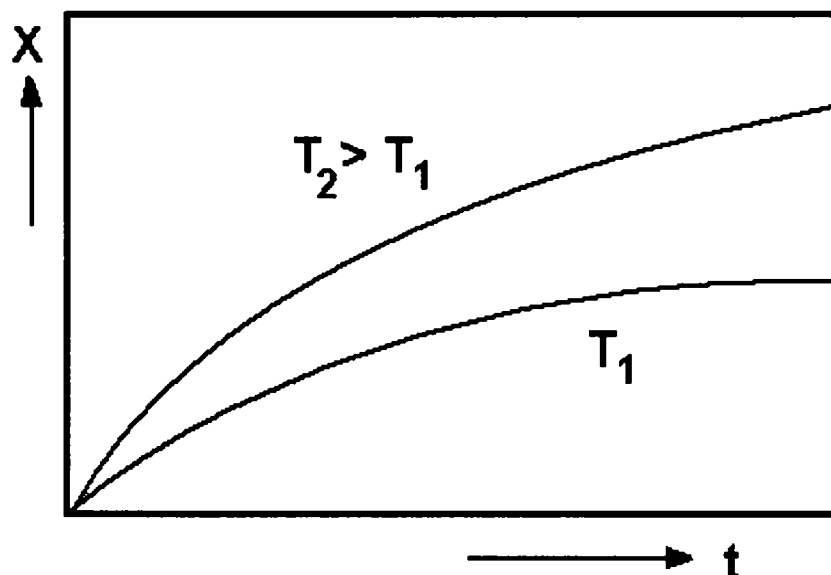


Fig. 1.7 Variația grosimii stratului de aliaj cu temperatura și timpul de lipire. [19]

Straturile aliate ce se formează constau dintr-o porțiune în care atomii topiturii difuzează în materialul de bază (X_M) precum și o porțiune în care atomii materialului de bază se amestecă cu atomii topiturii (X_L) (figura 1.8). Cercetări asupra mobilității atomilor în metale (așa numita difuzie naturală /proprie) în apropierea temperaturii de topire au arătat că valoarea coeficientului de difuzie în stare topită de la $D_1=10^{-4} \dots 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$, ajunge în stare solidă la doar $D_2=10^{-8} \dots 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$, de aceea este de așteptat ca straturile de difuzie să se afle în raport $X_L / X_M = \sqrt{D_1 / D_2} \approx 100$. [19]

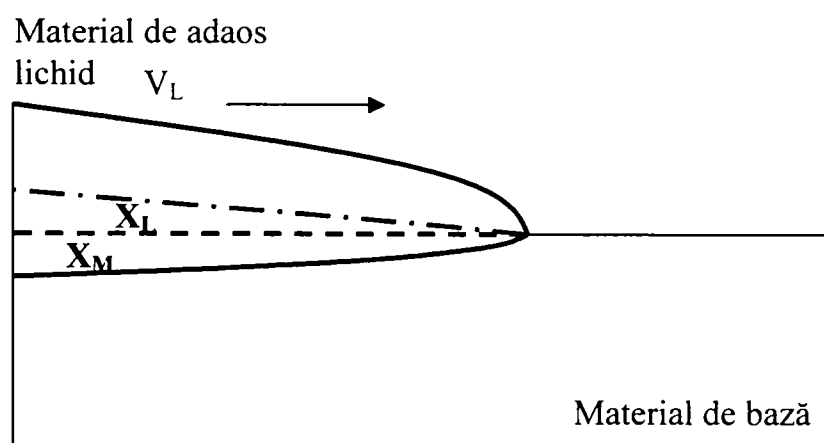


Fig. 1.8 Stratul de difuzie din metalul de bază (X_M) și din cel de adaos (X_L) [19]

Difuzia reactivă conduce la formarea de noi faze. Aceste sunt asemănătoare legăturilor chimice, caracterizate printr-un anumit raport stoichiometric al componentilor, formând în general structuri spațiale complicate cu slabe proprietăți mecanice. Straturile intermediare ce apar la lipire pot deveni vizibile microscopic dacă viteza lor de creștere este mare. Straturile intermediare sunt de regulă fragile și scad rezistența, în special la solicitări cu șoc.

Porozitatea fazelor intermetalice crește cu creșterea grosimii stratului. Dacă nu se evită crearea acestor straturi intermediare prin alegerea unui sistem metal de bază - metal de adaos corespunzător atunci trebuie utilizați parametri tehnologici ce micșorează apariția acestor straturi (temperatură și timp de lipire de valori reduse). Posibilitatea distrugerii legăturilor intermetalice printr-un tratament termic aplicat ulterior lipirii se folosește la lipiri la temperaturi înalte ce nu sunt pe bază de Ni.

Difuzia nu decurge totdeauna uniform în toate punctele suprafeței piesei (așa numită difuzia volumică) ci, în unele cazuri, constituienții lipiturii difuzează la limita de grăunți mult mai rapid decât în interiorul grăunților (așa numita difuzie la limita de grăunți). Aceasta se explică prin pătrunderea topiturii între grăunți, care, datorită tensiunilor preexistente, se pot rupe (așa numita fragilitate).

1.2.5. Formarea microstructurilor îmbinărilor lipite

Structura lipiturii prezintă un caracter zonal (figura 1.9). Materialul de bază neinfluențat **A** este urmat de o zonă influențată termic **B**, în care materialul de bază suferă modificări structurale prin recristalizare și mărirea cristalelor. În această zonă pot apărea limite de grăunți îngroșate ca urmare a difuziei la limita de grăunți. Stratul de aliaj **C** face trecerea de la materialul de bază la materialul de adaos; el poate – în special la lipirea moale – fi așa de subțire încât nu poate fi evidențiat microscopic. La acesta se adaugă o zonă cu material de adaos nemodificat **D**.

Zonele mai sus menționate nu trebuie întodeauna să fie prezente. Astfel zona influențată termic **B** este prezentă doar când materialul de bază suferă modificări structurale la temperatura de lipire. Stratul de aliaj **C** ia naștere doar când materialele sunt solubile unul în altul, de exemplu la crearea legăturilor

intermetalice. Zona cu material de adaos nealiat poate dispărea la lipiri la temperaturi mari și cu durată mare.

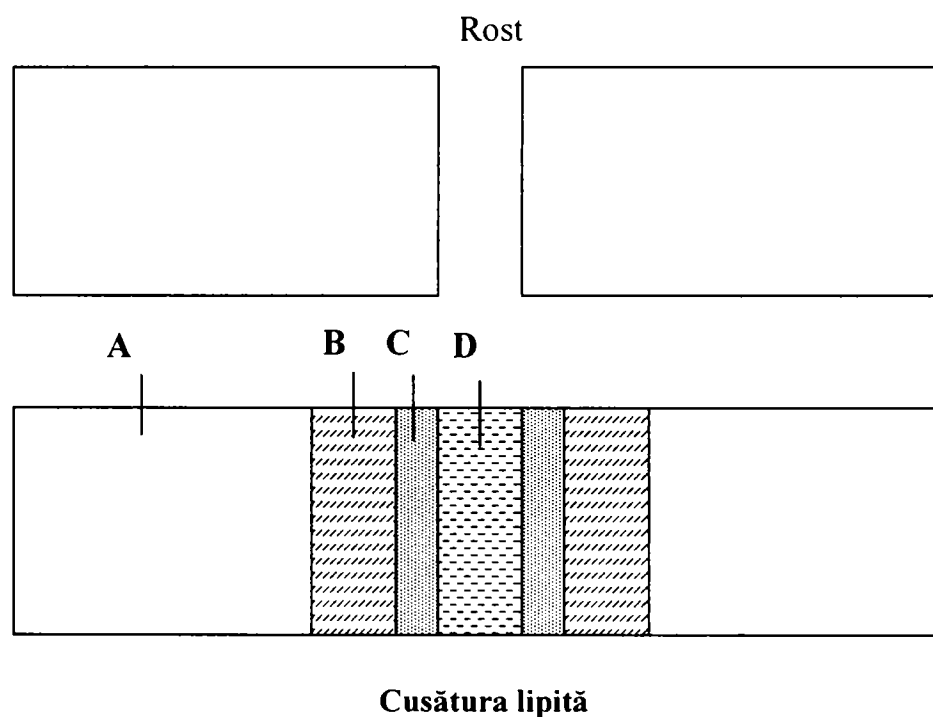


Fig. 1.9. Zonele îmbinării lipite [19]

Cercetarea constituenților structurali ce apar la lipire se poate efectua cu ajutorul diagramei de echilibru fazic a aliajului utilizat, diagramă ce prezintă de regulă reacție eutectică.

Deoarece fazele solide și lichide ale aliajelor de lipire în timpul topirii diferă, compoziția se schimbă treptat, pe măsură ce temperatura crește. Dacă în procesul de lipire apar condiții favorabile curgerii, e posibil ca faza lichidă să se separe de faza încă netopită. Această separare artificială a fazelor se numește **licuație**.

Fenomenul de licuație este tipic aliajelor cu interval mare de cristalizare.

Când aliajul de lipire este solubil în metalul de bază în stare solidă, în procesul de lipire va predomina difuzia în metalul de bază a unor elemente ce compun aliajul de lipire. În acest caz, în stratul din metalul de bază care intră în contact nemijlocit cu aliajul de lipire în stare topită, se obține o soluție solidă în care va predomina metalul de bază.

Dacă metalele ce intră în compunerea aliajului de lipire și a metalului de bază pot forma între ele compuși chimici definiți, atunci la limita de separație se va produce o reacție chimică.

Pe baza proceselor de reacție fizico – chimice între aliajul de lipire și metalul de bază, la limita de separație se constată de cele mai multe ori un strat intermediar de combinații chimice. Compușii intermetalici asigură o bună legătură între aliajul de lipire și metalul de bază, dar în cazul în care stratul acestor combinații este mare rezistența lipiturii scade foarte mult, datorită fragilității compușilor intermetalici.

Concluzionând, putem afirma că pentru a fi eficientă îmbinarea lipită, materialul de adaos trebuie să intre în contact cu metalul de bază, fără:

- difuzie necontrolată în acesta;
- diluție (aliere cu metalul de bază);
- să erodeze suprafața metalului de bază;
- să formeze constituenți duri și fragili.

1.3. Lipirea tare. Posibilități și limite

Lipirea tare (brazarea) este un procedeu de lipire la care temperatura de topire a aliajului de lipire depășește 450°C.

Aliajul de lipire umectează metalul de bază și pătrunde prin capilaritate în rostul format de către piesele de lipit.

Prin acest procedeu se pot îmbina metale diferite, nemetale cu metale, neexistând restricții privind grosimea componentelor.

Brazarea realizează o protecție bună a metalului de bază, o excelentă distribuție a tensiunilor și deformațiilor, putându-se realiza îmbinări de mare precizie.

1.3.1. Materiale de adaos

Din categoria materialelor de adaos utilizate la lipirea tare fac parte aliajul de lipire și decapantul.

Aliajele de lipire sunt aliaje sub formă de sârme, vergele, table, bare, granule sau pulberi, cu ajutorul cărora se îmbină materialul de bază.

În cazul brazării, aceste aliaje trebuie să îndeplinească câteva condiții [19, 20, 34]:

- compoziția chimică să fie garantată de producător;
- să aibă temperaturi de topire inferioare față de metalul de bază;
- să aibă caracteristici optime de tensiune superficială, pentru a asigura o bună întindere și aderență pe suprafața de lipit;
- unghiul minim de umectare să fie sub 75° (recomandabil în jur de 15°);
- să asigure rezistență mecanică și rigiditate lipiturii;
- să aibă suprafața curată, netedă, fără fisuri, stratificări sau incluziuni;
- coeficientul de dilatare liniară să fie aproximativ egal cu cel al metalului de bază, pentru a nu se produce fisuri sau crăpături la cristalizare;
- să asigure rezistența la coroziune a îmbinării în mediul de folosire;
- să aibă preț de cost scăzut.

În tabelul 1.1 sunt exemplificate câteva familii de aliaje pentru lipirea tare.

Tabelul 1.1 Aliaje pentru lipirea tare

FAMILIE DE ALIAJE	SIMBOL	COMPOZIȚIE CHIMICĂ ÎN [%]	T _{lucru} [°C]	DOMENIU DE UTILIZARE
Cu-P	BCuP	7,5-8,5P; rest Cu	715	Lipirea Cu și alamelor
	B _{Ag} 2CuP	1,2-2,5Ag; 5,9-6,5P; rest Cu	710	
	B _{Ag} 5CuP	4,5-5,5Ag; 5,5-6,5P; rest Cu	710	
	B _{Ag} 15P	14,5-15,5Ag; 4,5-5,5P; rest Cu	710	

Al-Si	BA192,5Si	6,8-8,2Si; rest Al	605 ... 615	Lipirea metalelor și aliajelor cu Tf ≥ 620°C
	BA190Si	9-10,5Si; rest Al	595 ... 605	
	BA188Si	11-13,5Si; rest Al	590 ... 600	
Ag-X	BAG50Cd	49,5-50,5 Ag; 16-18 Cd; 14-16 Cu; rest Zn	640	Lipirea metalelor nobile
	BAG20Cd	14,5-20,5 Ag; 14-16 Cd; 39-41 Cu; rest Zn	750	Lipirea oțelurilor, fontelor a Cu, Ni și aliajelor lor
	BAG20	19,5-20,5 Ag; 43-45 Cu; 0,1-0,3 Ni; rest Zn	810	Lipirea aliajelor de Cu
	BAG55Sn	54,5-55,5 Ag; 20,5-22,5 Cu; 2,5-4,5 Sn; rest Zn	650	
	BAG48MnNi	47,5-48,5 Ag; 15-17 Cu; 4-5 Ni; rest Zn	700	Lipirea metalelor dure ale W, Mo și aliajelor lor

Decapanții au rolul de a curăți suprafețele componentelor (figura 1.10) și de a le proteja pe durata operației de lipire. Ei trebuie să intre în acțiune la o temperatură inferioară celei de topire a aliajului.

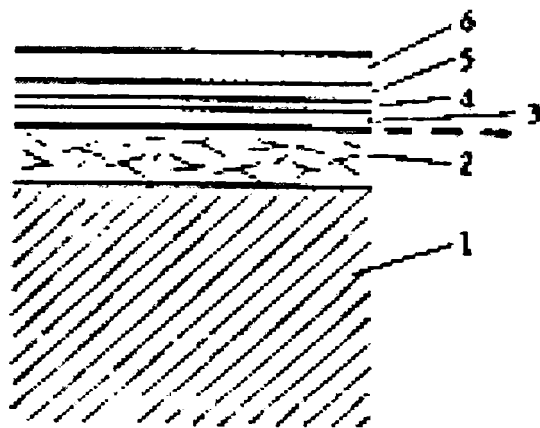


Fig. 1.10. Straturile superficiale pe suprafața unui metal netratat [19]:
1 – metal; 2 – zonă deformată la suprafața metalului; 3 – strat de oxid;
4 – gaze absorbite; 5 – apă absorbită; 6 – strat de molecule polarizate

Îndepărtarea oxizilor cu ajutorul decapantului se utilizează mai ales la lipiri în aer și în puține cazuri în atmosferă protectoare. Decapanții sunt în general acizi sau substanțe care la încălzire formează acizi.

Efectul decapantului se bazează pe faptul că umectează oxizii metalului, îi reduce, iar produsele ce apar sunt dizolvate și îndepărtate. În continuare, decapantul trebuie să protejeze suprafața metalului de acțiunea aerului, iar la temperatura de lucru, acesta trebuie să-i permită metalului topit să pătrundă complet în rost.

La alegerea decapantului trebuie ținut cont de următoarele cerințe [19, 34]:

- decapantul trebuie să aibă proprietăți bune de umectare și întindere pe oxidul metalului, pentru ca locul lipirii să fie complet umezit cu un strat gros și uniform de decapant care rămâne la temperatura de lipire;
- decapantul trebuie să fie capabil să reducă oxidul superficial;
- temperatura de lucru a materialului de adaos trebuie să se situeze în zona de activitate a decapantului, temperatura de umezire a decapantului situându-se cel puțin cu 50°C sub temperatura de lucru, pentru a asigura o îndepărtare completă a oxizilor la atingerea temperaturii de lucru. Decapantul nu are voie să se decompună în domeniul de temperatură de lucru chiar la timpi de lipire mai mari pentru ca protecția la oxidare a zonei de lipit să fie asigurată;
- decapantul trebuie să aibă capacitate mare de dizolvare a oxizilor metalici în cazul fantelor subțiri, pentru ca să ajungă să dizolve complet oxizii. Capacitatea de dizolvare a majorității decapanților depinde de temperatură și de felul oxidului, situându-se între 0,1 ... 10%;
- decapantul trebuie să aibă în intervalul de temperatură de lucru o vâscozitate între 0,1 și 1 Pa s. Pe de o parte trebuie să fie destul de fluid, pentru a putea fi îndepărtat de materialul de adaos și în fante înguste, iar pe de altă parte destul de vâscos pentru a adera la suprafață în cazul lipirii în poziții dificile;
- decapantul trebuie ca după terminarea lipirii să poată fi îndepărtat ușor, de exemplu, prin spălare cu apă. Acest lucru este important în special pentru decapanții corozivi.

Decapantul poate conține aditivi ce reduc tensiunea superficială a materialului de adaos lichid și astfel măresc capacitatea acestuia de umectare.

Deoarece decapanții conțin chimicale ce pot dăuna corpului uman trebuie acordată mare atenție în timpul lucrului, în special evitării contactului cu pielea, iar locul de muncă trebuie bine aerisit.

În tabelul 1.2 sunt prezentate fluxuri utilizate la brazare.

Tabelul 1.2 Fluxuri utilizate la brazare

Denumire	Compoziția chimică	Temperatura de lucru [°C]	Domeniu de utilizare
FL10	Fluoruri higroscopice	Min 550	Lipirea Al și aliajelor sale
FL20	Fluoruri nehigroscopice	Min 550	
FH10	Cloruri și fluoruri higroscopice	550 - 800	De uz general
FH11	Fluoruri nehigroscopice	550 - 800	Lipirea Cu-Al
FH12	Bor, compuși de bor, fluoruri simple și complexe	550 - 800	Lipirea OL inoxidabile
FH20	Compuși de bor și fluoruri	700 - 1000	De uz general
FH21	Compuși de bor	750 - 1100	
FH30	Compuși de bor, fosfați, silicați	min 1000	Lipirea alamei și a Cu
FH40	Cloruri, fluoruri fără bor	600 - 1000	Lipituri unde borul este interzis

1.3.2. Tehnologia de lipire tare

Tehnologia realizării îmbinărilor prin brazare presupune parcurgerea următoarelor etape:

- ✓ pregătirea componentelor; Această etapă presupune curățirea componentelor prin degresare, decapare, curățire mecanică, precum și, în unele cazuri, preacoperirea cu aliaj de lipire.

- ✓ încălzirea la temperatura de activare a fluxului decapant și aplicarea acestuia;
- ✓ aplicarea aliajului de lipire;
- ✓ răcirea, solidificarea, curățarea resturilor de flux.

Pregătirea componentelor presupune și realizarea rostului. Locul lipirii trebuie conceput astfel încât distanța de curgere a topiturii să nu fie prea lungă. Trebuie prevăzută o magazie de topitură în interiorul suprafețelor de lipit (fig. 1.11). Topitura trebuie să curgă pe cât posibil din interior spre exterior pentru a îndepărta decapantul spre exterior. Construcția trebuie să aibă o scurgere pentru decapant pentru ca acesta să nu rămână inclus în interior.

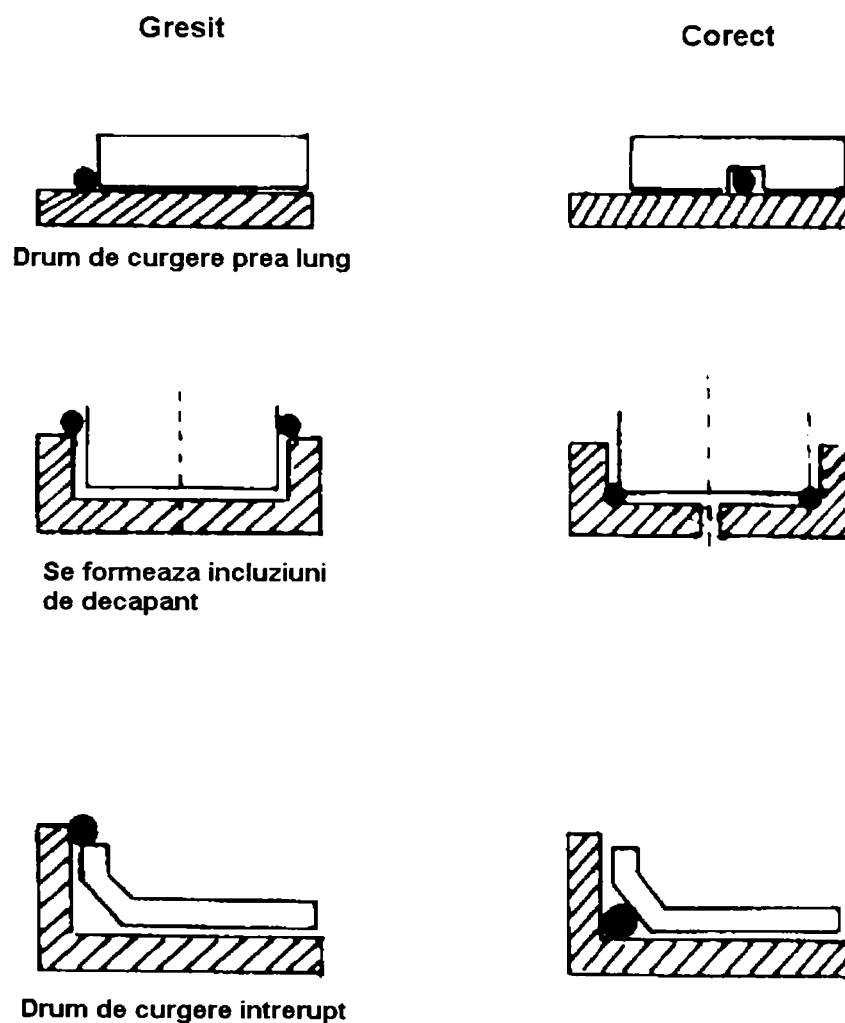


Fig. 1.11 Construcții corecte sau nu din punctul de vedere al curgerii materialului de adaos [19]

În ceea ce privește etapa de încălzire, trebuie avut în vedere că la lipire se derulează una după alta mai multe procese, ce necesită fiecare un anumit timp. De aceea este necesar ca la lipire să nu se încălzească locul lipirii prea repede. Acest lucru este foarte important în special la lipirea cu decapant. În acest caz trebuie să se desfășoare următoarele procese:

- apa conținută în pasta sau decapantul lichid trebuie să se evapore;
- sărurile conținute în decapant conțin apă în structură care trebuie evacuată;
- decapantul trebuie să reacționeze cu oxizii și să-i dizolve;
- la temperatura de lipire metalul de adaos trebuie să îndepărteze decapantul;
- atomii din materialul de bază trebuie să difuzeze în materialul de adaos topit.

Pentru ca aceste procese să decurgă toate, trebuie să existe un timp minim de lipire. Acesta este de 5 până la 10 s. Acesta poate fi mai mic pentru piese mărunte iar pentru piese mari poate fi mai mare.

Pe de altă parte însă, timpul de lipire trebuie limitat pentru a nu permite:

- saturarea decapantului în oxizi, întrucât are o capacitate limitată de reducere a acestora;
- deteriorarea caracteristicilor materialului de bază.

Timpul maxim de lipire în aer cu decapant este de cca. 3 min. Dacă în practică se obține un timp mai mare atunci cantitatea de căldură în fiecare fază nu este suficientă și trebuie aleasă o sursă cu putere mai mare.

Și direcția de introducere a căldurii este importantă în procesul de lipire, mai ales la folosirea formelor de lipit. Pentru ca materialul de adaos topit să curgă și să umezească materialul de bază, trebuie ca locul de lipire să fie încălzit la temperatura de lucru. Dacă piesa se încălzește doar dintr-o parte pe care se găsește sursa de căldură sau pe care se va pune materialul de adaos, acesta, ajuns în stare lichidă, nu va putea să curgă prin întreaga fantă deoarece locul mai depărtat din fantă nu are temperatura de lucru. Forțele capilare nu pot acționa deoarece acestea acționează doar la lichide ce udă, deci materialul de adaos trebuie mai înainte să umezească materialul de bază când acesta a atins temperatura de lucru. Apare astfel pericolul ca materialul de adaos să umezească zone învecinate cu rostul de lipire și astfel să se îndepărteze de zona ce trebuie lipită. Când și zonele îndepărtate ating temperatura

de lucru s-ar putea ca să nu mai fie destul material de adaos pentru a efectua lipitura. Variația de temperatură cu timpul la încălzirea directă și folosirea forme de lipit este arată figura 1.12.

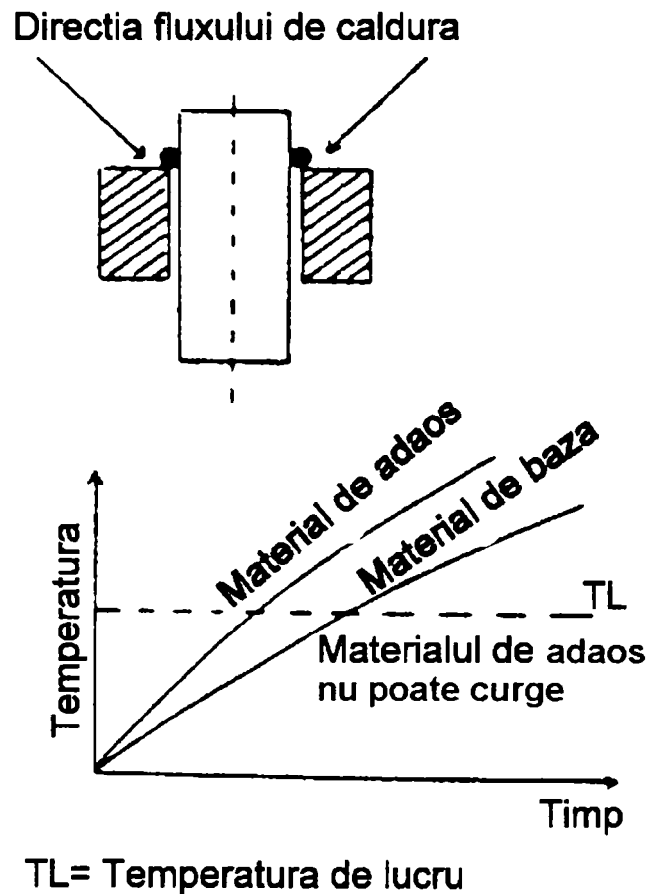


Fig. 1.12 Variația temperaturii la încălzirea directă [19]

Dacă se încălzește zona opusă depozitului de material de adaos se va încălzi întreaga fantă la temperatura de lucru înainte ca materialul de adaos să devină fluid, acesta putând apoi să pătrundă pe toată lungimea fantei și să umezească piesele. Materialul de adaos curge întotdeauna către sursa de căldură astfel că în acest caz forța capilară va fi ajutată (figura 1.13).

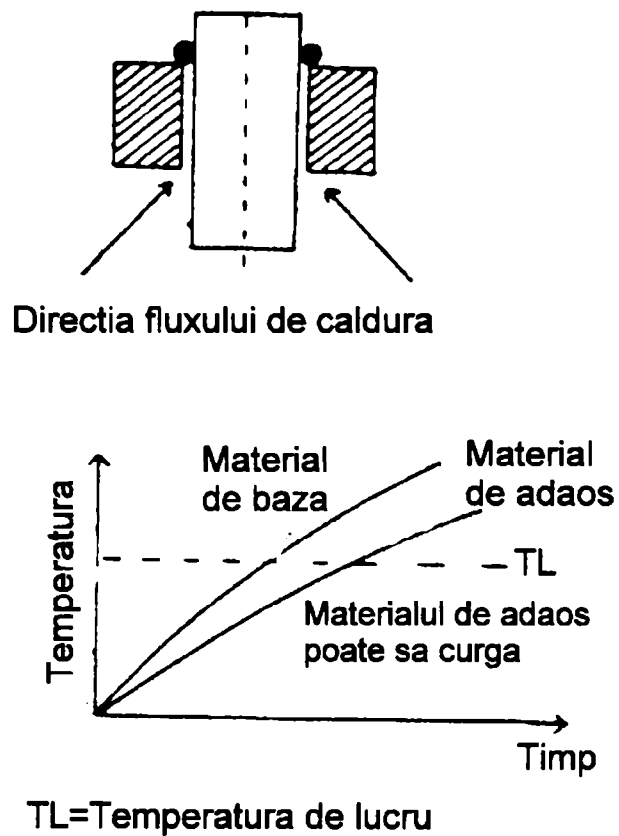


Fig 1.13. Comportarea materialului de adaos și a materialului de bază la încălzirea indirectă [19]

1.3.3. Tipuri de îmbinări lipite

La proiectarea locului lipirii tendința este de a obține o fantă cu pereți paraleli. Există însă și cazuri în care o astfel de fantă uniformă nu se poate obține. Când se dorește totuși obținerea unei bune îmbinări lipite este necesar ca fanta să se îngusteze în direcția de curgere a topiturii, deoarece doar atunci poate topitura, prin creșterea presiunii de umplere, să fie absorbită în fantă (figura 1.14).

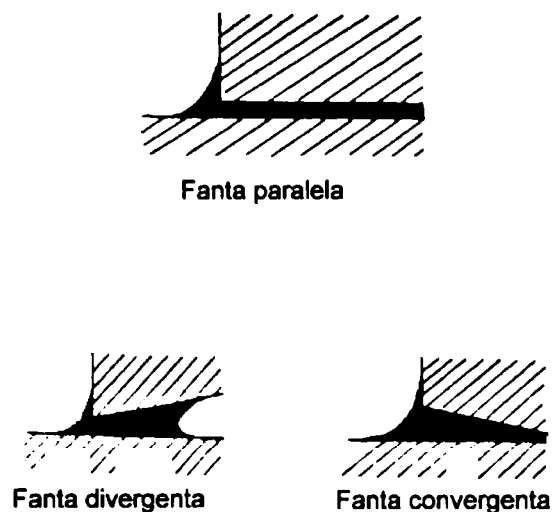


Fig. 1.14 Comportarea la curgere a materialului de adaos pentru fante ce se îngustează respectiv lărgesc în direcția de curgere [19].

Lățimile de fantă mai sus recomandate trebuie să existe la temperatura de lipire. Deci determinarea lățimii fantei la temperatura camerei trebuie să țină cont de deformațiile termice ce apar în procesul lipirii.

Deoarece alungirea datorată încălzirii, proporțională cu dimensiunea, este mică la dimensiuni mici în comparație cu lățimea fantei, la piese mici sau locuri de lipit mici aceasta se poate neglija.

Altfel stau lucrurile la piese mari realizate din materiale diferite, unde trebuie aleasă o fantă mai mare la temperatura camerei, pentru a avea dimensiunea corespunzătoare la temperatura de lipire.

a) Îmbinare prin suprapunere

Pentru a obține o rezistență mare a lipiturii sau pentru a ușura fixarea se folosește suprapunerea (figura 1.15 a). Această metodă de îmbinare este pe departe cea mai răspândită. Este utilizată îndeosebi la table subțiri sau țevi. Se poate alege o lungime de suprapunere astfel încât să se asigure aceeași rezistență cu cea a materialului de bază. Lungimea de suprapunere se determină funcție de rezistența la tracțiune a materialului de bază și de rezistența la forfecare a îmbinării. Pentru o îmbinare solicitată la întindere rezultă:

$$U = \frac{R_m \cdot t}{\tau}, \text{ unde:}$$

U = lungimea de suprapunere;

R_m = rezistența la tracțiune a materialului de bază;

τ = rezistența la forfecare a materialului de adaos;

t = grosimea peretelui materialului de bază.

Dacă se consideră și un factor de siguranță și se iau în considerare și defecte ale cusăturii lipite, rezultă o lungime de suprapunere între 3 și 6 ori grosimea materialului de bază. O lungime de suprapunere de 3 ori grosimea materialului de bază se alege la materiale de bază cu rezistență proprie mică iar de 6 ori la materiale cu rezistență mare. O lungime de suprapunere mai mare ar duce doar la un consum mare de material de adaos. În plus, o lipitură cu suprafață mare duce la multe incluziuni de decapant, ceea ce reduce rezistența lipiturii.

b) Lipire cap la cap

Lipirea cap la cap (figura 1.15 b) se aplică la grosimi ale materialului de bază mai mari de 2 mm, când nu există posibilitatea suprapunerii. La lipirea tare se obține o rezistență satisfăcătoare spre deosebire de lipirea moale.

c) lipirea cap la cap cu eclise

În acest caz se mărește rezistența lipiturii comparativ cu lipirea cap la cap.

d) Îmbinare în T (figura 1.15 c)

Se aplică la piese de grosimi mari.

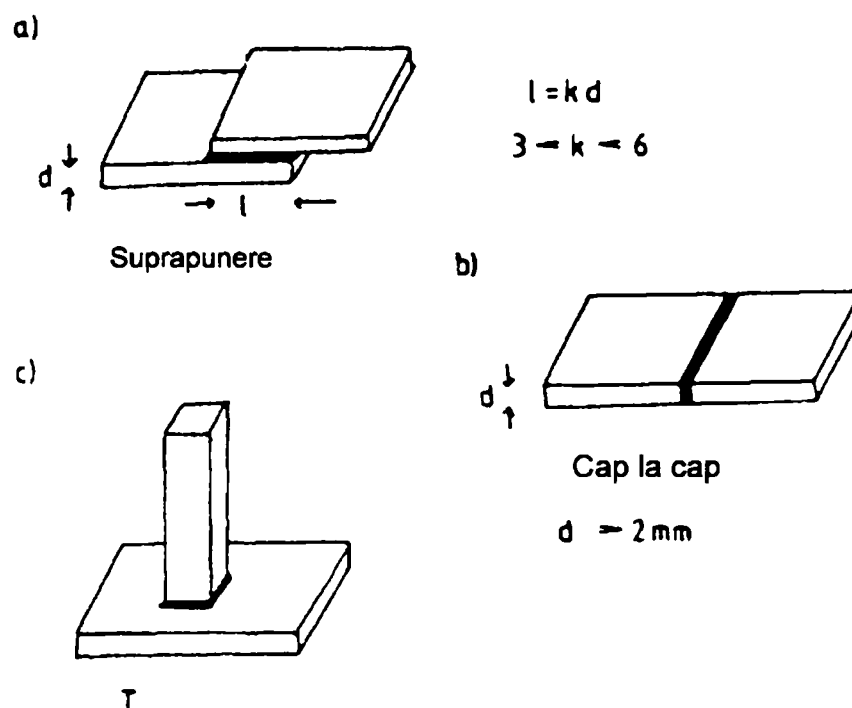


Fig. 1.15. Reprezentare schematică a principalelor poziții de lipire [19]

1.3.4. Procedee de lipire tare

Există o diversitate de procedee de lipire tare, diferențiate în funcție de sursa termică, natura materialului de adaos și a celui de bază, rolul funcțional al îmbinării, etc.

În cele ce urmează se va face o trecere în revistă a câtorva procedee de brazare.

- Lipire în baie de aliaj.* Acest procedeu se utilizează la producția de serie mare. Se caracterizează printr-un consum energetic ridicat.
- Lipire prin reacție exotermă.* Presupune așezarea între componentele a fluxului decapant și a amestecurilor, care prin reacție exotermă încălzește piesa și topește aliajul de lipire. Domeniul de aplicare este restrâns, cantitatea de căldură degajată fiind greu de controlat.
- Lipire în baie de săruri.* Baia de săruri joacă rolul fluxului decapant și a sursei termice, componentele fiind cu aliaj preaplicat.
- Lipire cu flacără de gaze.* De regulă se utilizează flacără oxiacetilenică.



Fig. 1.16 Lipire cu flacara de gaze [32]

e) *Lipire cu arc electric.* Se utilizează un electrod de cărbune și curent redus pentru evitarea topirii metalului de bază. Acest procedeu este în general utilizat pentru lipiri fără decapant a materialelor din Cu cu materiale de adaos ce conțin fosfor.

f) *Lipirea cu laser sau fascicul de electroni.* Se utilizează la lipirea cu aliaje a căror temperatură de topire depășește 900°C .

g) *Lipire în cuptor.* Se realizează în vid sau atmosferă inertă, aplicând cicluri termice prestabilite, utilizându-se la producția de serie mare.

h) *Lipirea prin inducție.* Aici piesele nu sunt incluse în circuitul electric (figura 1.17). Curentul ce trece prin inductor dă naștere unui câmp electromagnetic variabil în timp, care în interiorul inductorului este foarte puternic, pe exterior fiind mult mai slab. O piesă conducătoare electric ce este introdusă în bobina de inducție este pătrunsă de câmpul electromagnetic și apar în el curenți turbionari. Pe baza efectului pelicular și al efectului Joule-Lenz, acești curenți produc încălzirea dorită. Grosimea stratului în care curentul scade la $1/e$ -a parte este numită adâncimea de pătrundere sau adâncimea de efect (figura 1.18).

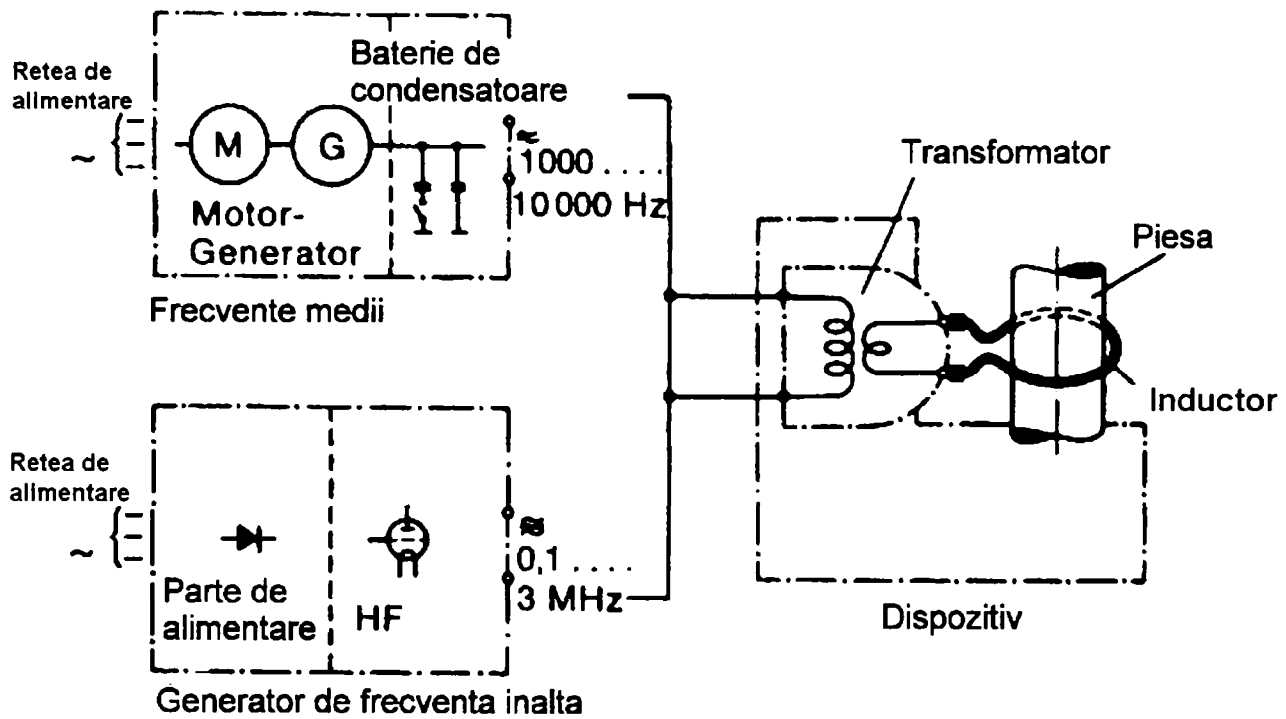
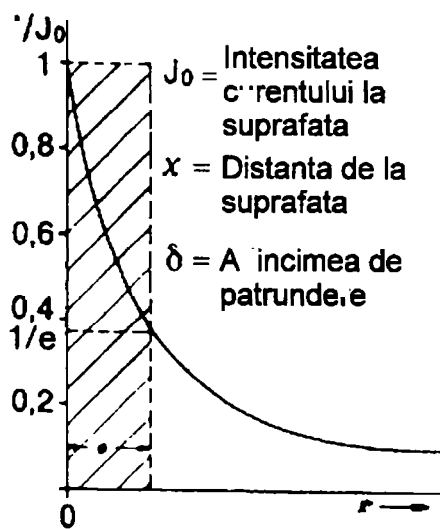


Fig. 1.17 Principiul lipirii prin inducție [19]



Material	Temp. [°C]	Adincime de patrundere pentru f =			
		50 Hz	1 kHz	1 MHz	
Otel	$\mu = 1$	70	23	5	0,5
	$\mu = 10$	14	5	1	0,1
Alama	600	26	8,5	1,8	0,18
Cupru	600	17	5,5	1,2	0,12

Fig. 1.18 Adâncimea de pătrundere funcție de frecvență [19]

1.4. Probleme specifice lipirii oțelurilor inoxidabile și refractare

Lipire oțelurilor inoxidabile și refractare este influențată de oxizii superficiali stabili. Lipirea se realizează la temperaturi ridicate (peste 800°C), încălzirea și răcirea efectuându-se rapid, pentru a preveni apariția coroziunii intercristaline.

1.4.1. Lipirea la temperaturi înalte

Așadar, lipirea oțelurilor inoxidabile și refractare se realizează la temperaturi ridicate. Lipirea la temperaturi înalte este o metodă modernă de îmbinare prin brazare, pentru realizarea de legături rezistente în industria aeronautică, spațială, construcția de turbine, tehnologia reactoarelor dar și în industria convențională. Conform definiției, lipirea la temperaturi înalte fără decapant, în vid sau gaze protectoare se realizează cu materiale de adaos a căror temperatură de topire depășește 900°C.

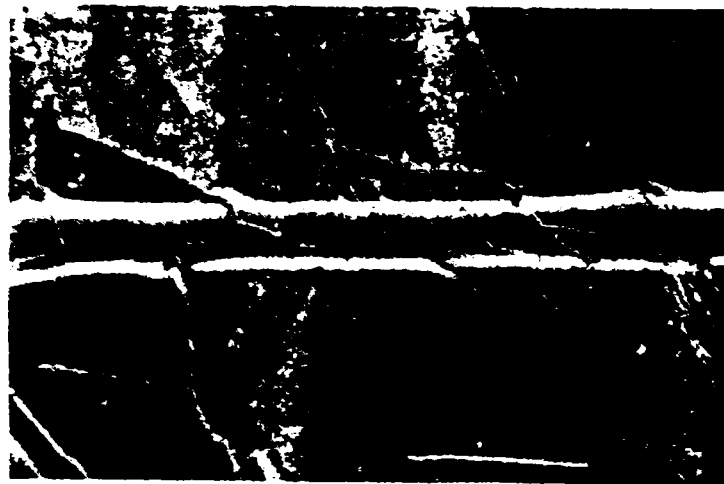
Din definiție rezultă că nu doar materialele de adaos pe bază de Ni ci și cele cu metale nobile și cu Cu atâta timp cât pot fi utilizate fără decapant peste 900°C, se pot utiliza la lipirea la temperaturi înalte. Plaja de utilizare, ca metodă alternativă de îmbinare pentru sudare este dată însăși de paleta de elemente de adaos pentru lipirea la temperaturi înalte.

Când se cere rezistență mare, în special termică și o rezistență la oxidare și coroziune în anumite limite a îmbinărilor lipite, se pot utiliza în general materiale de adaos pe bază de Ni respectiv Co. Este cerută ductilitate extremă și capacitate de umplere a fantei chiar și pentru fante largi, iar la îmbinarea metalelor speciale și ceramicii se utilizează lipirea în vid cu materiale de adaos cu metale nobile.

Factorul de proces reprezintă raportul dintre temperatura de topire a materialului de adaos și temperatura de topire a materialului de bază. La lipirea la temperaturi înalte, valoarea factorului de proces este în jur de 0,8, ceea ce arată clar

aspectul termic al procedurii, adică posibilitatea utilizării îmbinării la temperaturi înalte.

În principiu, îmbinările lipite la temperatură înaltă ating în cazul execuției corecte rezistența materialului de bază. Figura 1.19 arată proba șlefuită a unei îmbinări lipite.



L-Ni5/1.4550
 1190° C/10 min/
 1000° C 60 min
 Fanta: 25 μm

Fig. 1.19 Proba șlefuită a unei îmbinări lipite [19]

La temperaturi de proces înalte procesele de difuzie dominante duc, după umplerea fantei, în zonele de graniță material de bază – material de adaos la o modificare a structurii atât în materialul de bază cât și în cel de adaos. La lățimi de fantă mici, deci drumuri de difuzie scurte, materialul de bază și cel de adaos sunt atât de mult modificate în zona de îmbinare încât, ca în figura 1.19 structura materialului de adaos și a celui de bază aproape că nu se mai pot deosebi. Mecanismul de legare la lipirea la temperaturi înalte se bazează pe mecanismele metalurgice descrise, explicându-se astfel rezistența înaltă a îmbinărilor lipite la temperaturi înalte.

1.4.2. Materiale de adaos utilizate la lipirea la temperaturi înalte a oțelurilor inoxidabile și refractare

Pentru lipirea tare (la temperaturi înalte) a oțelurilor inoxidabile și refractare cele mai recomandate aliaje sunt cele pe bază de Ni cu Cr.

Materialele de adaos pe bază de Ni au ca sursă tehnică de pornire firma Wall Colmonoy din USA, în 1930, care a creat aliaje rezistente la uzură Ni-Cr-B-Si. Prin alierea cu B, Si și P se diminuează temperatura de topire relativ înaltă a matricilor de Ni respectiv Ni-Cr și este îmbunătățită comportarea la curgere și capacitatea de umectare acestor aliaje de lipit. Materialele de adaos cu Ni se împart, în funcție de compoziția lor chimică în: Ni-B-Si, Ni-Cr-B-Si; Ni-Cr-Si; Ni-P, Ni-Cr-P. În tabelul 1.3 sunt arătate cele mai importante materiale de adaos pe bază de Ni.

Cele mai importante și mai utilizate materiale de adaos pe bază de Ni sunt normate (standardizate) (aliajele 1-9). Pentru utilizări speciale există familiile de aliaje Ni-Cr-B și Ni-Cr-B-Si, cu adaos de mangan sau W (aliajele 13-17).

Prelucrarea materialelor de adaos ce conțin mangan este anevoioasă, deoarece manganul, pe lângă presiunea de vapori mare, are o afinitate mare la oxigen. Ca urmare a presiunii de vapori mare, materialele de adaos cu mangan se utilizează rar la lipirea în vid. Lipiri în atmosferă protectoare sunt posibile, fiind utilizate doar gaze protectoare cu puncte de topire mai mici decât -60°C . În aceste condiții pot fi lipite oțeluri rezistente la coroziune cu materiale de adaos pe bază de Ni ce conțin mangan.

Pe lângă materialele de adaos pe bază de Ni sunt folosite, pe scară mai restrânsă, și cele pe bază de Co-Cr-B-Si cu conținut comparabil de Ni și W pentru lipirea materialelor de bază de Co. Datorită comportării asemănătoare cu a materialelor de adaos pe bază de Ni și importanței relativ mici materialele de adaos pe bază de Co se vor discuta împreună cu cele pe bază de Ni.

Tabelul 1.3. Materiale de adaos pentru temperatură înaltă pe bază de Ni

Nr crt	DIN 8513 (AWS)	Compoziție (rest Ni), în procente de greutate	Intervalul de cristalizare în °C	
1	L-Ni 1	13÷15 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-4÷5 Fe	977	1038
2	L-Ni 1a	13÷15 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-4÷5 Fe	977	1077
3	L-Ni 2	6÷8 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-2,5÷3,5 Fe	971	999
4	L-Ni 3	2,75÷3,5 B-4÷5 Si-0,5 Fe	982	1038
5	L-Ni 4	1,5÷2,2 B-3÷4 Si-1,5 Fe	982	1066
6	L-Ni 5	18,5÷19,5 Cr-9,75÷10,75 Si	1079	1135
7	L-Ni 6	10÷12 P	877	877
8	L-Ni 7	13÷15 Cr-9,7÷10,5 P	888	888
9	L-Ni 8	6÷8 Si	982	1010
10	-	15 Cr-3,5 B	1055	1055
11	-	10 Cr-2 B-2,5 Si-2,5 Fe	970	1160
12	-	5 Cr-1 B-3 Si-3,5 Fe	970	1180
13	-	11,5 Cr-2,5 B-3,25 Si-3,75 Fe	970	1160
14	-	10 Cr-2,5 B-3,5 Si-3,5 Fe	970	1095
15	-	7 Cr-3,2 B-4,5 Si-3 Fe	975	1040
16	-	4 Cr-0,9 B	995	1080
17	-	3,5 Cr-0,9 B-2,5 Si-1 Fe	980	1065
18	-	25 Cr-10 P	872	951
19	-	21,5 Cr-11,6 Si	1062	1085
20	-	14,8 Cr-8 Si-3 P-3 Fe	996	1058
21	-	20,3 Cr-11,5 Si-0,5 P	1044	1060
22	-	13,9 Cr-2,15 B-3,4 Fe-2,1 Mo-2,0 Ta-2,3 W-0,05Y	1041	1086
23	-	13,1 Cr-3 B-0,02 Fe-4,1 Al-3,2 Ta-0,015Y	1093	1142
24	-	10,7 Cr-2,7 B-0,05 Fe-15,6 Co-4 Al-0,03 Y	1071	1127
25	-	6,25 Cr-3,5 B-4,9 Si-17,3 Fe	-	-
26	-	25 Cr-3 B-2,75 Si-2 Fe	1040	1120
27	(BCo-1)	18÷20 Cr-0,75÷0,9 B-7,5÷8,5 Si-1 Fe	1121	1149

Lucrări de cercetare în domeniul materialelor de adaos pe bază de Ni [54, 91] se ocupă de dezvoltarea de aliaje cu fosfor. Pornind de la L-Ni7 a fost creat, pentru lucrul în tehnica reactoarelor un material de adaos înalt aliat cu Cr ce conține fosfor (aliajul 18). Acest material de adaos pentru temperaturi înalte se remarcă prin rezistență mare la coroziune și oxidare precum și rezistență la temperaturi înalte, unde pericolul de eroziune la lipirea pieselor cu pereți subțiri este mai mic ca la materiale de adaos obișnuite cu fosfor. Tot datorită cerințelor din tehnica nucleară,

pentru materiale de adaos fără B pe bază de Ni, cu temperatură de prelucrare ca cea a materialului de adaos Ni-Cr-B-Si, s-au făcut cercetări pentru modificarea materialului L-Ni5 [1, 7].

Singurul material de adaos fără B normat Ni-Cr-Si poate fi prelucrat doar la temperaturi mult mai mari între 1150 și 1205°C față de cele cu B-Si. Cercetarea comportării la topire în funcție de concentrația în sintemul Ni-Cr-Si arată că printr-o modificare a compoziției aliajului L-Ni5 poate fi scăzută clar temperatura de topire. Aliajul 19, cu o compoziție aproape eutectică, are în comparație cu L-Ni5 o temperatură de lipire cu 100°C mai joasă. Prin mici adaosuri de Fe și P se scade temperatura de topire a aliajelor Ni-Cr-Si (aliajele 20-21). Aceste materiale de adaos pe bază de Ni, cu conținut mic de fosfor se pot prelucra la temperaturi de lipire asemănătoare cu materiile de adaos Ni-Cr-B-Si.

Materialul de adaos nr. 22 conține Mo, Ta, W și Y. Cantități mici de Y permit lipirea aliajelor pe bază de Ni călite. Este posibilă și lipirea pentru reparație a sculelor pentru formarea sticlei. Materialele de adaos 23 și 24 pot fi utilizate în amestec cu aliaje Ni-Cr-Al-Y la lipirea pentru repararea materialelor pe bază de Ni. Prin adăugarea de cantități mari de Fe se poate scădea temperatura de lipire până la 1000°C. Pe de altă parte adaosul de Fe duce la scăderea eroziunii la piesele cu pereți subțiri ca schimbătoarele de căldură. În construcția de turbine se urmărește în viitor acoperirea pieselor cu straturi extrem de subțiri de material de adaos pentru temperaturi înalte și apoi printr-un proces de difuzie obținerea de lipituri extrem de rezistente. Acoperirea cu materiale de adaos ce conțin majoritatea B și sunt pe bază de Ni se face în vid înalt ca și procesul de lipire.

Materialele de adaos pe bază de Ni și Co sunt livrate datorită fragilității lor foarte ridicate ca pulbere cu sau fără element de legătură (o substanță care se transformă în pastă). Pentru producerea pastelor se folosesc elemente de legătură lichide. Piese formate din material de adaos și elemente de legătură solide se folosesc mai rar. Tabelul 1.4 oferă o privire de ansamblu asupra elementelor de legătură ce se folosesc la lipirea în vid sau sub gaz protector.

Tabelul 1.4: Elemente de legătură pentru materiale de adaos sub formă de pulbere pentru lipirea în vid sau gaz protector.

Element de legătură	solubil în		evaporare completă		formă de pornire
	apă	soluți organice	da	nu	
Etilenglicol	x		x		lichid
Furfurol	x		x		lichid
Glicerină	x		x		lichid
Metilceluloză	x			x	solid
Etilceluloză	x			x	solid
Parafină		x	x		solid
Parafinol		x	x		lichid
Stearinacid		x	x		solid

Rolul elementului de legătură este de a face posibilă manevrarea mai ușoară, dozarea exactă și fixarea mai bună a pulberii de material de adaos (figura 1.20).



Fig. 1.20 Aplicarea materialului de adaos sub formă de pastă [19]

Elementele de legătură trebuie să îndeplinească o serie de condiții privind procesul la temperaturi înalte, toate trebuind să se evaporeze fără reziduuri (adică complet) [34].

În SUA [46, 50, 56] se intensifică eforturile privind obținerea de folii ductile din material de adaos pe bază de Ni sau Co, prin răcire la viteze înalte ($>10^5$ K/s) din topitură, materialul trecând într-o stare amorfă. Condiția este existența în compoziția aliajului a unui anumit conținut de elemente chimice, de regulă metaloizi, care să favorizeze amorfizarea.

S-au obținut de către firma "METGLAS" benzi și fire din aliaje pe bază de Ni sau Co, cu structură amorfă sau cvasicristalină, cu bune proprietăți tehnologice [56].

Multe aliaje care, pe lângă metalele de bază (Ni, Co, Au, Pd), conțin metaloide ca B, Si și P formează eutectice cu punct de topire scăzut. Aliajele eutectice sunt caracterizate prin stabilizarea fazei lichide la temperaturi relativ joase. De aceea majoritatea sticlelor metalice sunt aliaje eutectice sau aproape eutectice. Materialele de adaos pe bază de Ni cu structură amorfă sub formă de folie sunt mai ușor de utilizat ca pulberea. Ele nu conțin elemente de legătură organice și pot fi produse și sub formă de piesă formată. Structura amorfă a foliei este metastabilă, astfel că după procesul de lipire cusătura este în formă cristalină. Proprietățile lipiturilor realizate cu folii sunt comparabile cu proprietățile lipiturilor realizate convențional.

O altă grupă importantă de materiale de adaos pentru lipirea la temperaturi înalte o formează materialele de adaos cu metale nobile, pe bază de Au, Pd și Pt. Cea mai mare importanță pentru uzul industrial îl are aliajul BAu-4 (tabelul 1.5). Pentru că aceste materiale de adaos, ca altele pe bază de metale nobile cu conținut de B, Si și P, datorită dizolvării reciproce a elementelor aliajului (Au și Ni), formează o structură de soluție solidă, și nu apare problema formării fazelor dure, ele sunt ductile. Îmbinările lipite cu ele sunt independente de lățimea fantei, pe când lipirile cu materiale de adaos pe bază de Ni au o dependență importantă a rezistenței mecanice de această variabilă. Astfel rezultă o sensibilitate mică față de precizia de realizare a pieselor.

Tabelul 1.5 Materiale de adaos cu metale nobile pentru lipirea la temperaturi înalte

Nr crt	Denumire AWS	Compoziție, în % de masă	Interval de cristalizare	
1	BAu-1	62÷63 Cu-37÷38Au	991	1016
2	BAu-2	19,5÷20,5 Cu-79,5÷80,5Au	891	
3	BAu-3	61÷62 Cu-34,5÷35,5Au 2,5÷3,5 Ni	974	1029
4	BAu-4	81,5÷85,5 Au-17,5÷18,5 Ni	950	
5	BAu-5	29,5÷30,5 Au-33,5÷34,5 Pd 35,5÷36,5 Ni	1135	1166
6	-	100 Pt	1768	
7	-	100 Pd	1552	
8	-	65 Pd-35 Co	1230	1235
9	-	60 Pd-40 Ni	1238	
10	-	92 Au-8 Pd	1200	1240
11	-	81,5 Au-16,5 Cu-2 Ni	910	925
12	-	73,8 Au-26,2 Ni	980	1010
13	-	72 Au-22 Ni-6 Cr	975	1000
14	-	70 Au-22 Ni-8 Pd	1005	1037
15	-	60 Au-37 Cu-3 In	860	900
16	-	50 Au-25 Pd-25 Ni	1102	1121
17	-	50 Au-50 Cu	955	970
18	-	100 Ag	960	
19	-	54 Ag-25 Pd-21 Cu	900	950
20	-	48,5 Ag-22,5 Pd-18,9 Cu-10 Ni	910	1179
21	-	60 Cu-40 Ni	980	1000
22	-	65 Cu-35 Au	990	1010
23	-	78 Cu-20 Au	975	1025
24	-	35 Au-31,5 Cu-14 Ni-10 Pd-9,5 Mn	982	1004
25	-	31 Au-33 Cu-10 Ni-10 Pd-16 Mn	926	949
26	-	47,2 Ni-46,7 Pd-6,1 Si	711	856
27	-	48,8 Ni-35,3 Pd-8,6 Cr-2,7 B-4,6 Fe	945	996
28	-	44,5 Ni-32,3 Pd-8,6 Cr-2,7 B-0,9 Fe	933	993
29	-	41 Ni-27,1 Pd-8,8 Cr-2,4 Si-1,8 B-0,9 Fe	825	986
30	-	48,7 Ni-36 Pd-11 Cr-2,2 Si-2,1 B	830	945
31	-	50 Ni-36 Pd-10 Cr-3 B-1 Si	825	955
32	-	62,2 Ni-19,6 Pd-8,8 Cr-6,9 Si-2,5 B	838	966
33	-	66,2 Ni-20,5 Au-5,3 Cr-3,4 Si-2,3 Fe-2,3 B	941	970
34	-	72,2 Ni-10,7 Au-5,8 Cr-5,3 Si-3,2 Fe-2,8 B	943	950

Datorită ductilității lor mari, materialele de adaos pe bază de metale nobile se fabrică mai ales în formă de sârmă sau piese formate. Punctul de topire a materialului de adaos pe bază de Au, BAu-4 se află, corespunzător compoziției sale, la 950°C. Luând în considerare solicitarea termică a materialului de bază se

recomandă o temperatură de lipire între 950°C și 1000°C. Cu excepția materialelor de adaos cu fosfor, ce au tendință mare de fragilitate, materialele obișnuite pe bază de Ni și Co nu pot fi utilizate la temperaturi așa de scăzute. Aurul are, ca și alte metale nobile bune proprietăți de umectare și curgere. Totodată, el prezintă o tendință mai mică decât materialele pe bază de Ni de a alia oțelurile și aliajele pe bază de Ni. [34]

Pentru realizarea legăturilor rezistente la temperaturi înalte sau ca aliaj pentru lipirea în trepte se utilizează materiale de adaos ce conțin Pd. Structura materialului de adaos nr. 10 constă din cristale de soluție solidă omogenă datorită solubilității reciproce a Ni și Pd. Concentrația Pd corespunde exact punctului minim de topire în sistemul Ni-Pd la 1237°C.

La materialele de adaos Ag-Cu-Pd (nr.19, tabelul 1.5) este de remarcat presiunea de vapori relativ joasă a acestora, ceea ce le face utilizabile în tehnica vidului. De aceea aceste materiale de adaos se utilizează în special la lipirea țevelor, unde este necesară etanșeitarea. Pentru aceste lipiri se folosesc în mod obișnuit materiale de adaos pe bază de Ag datorită elementelor componente evaporabile ușor cum ar fi Cd sau Zn. În plus, intervine rezistența mecanică insuficientă la temperaturi înalte.

La obținerea materialelor de adaos Ag-Cu-Pd se are grijă să se evite impuritățile și incluziunile gazoase. Și conținutul în C este la valori minime tehnic realizabile. Materialele de adaos sunt alese în intervalul lor de topire astfel încât să fie posibilă efectuarea lipirii în trepte la piesele complexe. Materialul de adaos nr.9 poate fi utilizat primul la aceste lipiri în trepte, fiind cu punctul de topire cel mai înalt.

Proprietăți de exploatare importante ca: rezistența la temperatură și rezistența la oxidare la temperaturi înalte de până la aproximativ 800°C, sunt asigurate de materialele de adaos pe bază de metale nobile ca și în cazul materialelor pe bază de Ni. Gama de materiale de bază ce pot fi prelucrate cu materialele de adaos pe bază de metale nobile este mai mare decât la materialele de adaos pe bază de Ni deoarece pe lângă oțel și superaliaje pe bază de Ni sau cobalt se pot lipi cu materiale nobile și

metale speciale și ceramică metalizată. În plus tendința de fragilizare datorită lipsei metaloizilor B, și P este mai mică decât la materialele de adaos pe bază de Ni.

Deoarece materialele de adaos cu metale nobile sunt foarte ductile, sunt puse des în forme, ele putând fi produse și sub formă de pulbere. Dezavantajul utilizării materialelor de adaos pe bază de metale nobile constă în prețul mare și în comportarea nesatisfăcătoare la coroziune în unele cazuri de utilizare. De exemplu, materialele de adaos cu metale nobile eșuează la temperaturi de peste 300°C datorită dizolvării lor în Na fluid.

La cerințe mari de rezistență la coroziune se utilizează materialul nr. 13, BAu-2 ca materialul de adaos Au-Cu cu cel mai jos punct de topire. O comportare mai bună la topire prezintă materialele de adaos aliate cu Y (nr.15).

Tendința înlocuirii lipirii cu metale nobile care este scumpă și creșterea ductilității aliajelor pe bază de Ni a dus la dezvoltarea materialelor de adaos pe bază de Ni ce conțin cantități mici de metale nobile. Primele materiale de acest fel sunt prezentate în tabelul 1.5.

Materialele de adaos pentru temperaturi înalte cu puține metale nobile sunt, datorită compoziției lor, de fapt materiale de adaos pe bază de Ni, ele fiind totuși considerate în grupa materialelor de adaos cu metale nobile deoarece sunt prea scumpe ca să le înlocuiască pe cele pe bază de Ni în utilizări convenționale. Ele pot fi importante în măsura în care pot înlocui materialul BAu-4. Elementul lor de bază, Ni, formează cu metalul nobil Au și Pd cristale ductile. Pd nu are efect de scădere a punctului de topire asupra cristalelor de soluție solidă cu bază de Ni, dar formează cu metaloidele B și Si eutectice cu punct de topire mai scăzut ca al Ni și poate scădea astfel temperatura de topire a aliajului. Conținutul important mai mic în metal nobil al acestor materiale de adaos alternative față de BAu-4 scade costurile de producție, duce la îmbinări foarte rezistente și îmbunătățește comportarea la topire față de materialele de adaos pe bază de Ni.

1.4.3. Procedee de lipire la temperaturi înalte

Procedeele de lipire la temperatură înaltă pot fi împărțite după felul purtătorului de energie în [19, 34]:

- lipire la temperatură înaltă prin radiație;
- lipire la temperatură înaltă prin curent electric.

În cazul primului procedeu s-a impus lipirea cu fascicul de electroni. Se lucrează în vid, cu instalații de tensiune înaltă și joasă cunoscute de la sudarea cu fascicul de electroni. La puteri în focar de 10^8 W/cm² se pot atinge densități mari de energie la locul lipirii. Posibilitatea controlării exacte a energiei pe zone restânse din piesă are ca efect o influență termică redusă a materialului de bază în jurul zonei lipite. Procedul se folosește îndeosebi pentru lipiri de reparație.

La lipirea la temperaturi înalte prin curent electric, ca sursă de căldură servește încălzirea rezistivă sau inductivă, cu frecvențe înalte sau mijlocii. Procesul de lipire decurge într-o atmosferă reducătoare, ca hidrogen uscat sau atmosferă inertă ca argon. În practică se execută lipirea în vid înalt sau parțial.

Cuptoarele cu vid pentru lipirea la temperatură înaltă (figura 1.21) trebuie să îndeplinească o serie de condiții:

- ✓ capacitate de pompare suficientă, relativă la volumul util și rată mică de neetanșitate a recipientului (10^{-4} mbar/l·s), la un vid mai mare de 10^{-4} mbar;
- ✓ repartiție de temperatură constantă în volumul util;
- ✓ control exact și posibilitatea înregistrării ciclului temperatură-timp.

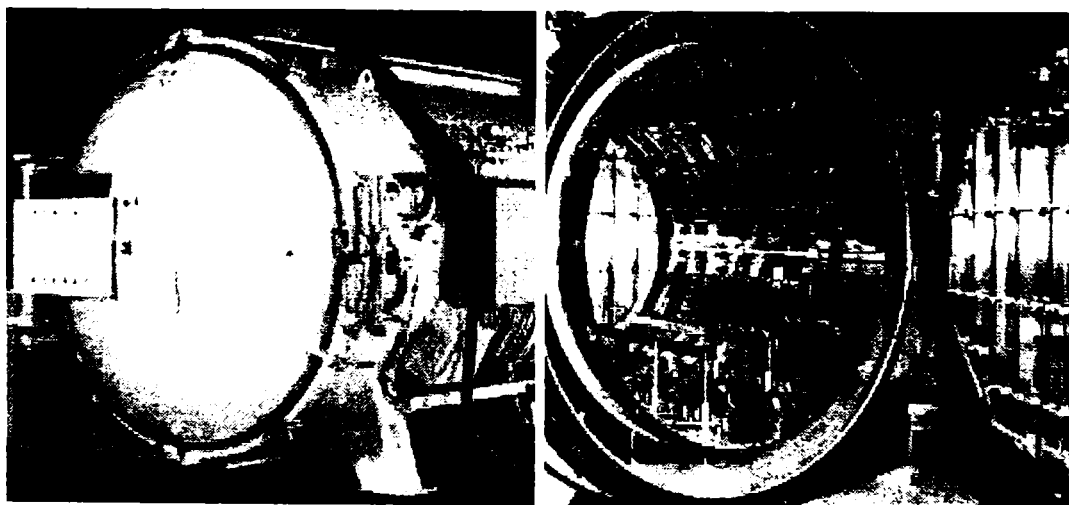


Fig. 1.21 Cuptor pentru lipire la temperaturi înalte în vid [115]

Din punct de vedere al tehnicii procedurii, la lipirea la temperaturi înalte are un rol foarte important, pe lângă atmosfera procesului și optimizarea ciclului de lipire. Pentru obținerea legăturilor foarte rezistente trebuie optimizați pentru fiecare combinație materiale de adaos-material de bază următorii parametri:

- temperatura de lipire;
- timpul de menținere;
- lățimea fantei;
- tratamentul de difuzie.

Dimensiunile pieselor și materialul de bază stabilesc în mare măsură timpul de încălzire respectiv temperatura. Figura 1.22 arată schematic ciclul temperatură - timp pentru o lipire la temperatură înaltă, unde în faza de răcire poate fi adăugat și tratamentul de difuzie, atât de important la materialele de adaos pe bază de Ni.

Pentru o conducere sigură a procesului este necesar înregistrarea variației temperatură-timp, nu pe baza elementelor de reglaj ale cuptorului, ci pe baza unui senzor de temperatură amplasat direct în zona lipirii.

Pentru a putea aprecia și temperatura în interiorul piesei, senzorii de temperatură trebuie îmbrăcați în același material ca materialul de bază.

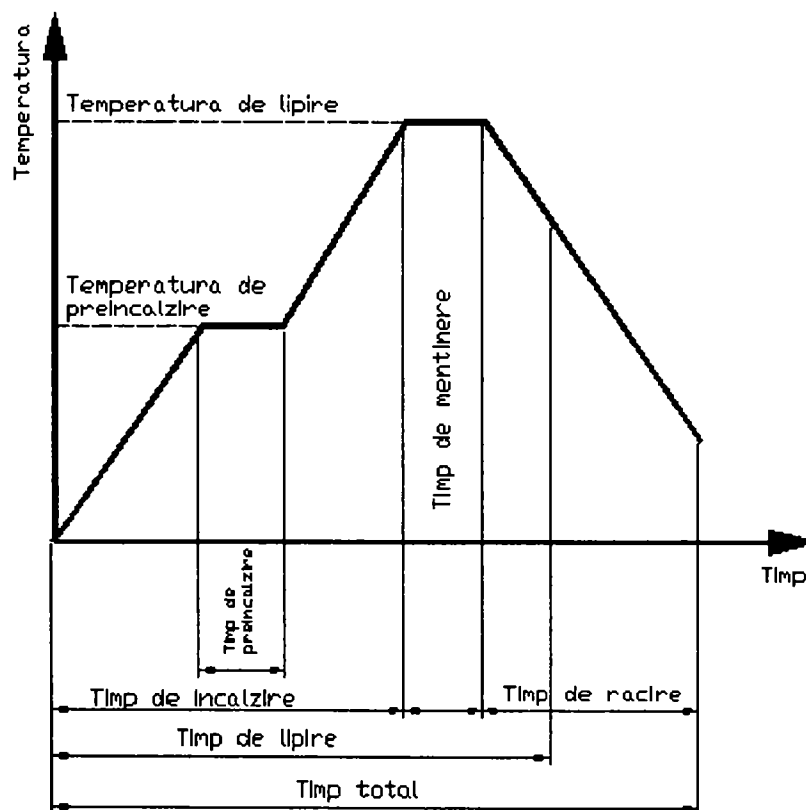


Fig. 1.22 Ciclul temperatură-timp la lipirea în cuptor [19]

Pentru obținerea unui rezultat optim trebuie respectate neapărat următoarele reguli pentru lipirea la temperaturi înalte, sintetizate în tabelul 1.6:

Tabelul 1.6 Reguli pentru lipirea la temperaturi înalte

Material de bază	<ul style="list-style-type: none"> ▪ exactitate maximă a geometriei pieselor, respectiv, planieitate, simetrie ▪ abateri la dimensiune minime
Suprafață de lipit	<ul style="list-style-type: none"> ▪ rugozitate Rz între 10 și 25μm (rectificare de degroșare) ▪ direcția zgârieturilor în sensul de curgere al materialului de adaos
Suprafața pieselor	<ul style="list-style-type: none"> ▪ curățarea și degresarea pieselor în baie cu ultrasunete sau baie normală cu diluant ▪ uscarea ▪ după curățare, nu e permis nici un contact cu suprafața de lipit ▪ timpul între curățare și șarjare trebuie să fie mai mic decât o oră
Dimensiunea fantei	<ul style="list-style-type: none"> ▪ cerințe maxime la paralelismul pereților fantei ▪ lățimi de fantă între 0 și 50μm ▪ utilizarea legăturilor ce se sprijină singure ▪ foliile de distanțare să aibă aceeași compoziție cu materialul de bază
Materialul de adaos	<ul style="list-style-type: none"> ▪ material de adaos suficient ▪ formă de lipire bună ▪ la paste de lipit se urmărește evaporarea completă a elementului de legătură ▪ siguranță suficientă împotriva modificării poziției în timpul lipirii
Procesul de lipire	<ul style="list-style-type: none"> ▪ reglarea parametrilor optimi ▪ alegerea corectă a atmosferei protectoare sau calității vidului funcție de materialul de bază ▪ control exact al timpului și temperaturi ciclului ▪ controlul punctului de topire al atmosferei

1.4.4. Domenii de aplicabilitate a lipirii la temperaturi înalte a oțelurilor inoxidabile și refractare

Cele mai importante domenii de utilizare a lipirii la temperatură înaltă cu materiale de adaos pe bază de Ni și Co sunt: aviația, tehnica rachetelor, în tehnica nucleară și a reactoarelor, industria alimentară. Cum a fost deja amintit anterior,

pentru rezolvarea problemelor de îmbinare în domeniile amintite există o varietate mare de materiale de adaos pentru temperatură înaltă. Fiecare material de adaos are, datorită proprietăților sale, anumite domenii de utilizare.

În construcția avioanelor și a turbinelor sunt lipite la temperatură înaltă structuri tip ramă, fagure, schimbătoare de căldură, duze de ardere, compresoare camere de ardere. Ca material de adaos se utilizează des Ni-Cr-B-Si. La cerințe mai severe de rezistență la oxidare se folosește și Ni-Cr-Si, L-Ni 5. Pentru construcții fagure se preferă L-Ni7.

Figura 1.23 arată un motor de turbină cu 35 palete din oțel austenitic, lipite în atmosferă de H cu L-Ni1. În figurile 1.24 și 1.25 sunt reprezentate camere de ardere a unui motor cu reacție, lipite cu L-Ni2.

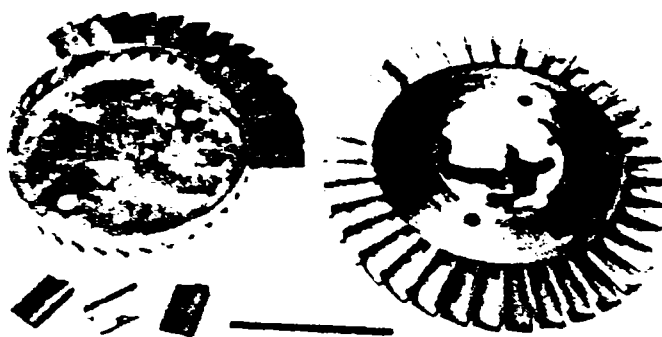


Fig. 1.23 Rotor de turbină lipit cu L-Ni1 în H [19]



Fig. 1.24: Cameră de ardere a unui motor cu reacție lipită cu L-Ni2 în H [56]

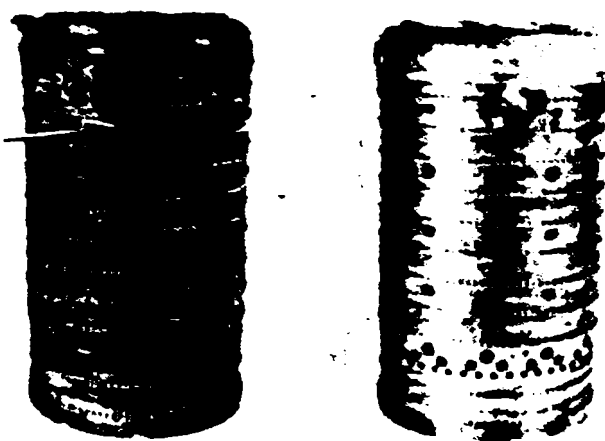


Fig. 1.25 Cameră de ardere a unui motor cu reacție. Defect (stânga), reparat prin lipire cu material de adaos pe bază de Ni (dreapta) [19]

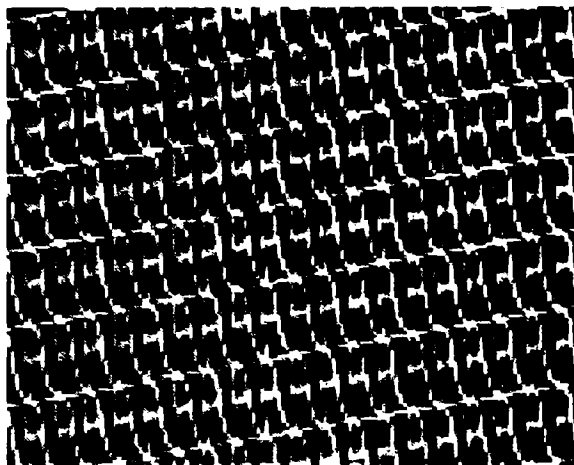


Fig. 1.26 Construcție fagure din aliaj refractar pe bază de Ni lipită la temperatură înaltă. [48]

O structură fagure lipită la temperatură înaltă este prezentată în figura 1.26.

O utilizare largă o are lipirea la temperaturi înalte în tehnica nucleară și a reactoarelor. Exemple sunt distanțierii pentru elementele reactorului, schimbătoare de căldură, elemente de răcire. Ca materiale de adaos se utilizează din considerente fizice, nucleare materiale fără B, L-Ni5 și L-Ni7. Figura 1.27 arată un distanțier pentru reactoarele răcite cu Na lipit cu L-Ni5, și figura 1.28 un distanțier pentru elementele unui reactor cu apă, lipite cu L-Ni7.

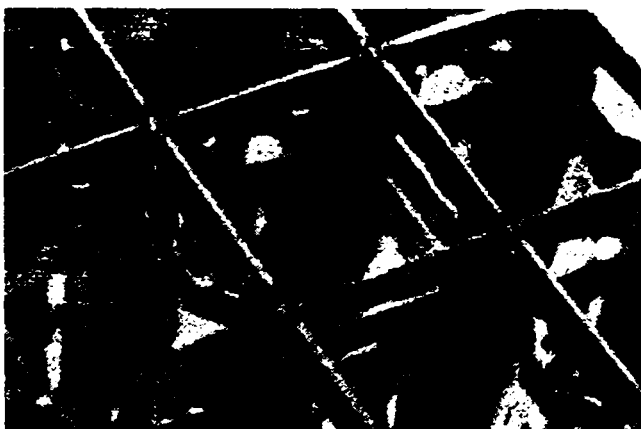


Fig. 1.27 Distanțier pentru reactor răcit cu Na [47]



Fig. 1.28 Distanțier pentru un reactor cu apă [19]

Figurile 1.29, 1.30, 1.31, 1.32 și 1.33 arată exemple din industria convențională.

Avantajele lipirii la temperatură înaltă, ca procedeu de completare a îmbinărilor sudate, duc la lărgirea gamei de utilizări și în domeniul convențional.

În special la producția de masă și la îmbinarea pieselor complexe metoda de lipire la temperatură înaltă oferă soluții problemelor ivite.

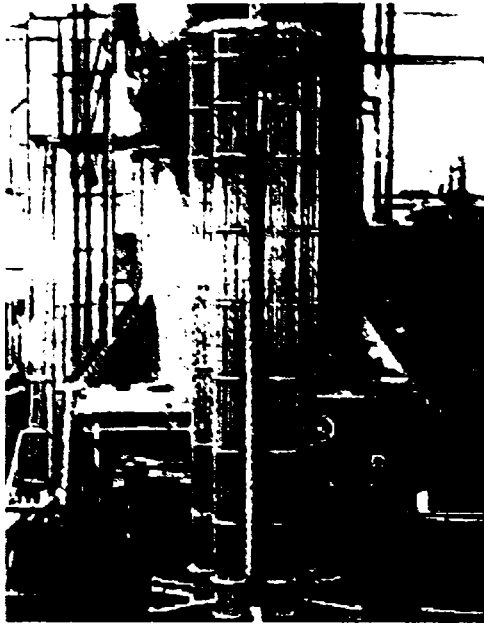


Fig. 1.29 Lipirea ghidajelor de la barele de control [10]

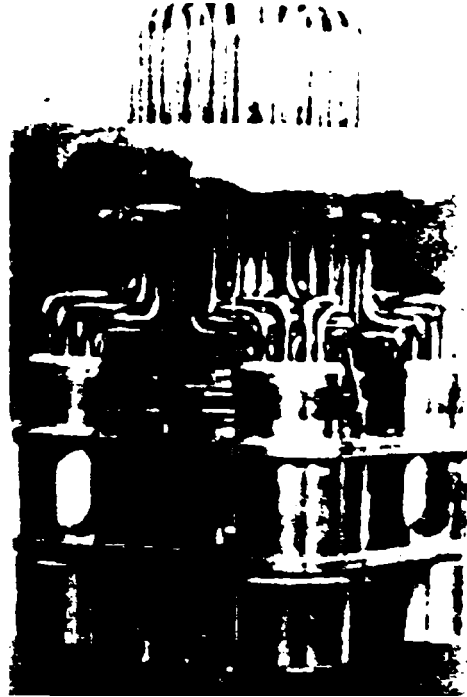


Fig. 1.30 Motor stirling lipit la temperatură înaltă cu material de adaos pe bază de Ni [10]

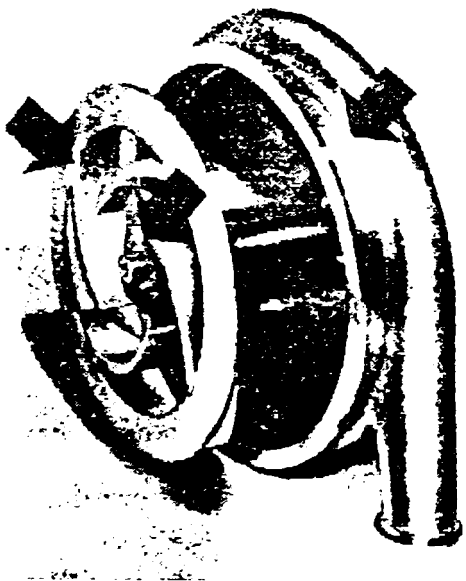


Fig. 1.31 Pompă din industria alimentară lipită cu material de adaos pe bază de Ni [10]

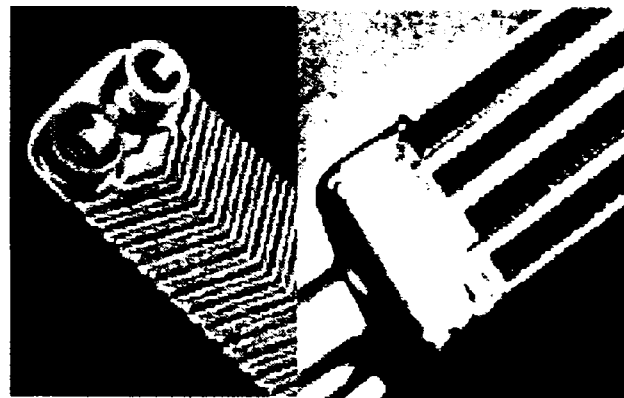


Fig. 1.32 Schimbător de căldură lipit cu materiale pe bază de Ni [47]

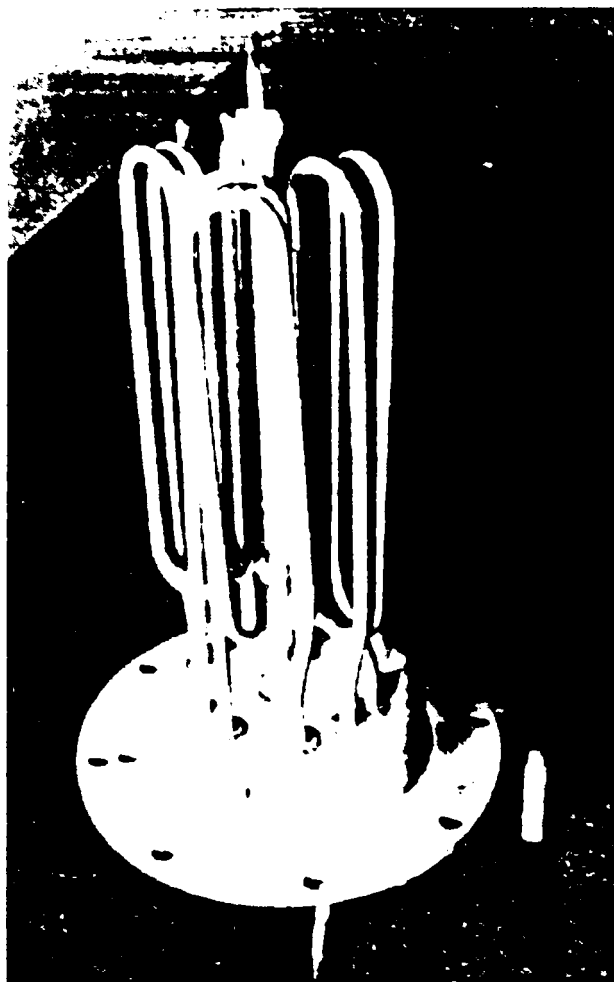


Fig. 1.33 Elemente de încălzire lipite pe o flanșă [19]

1.5. Obiectivele cercetării

Lipirea, ca și sudarea, aparține procedeeleor de îmbinare nedemontabilă, cu largă aplicabilitate, bazate pe procese termice. Spre deosebire de sudare, lipirea este considerată un procedeu „rece”, având în vedere faptul că temperatura de lipire este inferioară temperaturii de topire a metalului de bază.

Există o multitudine de procedee de lipire, diferențiate prin: temperatura de fuziune a materialului de adaos, sursa termică și modul de încălzire, modul de protecție a suprafeței metalului de bază, forma și mărimea rostului, scopul urmărit, etc. Toate aceste procedee sunt folosite pentru realizarea de îmbinări în diverse domenii de activitate, începând cu industria alimentară, continuând cu industria

chimică și constructoare de mașini, ajungând până la industria energetică, nucleară, aerospațială, etc.

În ceea ce privește lipirea oțelurilor inoxidabile și refractare, putem concluziona că ea face parte din categoria lipirilor la temperatură înaltă ($T_f \geq 900^\circ\text{C}$), având, așa cum s-a arătat în paragraful precedent, o largă aplicabilitate.

Un mare dezavantaj al tuturor materialelor de adaos pe bază de Ni sau Co, utilizate la brazarea oțelurilor inoxidabile și refractare este stabilitatea fazelor dure ca boruri sau combinații chimice ale fosforului și siliciului cu Ni și Cr în structură (figura 1.34). În matricea de Ni relativ ductilă sunt incluse faze dure de tipul: Ni_3B , CrB și Ni_3Si .

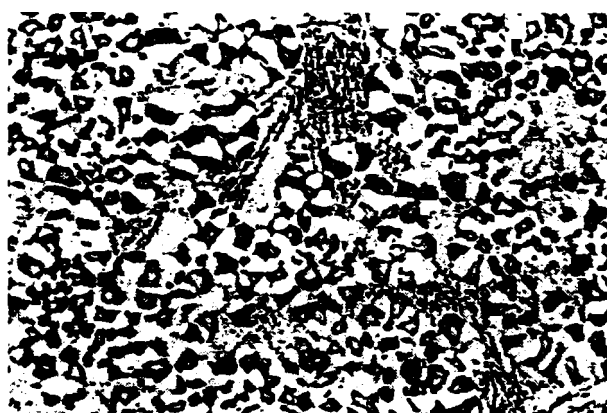


Fig. 1.34 Microstructura unui aliaj de lipire pe bază de Ni, turnat [10]

Îndepărtarea fazelor dure din zona cusăturii lipite pentru creșterea ductilității și astfel îmbunătățirea proprietăților mecanice stă pe primul loc la utilizarea materialelor de adaos pe bază de Ni și poate fi făcută prin mărirea timpilor de lipire sau cu un tratament termic pentru difuzia fazelor dure în materialul de bază.

O scădere cantitativă a fazelor dure de Ni_3Si se reușește prin dizolvarea acestora în materialul de bază. Borurile și fosfurile ce apar în cusătură pot fi diminuate prin difuzie în materialul de bază. Se formează precipitări de B și P în materialul de bază datorită capacității reduse de dizolvare a Fe pentru B și P.

Tratamentul termic ulterior desfășurat la temperaturi înalte poate dura mai multe ore până la îndepărtarea completă a fazelor dure din zona cusăturii și duce, pentru temperaturi mai mari decât cea de recristalizare, la mărirea grăunților materialului de bază. Ca urmare, sunt influențate negativ proprietățile de utilizare

ale acestuia. Astfel posibilitatea îndepărtării fazelor dure din cusătură este limitată de materialul de bază.

Având în vedere cele prezentate anterior, s-au stabilit următoarele obiective de cercetare:

a) Dezvoltarea și procesarea unui aliaj cu structură amorfă sau cvasicristalină pentru îmbinarea prin brazare a oțelurilor inoxidabile și refractare. Se are în vedere obținerea unui aliaj de lipire pe bază de Ni-Cr, a cărui compoziție chimică să satisfacă atât condițiile impuse unui aliaj de lipire tare a oțelurilor inoxidabile și refractare, cât și cele referitoare la amorfizare. Totodată, compoziția chimică trebuie astfel aleasă încât să se evite riscul afectării mediului ambiant.

b) Caracterizarea aliajului de lipire obținut din punct de vedere structural și al proprietăților de exploatare. Acest lucru va permite cunoașterea de către proiectant a potențialului oferit de noul material dezvoltat și a prescripțiilor impuse pentru o utilizare cât mai eficientă.

c) Realizarea unor îmbinări prin lipire tare a oțelurilor inoxidabile, prin încălzire în cuptor în vid și prin procedee alternative și caracterizarea îmbinărilor lipite. În acest fel se creează condiții de înlocuire a proceselor de sudare prin procese de lipire la structuri de mare finețe, cu o geometrie particulară.

d) Realizarea de cercetări experimentale asupra procesului de îmbinare prin încălzire în vid și prin procedee alternative. Se vor testa mai multe variante tehnologice, urmărindu-se efectul unor parametrii de proces asupra calității îmbinărilor.

e) Corelarea rezultatelor experimentale cu modelarea matematică a procesului prin metoda elementului finit, modelare ce asigură pe de o parte reducerea numărului de experimente la omologarea unei tehnologii, iar pe de altă parte permite proiectantului sau inginerului de materiale să realizeze o predicție a caracteristicilor ce pot fi atinse, fără a mai conduce un experiment.

CAPITOLUL II

CERCETĂRI EXPERIMENTALE ASUPRA PROCESĂRII ALIAJELOR CU STRUCTURĂ METASTABILĂ PENTRU LIPIREA TARE

2.1. Introducere

Pentru realizarea prin lipire a unor structuri din oțeluri similare și disimilare cu caracteristici de rezistență ridicate la temperaturi înalte, la ora actuală se caută obținerea de materiale de adaos cu caracteristici de exploatare cât mai apropiate de cele ale materialului de bază.

În cazul lipirii oțelurilor inoxidabile și refractare la temperaturi înalte s-au dezvoltat familii de aliaje de lipire pe bază de Ni și pe bază de metale nobile (Au, Ag) [19, 34]. Aliajele de lipire pe bază de metale nobile, deși sunt ductile și pot fi ușor puse în formă, prezintă dezavantajul unei rezistențe la coroziune nesatisfăcătoare în unele aplicații, precum și al unui preț de cost foarte ridicat [19].

Aliajele pentru lipire la temperaturi înalte pe bază de Ni, prezintă în structura lor combinații chimice de tipul Ni_3B , CrB , Ni_3Si , care fragilizează foarte mult îmbinarea lipită. Prin urmare, se intensifică eforturile privind obținerea acestor aliaje sub formă de benzi cu structură metastabilă (amorfă, cvasiamorfă sau nanocristalină) pentru realizarea de îmbinări lipite cu caracteristici ridicate de rezistență la coroziune și ductilitate [50].

Una din aplicațiile practice ale tehnologiei solidificării ultrarapide a topiturii este producerea benzilor amorfe pentru brazare, care, pe de o parte trebuie să fie ductile, iar pe de altă parte trebuie să asigure îmbinării lipite caracteristicile de exploatare cerute.

Începând de la descoperirile lui Sexton și DeCristofaro [17, 56] privind potențialul aplicativ al producerii de benzi flexibile pentru brazare, în ultimii 20 de ani s-au găsit numeroase aplicații ale acestora.

Avantajul important pe care aceste benzi amorfe sau cvasiamorfe pentru brazare îl prezintă este ductilitatea și flexibilitatea lor. Dacă aliajele pentru brazare la temperaturi înalte, datorită fragilității lor pot fi folosite doar sub formă de pulbere, care este legată cu ajutorul unor lianți polimerici, benzile de brazare obținute prin răcirea ultrarapidă a topiturii pot fi plasate cu ușurință în zona îmbinării, prezentând totodată și caracteristici de umectare superioare.

Cercetările realizate până în prezent au arătat că se pot obține aliaje de lipire la temperaturi înalte sub formă de benzi ductile, care, folosite ca și material de adaos la lipirea oțelurilor inoxidabile și a superaliajelor au condus la o creștere în special a rezistenței la coroziune a îmbinării lipite [47].

Prin urmare, lucrarea de față prezintă cercetările efectuate în vederea obținerii de aliaje de lipire pe bază de Ni-Cr sub formă de benzi, prin răcirea ultrarapidă a topiturii.

2.2. Alegerea compoziției chimice optime

Pentru lipirea tare (la temperaturi înalte) a oțelurilor inoxidabile și refractare cele mai recomandate aliaje sunt cele pe bază de Ni cu Cr, datorită raportului optim între rezistența la coroziune și cost.

Prin alierea cu B, Si și P se urmărește diminuarea temperaturii de topire relativ înaltă a matricilor de Ni respectiv Ni-Cr și îmbunătățirea comportării la curgere și a umectării acestor aliaje de lipit. În tabelul 2.1 sunt prezentate cele mai importante materiale de adaos pe bază de Ni [19].

Tabelul 2.1. Materiale de adaos pentru temperatură înaltă pe bază de Ni

NR CRT	COMPOZIȚIE (REST NI), ÎN PROCENTE DE MASĂ	INTERVALUL DE CRISTALIZARE ÎN °C	
1	13÷15 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-4÷5 Fe	977	1038
2	13÷15 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-4÷5 Fe	977	1077
3	6÷8 Cr-2,75÷3,5 B-4÷5 Si-2,5÷3,5 Fe	971	999
4	2,75÷3,5 B-4÷5 Si-0,5 Fe	982	1038
5	1,5÷2,2 B-3÷4 Si-1,5 Fe	982	1066
6	18,5÷19,5 Cr-9,75÷10,75 Si	1079	1135
7	10÷12 P	877	877
8	13÷15 Cr-9,7÷10,5 P	888	888
9	6÷8 Si	982	1010
10	15 Cr-3,5 B	1055	1055
11	10 Cr-2 B-2,5 Si-2,5 Fe	970	1160
12	5 Cr-1 B-3 Si-3,5 Fe	970	1180
13	11,5 Cr-2,5 B-3,25 Si-3,75 Fe	970	1160
14	10 Cr-2,5 B-3,5 Si-3,5 Fe	970	1095
15	7 Cr-3,2 B-4,5 Si-3 Fe	975	1040
16	4 Cr-0,9 B	995	1080
17	3,5 Cr-0,9 B-2,5 Si-1 Fe	980	1065
18	25 Cr-10 P	872	951
19	21,5 Cr-11,6 Si	1062	1085
20	14,8 Cr-8 Si-3 P-3 Fe	996	1058
21	20,3 Cr-11,5 Si-0,5 P	1044	1060
22	13,1 Cr-3 B-0,02 Fe-4,1 Al-3,2 Ta- 0,015Y	1093	1142
23	25 Cr-3 B-2,75 Si-2 Fe	1040	1120
24	18÷20 Cr-0,75÷0,9 B-7,5÷8,5 Si-1 Fe	1121	1149

Deși elementele de adaos cum ar fi: B, Si, P, Fe, prin formarea unor eutectice polinare reduc temperatura de topire a acestor aliaje, ele conduc la formarea unor compuși duri și fragili. Prin urmare, aceste aliaje, datorită fragilității ridicate se elaborează sub formă de pulberi, care împreună cu un liant organic formează materialul de adaos sub formă de benzi.

Neomogenitatea chimică și neuniformitatea geometrică constituie principalele dezavantaje ale acestor benzi. Prin urmare, pe plan mondial se intensifică cercetările privind posibilitatea obținerii aliajelor pentru lipire la temperaturi înalte sub formă de benzi ductile care să asigure îmbinării lipite bune caracteristici de rezistență mecanică și la coroziune.

Pentru ca aceste aliaje să poată fi elaboreate în stare amorfă ele trebuie să aibă o compoziție chimică favorabilă amorfizării.

Așa cum se prezintă și în literatura de specialitate, pentru a obține un aliaj cu structură cvasiamorfa sau amorfă, prin răcirea ultrarapidă a topiturii, compoziția chimică trebuie astfel aleasă încât să fie îndeplinite următoarele condiții [22]:

- Gama de compoziții în care se formează aliajul amorf trebuie să fie amplasată într-o regiune a diagramei de echilibru fazic în care faza lichidă să fie stabilă la temperaturi joase (o regiune în care sunt prezente eutectice sau compuși ușor fuzibili).
- Diagramele de echilibru fazic ale sistemelor de aliaje care formează sticle metalice trebuie să prezinte solubilități reduse sau chiar nule ale componentilor în soluții solide terminale, datorită unei entalpii libere pozitive de formare a soluției solide.
- Sistemele de aliaje care formează sticle metalice trebuie să prezinte compuși intermetalici, deoarece existența mai multor compuși intermetalici foarte stabili, cu rețele cristaline de mare complexitate într-o anumită regiune de compoziții a diagramelor de echilibru fazic este, într-un anumit fel, complementară cu formarea de sticle metalice în cealaltă parte a diagramei de echilibru fazic.

Prin urmare, se poate concluziona că o compoziție chimică favorabilă amorfizării trebuie să se situeze în jurul concentrațiilor eutectice, să permită formarea unor compuși intermetalici, și domeniul soluțiilor solide terminale să fie cât mai restrâns.

În acest scop se vor analiza aliajele din sistememle binare Ni-Cr, Ni-B, Ni-Si, Cr-B, Si-B, Fe-B, Fe-Si, Fe-Ni, precum și din sistemul ternar Ni-B-Si.

Sistemul de aliaje Ni-Cr, figura 2.1, prezintă o transformare eutectică la 1344°C și la 48% Ni. Se remarcă domeniul destul de larg al existenței soluției solide de Cr dizolvat în Ni.

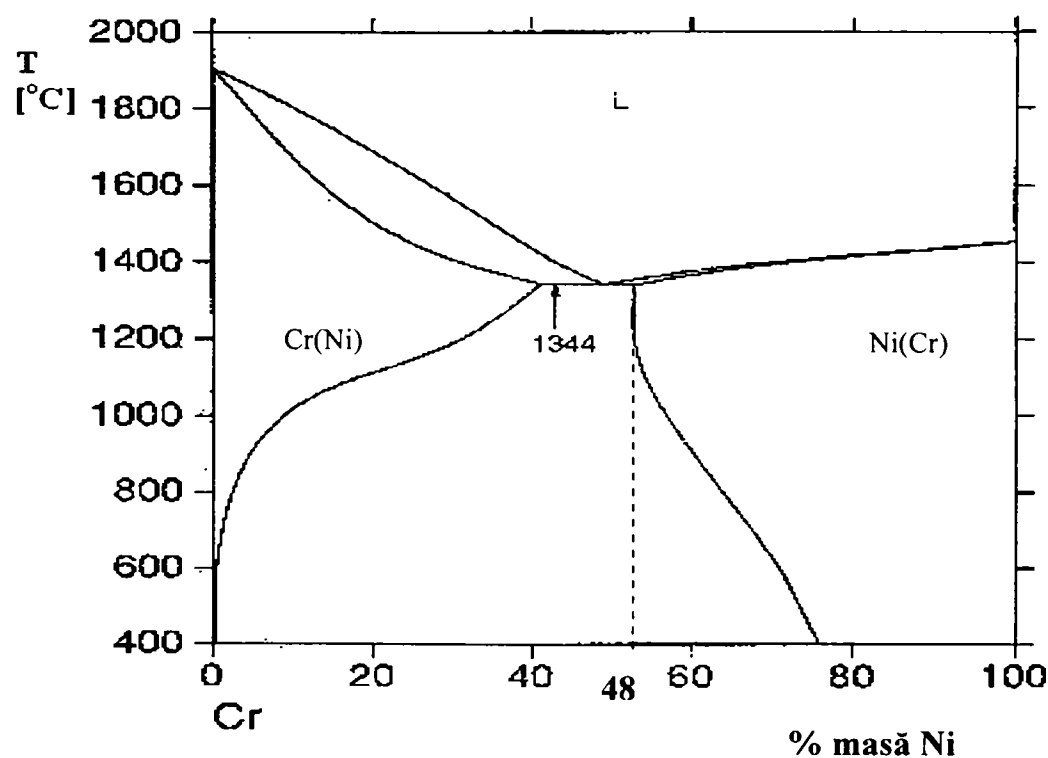


Fig. 2.1 Sistemul binar Cr-Ni [110]

Sistemele binare Ni-B, Ni-Si, Cr-B (figurile 2.2, 2.3, 2.4) prezintă reacții eutectice, care asigură o temperatură de topire a aliajului mai mică, și mulți compuși chimici situați în apropierea concentrațiilor eutectice.

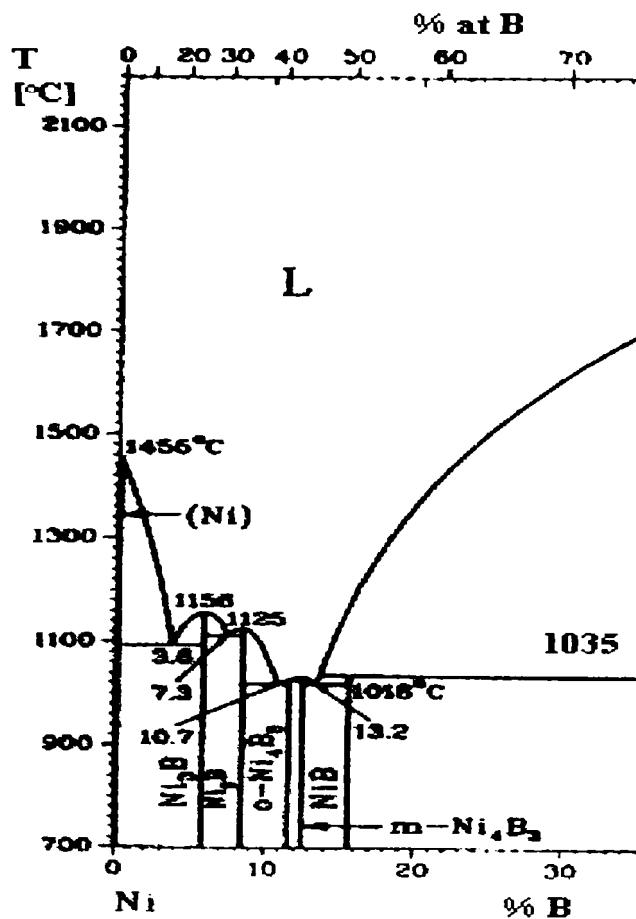


Fig. 2.2 Sistemul binar Ni-B [110]

Din figura 2.2, unde este prezentată diagrama de echilibru a sistemului de aliaje Ni-B, se remarcă faptul că cele două componente sunt insolubile în stare solidă.

Lichidul cu 3,6% B și 1095°C suferă o transformare eutectică, trecând într-un amestec în a cărei componență intră compusul chimic congruent Ni₃B ce conține 5,8%B. De asemenea se mai remarcă următoarele transformări eutectice:

- la 7,3% B și 1100°C ;
- la 10,7% B și 1010°C ;
- la 13,2% B și 1018°C.

În alcătuirea eutecticelor rezultate intră compușii chimici congruenți Ni₃B cu 8,5% B, Ni₄B₃ ce conține 11,5% B, Ni₄B₂ cu 12,5% B, precum și compusul chimic incongruent NiB, rezultat în urma transformării peritectice la 1035°C și 15,7% B.

Prin urmare, domeniul compozițional favorabil amorfizării în acest sistem binar Ni-B s-ar situa în intervalul 3...10% masice de B.

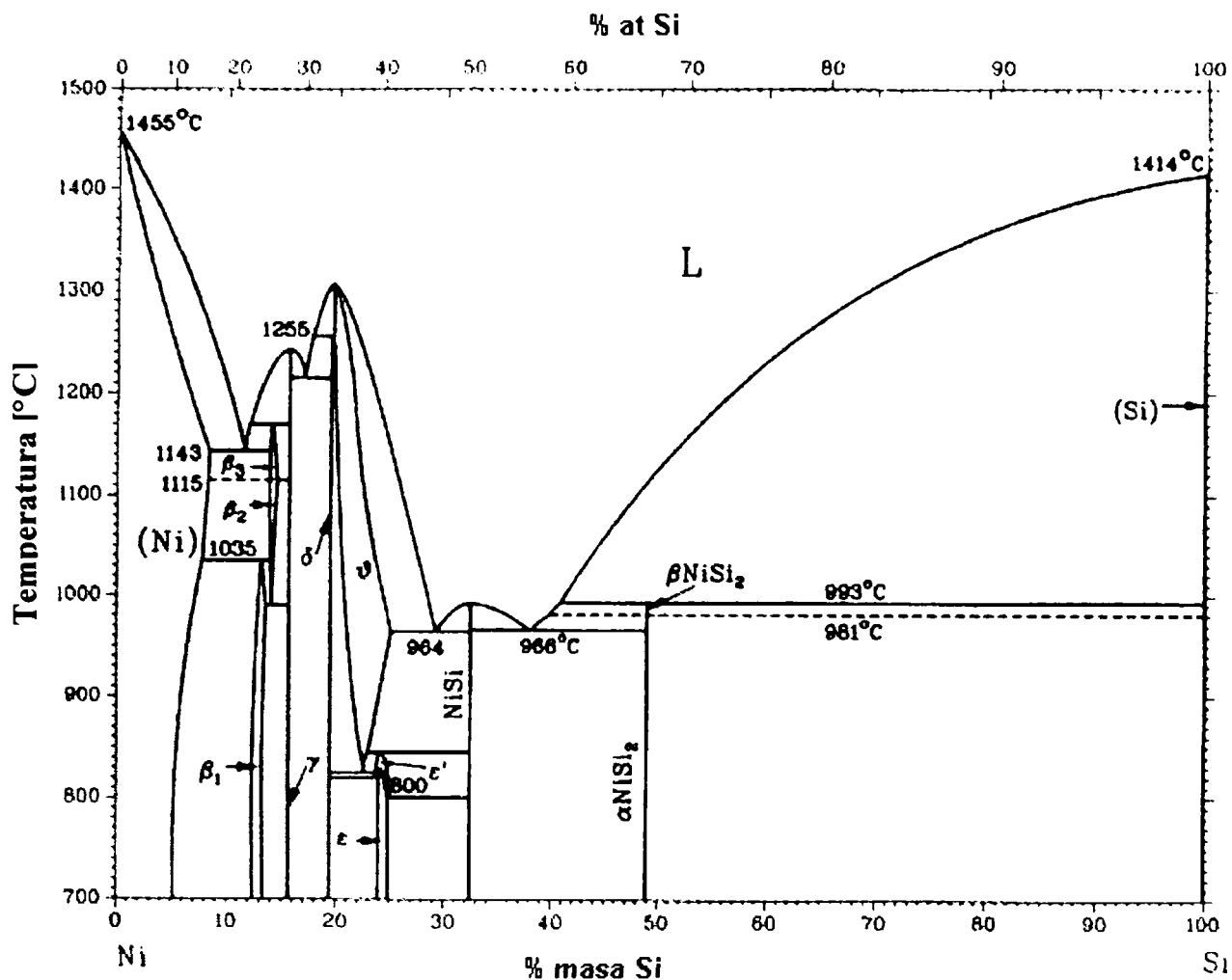


Fig. 2.3 Sistemul binar Ni-Si [110]

Sistemul de aliaje Ni-Si prezintă, așa cum se observă din figura 2.3, o serie de transformări principale (eutectice, eutectoide și peritectice) precum și o serie de compuși chimici. Astfel observăm că la 1143°C și 11% Si are loc o transformare eutectică, lichidul trecând într-un amestec mecanic format din soluția solidă de Si dizolvată în Ni și din compusul chimic β .

De asemenea, la 964°C și 29% Si, respectiv 966°C și 38% Si lichidul suferă transformări eutectice importante din punct de vedere al amorfizării aliajului, mai ales că eutecticele rezultate conțin ca și faze constitutive compuși chimici, și anume:

- compusul chimic congruent NiSi ce conține 32,2% Si;
- compusul chimic incongruent NiSi₂ rezultat în urma transformării peritectice la 993°C și 49% Si.

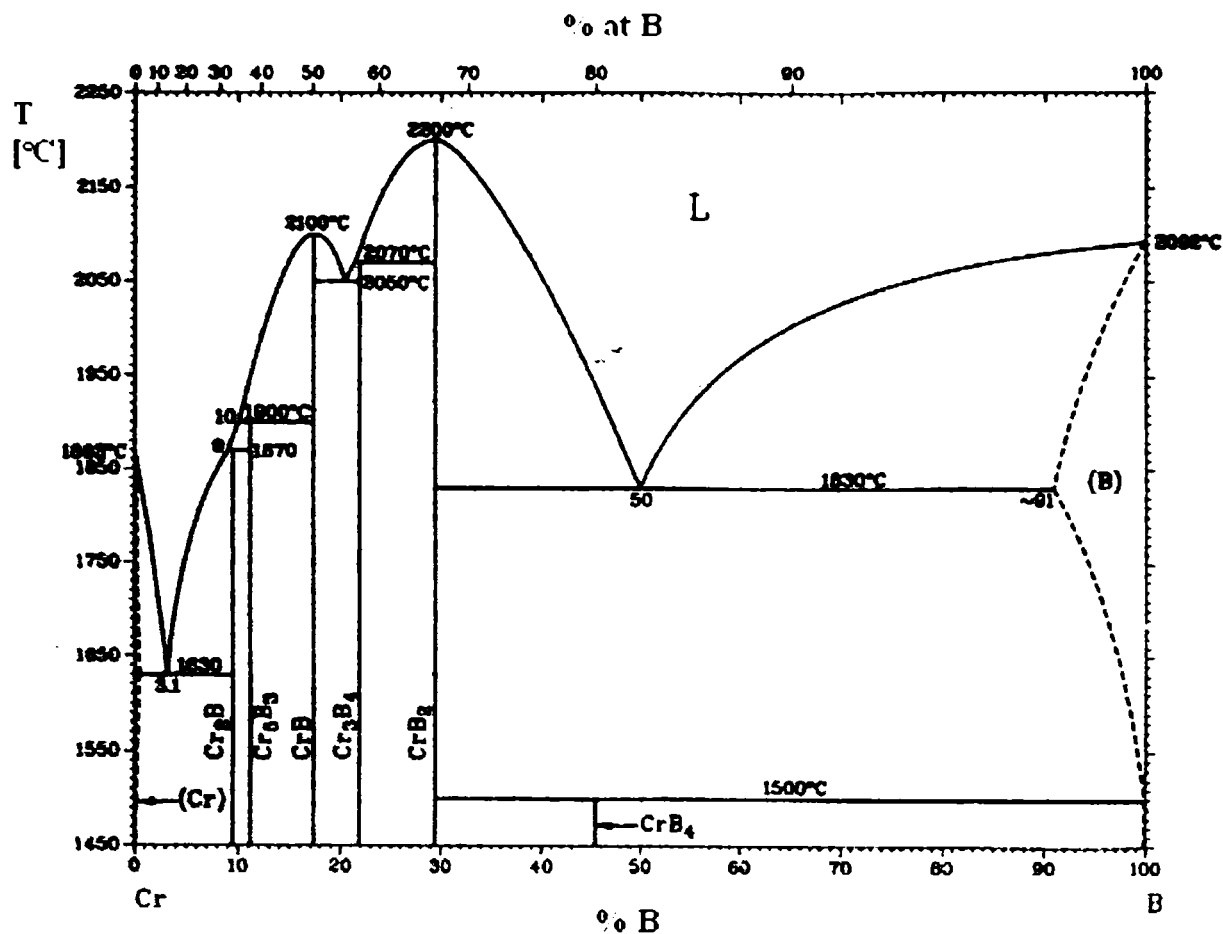


Fig. 2.4 Sistemul binar Cr-B [110]

În sistemul de aliaje Cr-B (figura 2.4), se remarcă mai multe transformări eutectice:

- la 3,1%B și 1630°C ;
- la 20%B și 2050°C;
- la 50%B și 1830°C

De asemenea se remarcă prezența compușilor chimici incongruenți: Cr₂B; Cr₅B₃; Cr₃B₄, rezultați în urma unor reacții peritectice precum și a compușilor congruenți: CrB și CrB₂.

În acest caz, domeniul compozițional optim pentru amorfizare se încadrează în intervalul 2...4% B.

Prezența eutecticelor și a compușilor chimici recomandă borul ca element amorfizabil.

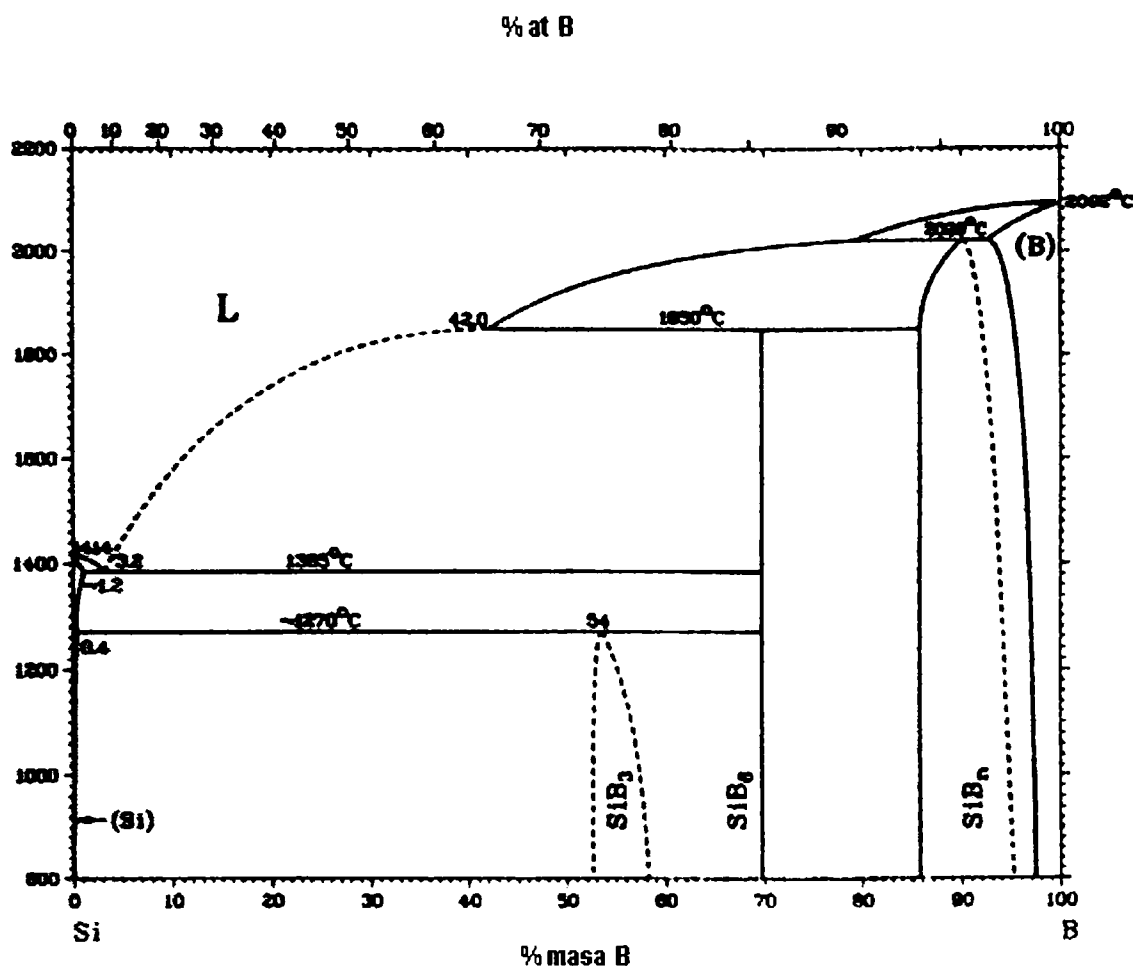


Fig. 2.5 Diagrama de echilibru Si-B [110]

Diagrama de echilibru binară Si-B (figura 2.5) prezintă compuși chimici de tipul SiB_x , unde $x = 3$ sau 6 , precum și transformări peritectice la 2020 și 1850 °C. Transformarea eutectică are loc la 1385°C și 3,2% B.

Diagramele de echilibru Fe-B și Fe-Si (figurile 2.6 și 2.7) prezintă de asemenea reacții eutectice și compuși intermetalici care au efecte pozitive în ceea ce privește capacitatea de amorfizare a aliajului. Astfel se remarcă transformarea eutectică de pe diagrama Fe-B în urma căreia lichidul cu aproximativ 4% B și 1174°C separă fazele Fe_γ (B) și Fe_2B , și transformarea eutectică de pe diagrama Fe-Si, la 1196°C, cu separarea din lichid a soluției solide de Si dizolvat în Fe și a compusului Fe_2Si .

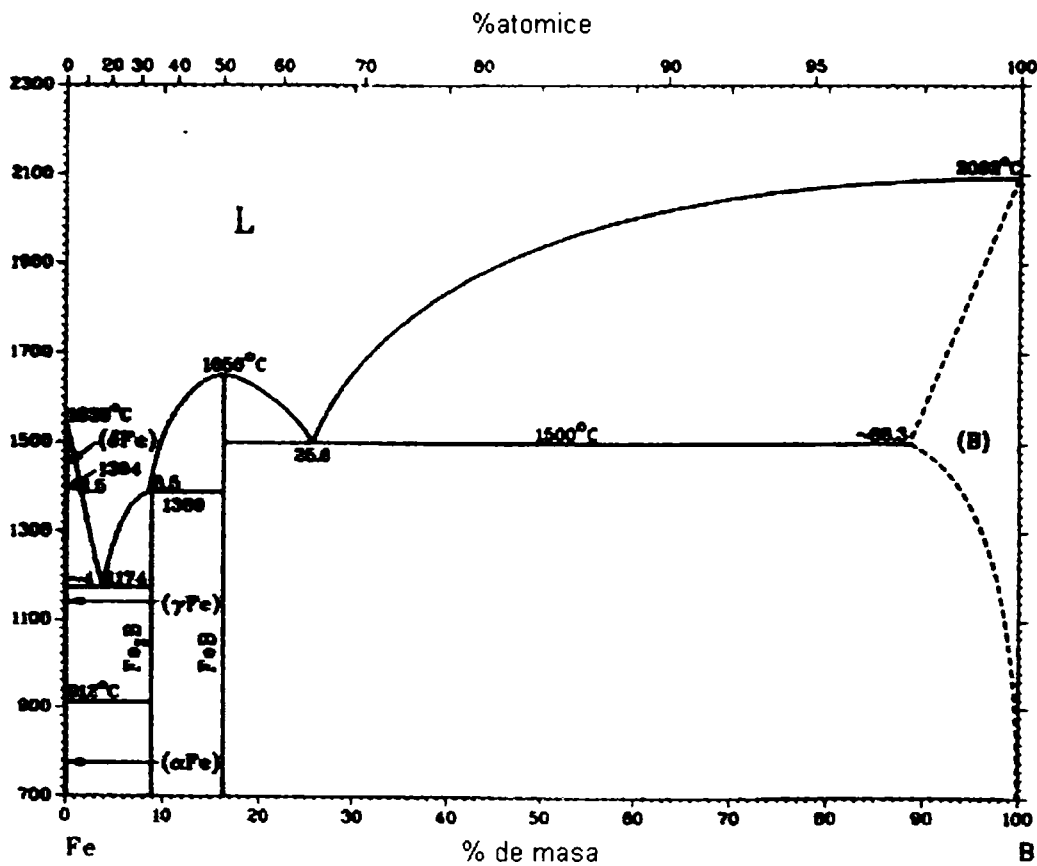


Fig. 2.6 Sistemul binar Fe-B [110]

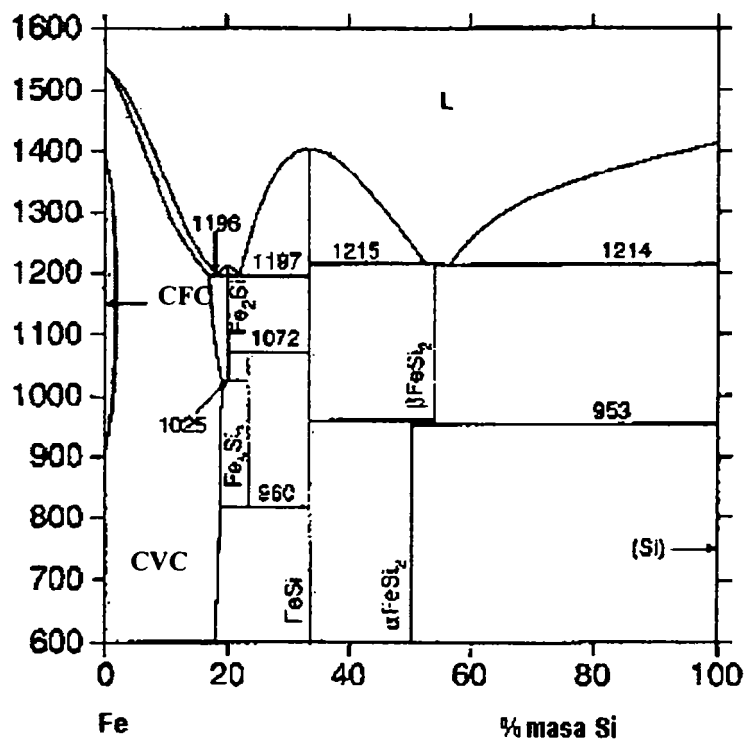


Fig. 2.7 Sistemul binar Fe-Si [110]

În figura 2.8 se observă existența în sistemul de aliaje Fe-Ni a unei soluții solide de Ni dizolvat în Fe γ ce suferă transformări eutectice. De asemenea se remarcă și formarea unui compus intermetalic de tipul FeNi₃.

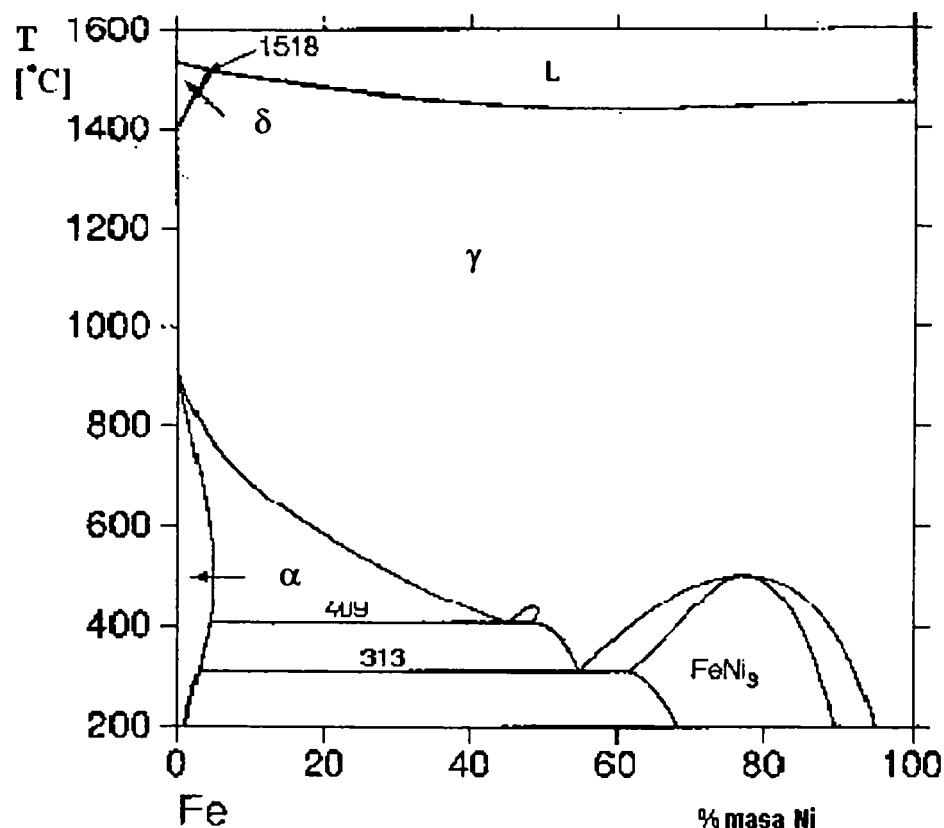


Fig. 2.8 Diagrama binară Fe-Ni [110]

În figura 2.9 se prezintă o secțiune din diagrama ternară Ni-B-Si pe care se evidențiază domeniile compoziționale favorabile amorfizării. Având în vedere faptul că domeniile compoziționale trebuie să se situeze în apropierea eutecticelor, se poate aprecia că zonele aflate în vecinătatea punctelor de coordonate 90%Ni, 2%B, 8%Si, respectiv 92%Ni, 3%B, 5%Si reprezintă domenii optime de amorfizare.

În același timp se remarcă prezența compușilor intermetalici de tipul Ni_xB_y sau Ni_xSi_y, evidențiați anterior și în sistemele binare, dar și a compușilor complecși de tipul BNi₄Si₂, BNi₆Si₂, B₂Ni₉Si₄, care au un rol benefic în obținerea după răcirea ultrarapidă a stării amorse sau cvasiamorse.

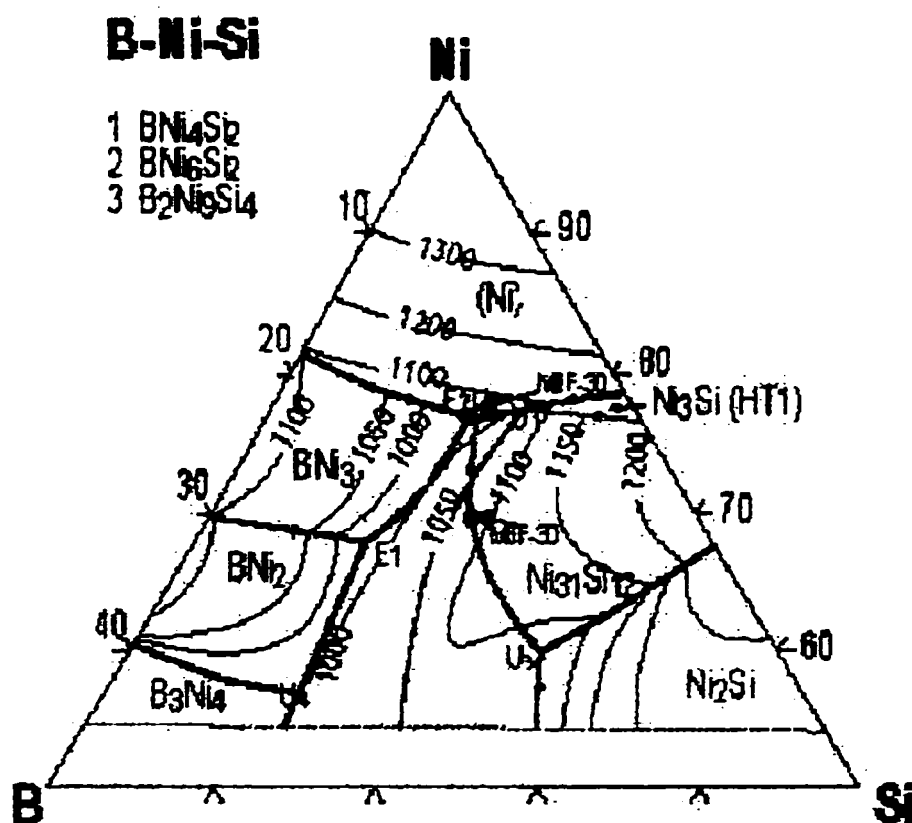


Fig. 2.9 Secțiune într-o diagramă ternară Ni-Si-B [47]

Pentru a defini cu o mai mare precizie compoziția chimică optimă ar fi necesar studiul diagramelor polinare de tipul Ni-Cr-B-Si, respectiv Ni-Cr-Fe-B-Si. Din datele deținute până în prezent, s-a constatat că astfel de diagrame nu s-au construit până acum. În aceste condiții, singura soluție pentru a determina o compoziție optimă amorfizării este cea a utilizării diagramelor pseudoternare de tipul Ni/MT-B-Si, unde MT este un metal de tranziție cum ar fi Cr, Fe, Co, etc. În acest caz, proporția de metal de tranziție care se adaugă în vederea îmbunătățirii unor caracteristici ale aliajului, se consideră ca făcând parte din proporția de Ni dedusă din diagrama de echilibru ternară.

Prin urmare, adaosurile de Si și B sunt necesare pentru a obține aliaje pe bază de Ni-Cr în stare amorfă. Atât borul cât și siliciul măresc gradul de amorfizare al aliajului, măresc stabilitatea metalelor amorse, dar pot avea efect negativ asupra caracteristicilor finale ale îmbinării lipite [11, 22].

Se remarcă faptul că pentru a obține aliaje de lipire la temperaturi înalte pe bază de Ni-Cr sub formă de benzi amorfe, este necesar a face un compromis între cerințele impuse unui aliaj de brazare și cerințele impuse unui aliaj amorfizabil (figura 2.10).

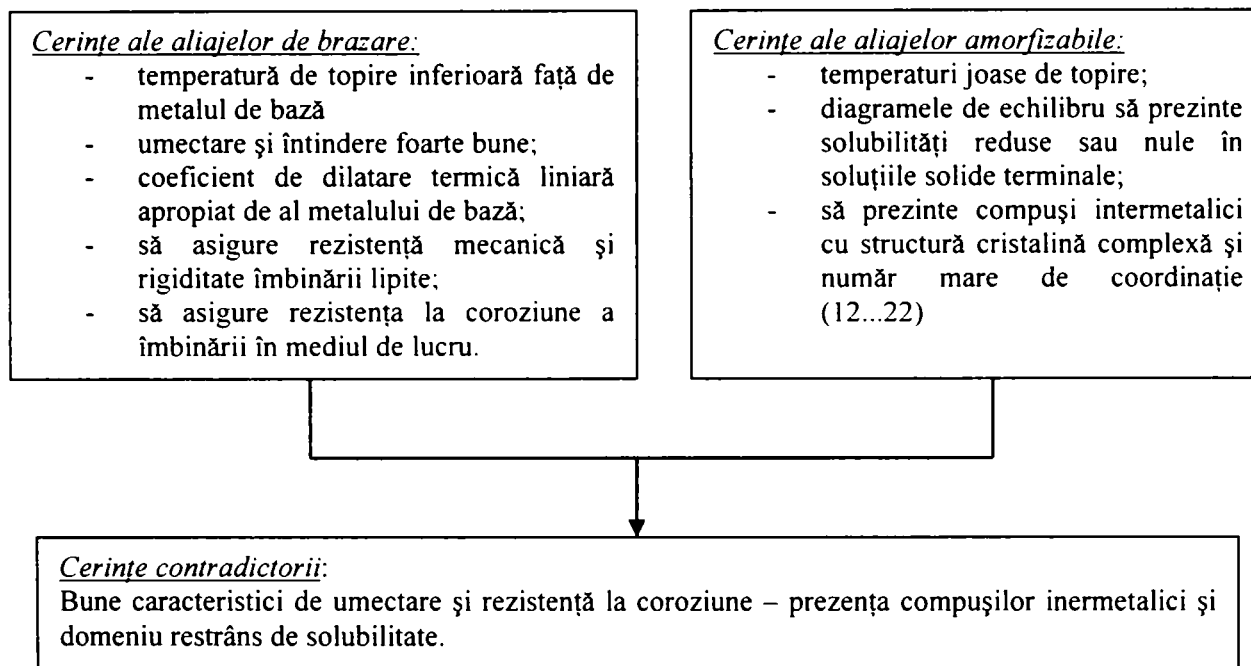


Fig. 2.10 Cerințele impuse aliajelor de brazare și amorfizabile

Având în vedere compozițiile chimice clasice ale aliajelor pentru lipirea tare a oțelurilor inoxidabile și refractare, care asigură temperaturi de topire și implicit de brazare de valori mai mici, precum și sistemele binare și ternare analizate, și ținând cont de condițiile de amorfizare ale unui aliaj, se poate concluziona că pentru a obține aliaje de brazare pe bază de Ni și Cr sub formă de benzi ductile și uniforme cu structură amorfă sau quasicristalină, compoziția chimică a unui astfel de aliaj trebuie să se încadreze în următoarele limite:

Tabelul 2.2 Compoziția chimică favorabilă amorfizării aliajelor pe bază de Ni.

Elementul chimic	Cr	Fe	Si	B	Ni
% de masă	6÷21	2,5÷4,5	4÷7,3	1÷3,5	rest

2.3. Tehnici de formare a aliajelor prin răcirea ultrarapidă a topiturilor

Din 1960, considerat anul de naștere al sticlelor metalice, metodele și procedeele de obținere a sticlelor metalice s-au diversificat continuu. La ora actuală, metodele de fabricare a metalelor amorfe se pot clasifica în trei mari grupe [84]:

- metode de depunere chimică a straturilor amorfe pe un suport metalic sau nemetalic;
- metode de “înghețare” a straturilor superficiale topite prin energii concentrate (bombardare cu particule, implantare de ioni, iradiere cu fascicul de ioni, ș.a.);
- metoda răcirii ultrarapide a topiturilor.

Dintre aceste metode, un progres semnificativ atât din punct de vedere științific cât și industrial au adus metodele de răcire rapidă a topiturii, bazate pe un proces continuu, de mare productivitate, care conduc la produse cu dimensiuni și forme utilizate industrial.

La aplicarea acestor metode de solidificare ultrarapidă a topiturii trebuie respectate două principii [22]:

- procesul de solidificare trebuie să asigure o viteză de răcire mai mare decât o viteză critică de evitare a cristalizării, specifică aliajului respectiv;
- procesul de solidificare trebuie să permită răcirea aliajului amorfizabil până la o temperatură aflată sub temperatura de recrystalizare a aliajului, sau, mai strict, până la o temperatură inferioară temperaturii de tranziție vitroasă a acestuia.

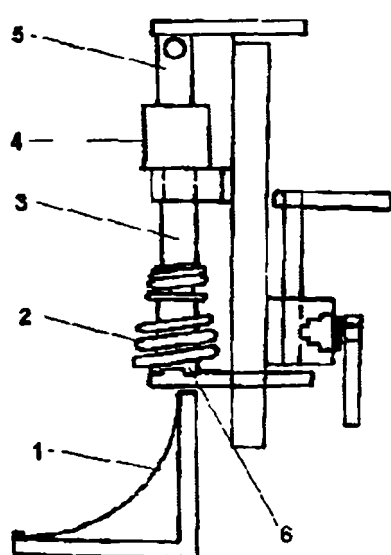
Primul principiu exprimă condiția necesară ca aliajul să fie obținut în stare amorfă la solidificare, iar al doilea principiu reprezintă condiția necesară ca produsul vitrificat să se mențină în stare amorfă.

Metoda răcirii ultrarapide a topiturii se bazează pe faptul că schimbul puternic de căldură la parcurgerea fazelor lichid→solid împiedică formarea cristalelor obținându-se în stare solidă aranjamentul atomic din topitură.

Există mai multe procedee de răcire ultrarapidă a topiturii, dintre care unele au în prezent doar un rol istoric, iar altele tind să se impună pentru producerea la scară industrială a aliajelor amorse. În cele ce urmează se prezintă succinct câteva dintre aceste procedee.

a) Procedeeul GUN.

A fost primul procedeu de producere a metalelor amorse, cunoscut din anul 1960 și aplicat de Duwez și colaboratorii lui. Acesta constă din turtirea unei picături de topitură pe o placa de cupru, sub acțiunea unei unde de șoc, ce acționează sub unghi mic și cu o viteză de câteva sute de m/s. Probele de metal amorf astfel obținute, au forma ovala, greu controlabilă și grosimi diferite.



- 1- Suport de cupru
- 2- Inductor răcit cu apă
- 3- Cameră de joasă presiune
- 4- Tub de șoc
- 5- Cameră de înaltă presiune
- 6- Cameră de topire

Fig. 2.11 Schema de principiu a procedeeului GUN [22]

b) Procedeeul extracției din topitură a firelor și benzilor

Extracția din topitură (figura 2.12) realizează o solidificare ultrarapidă a topiturii în process continuu, în care periferia unui disc de răcire aflat în mișcare de rotație vine în contact cu suprafața unui aliaj lichid. O cantitate mică de topitură este antrenată pe periferia discului, solidificându-se în scurta perioadă de timp în care se află în contact cu discul. Acest timp de contact, denumit și timp de rezidență, este de ordinul milisecundelor. Produsul astfel solidificat se desprinde de periferia discului datorită contracției la solidificare și a forței centrifuge, rezultând un fir continuu.

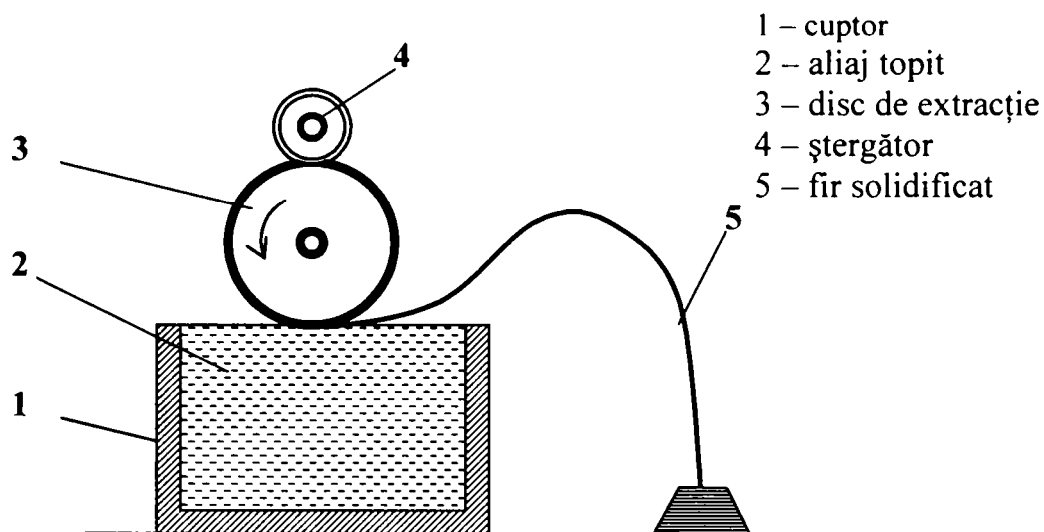


Fig. 2.12 Principiul procedurii extragerii din topitură [78]

c) Procedura cãlirii prin centrifugare.

Cãlirea centrifugalã utilizeazã ca suport de rãcire, suprafața interioarã a unui cilindru în rotație, în jurul unui ax vertical (figura 2.13).

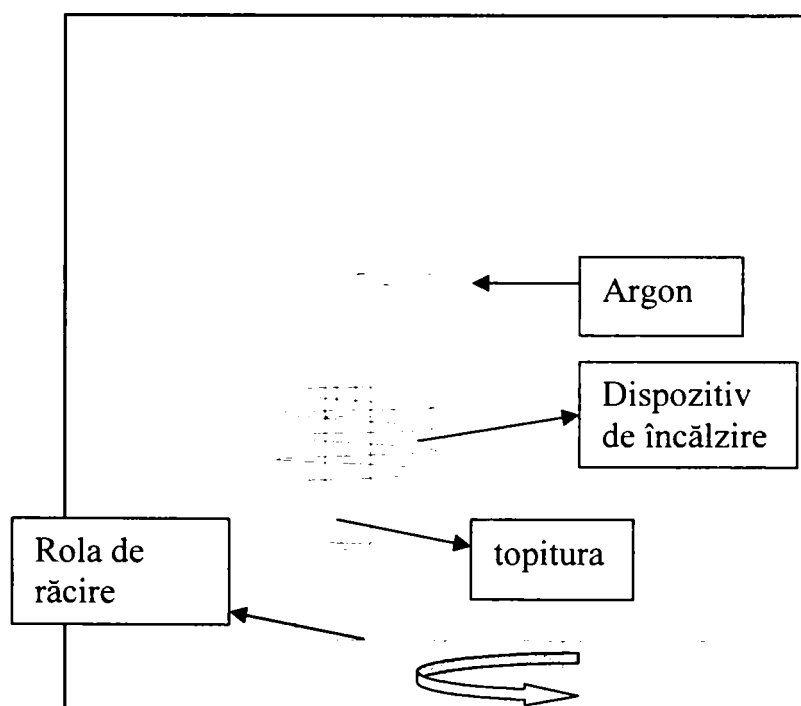


Fig. 2.13. Obținerea benzilor amorse prin centrifugare [9]

Jetul de lichid iese prin orificiul lateral din safir al creuzetului din grafit, debitul jetului fiind determinat de diametrul orificiului și de presiunea gazului inert aplicată topiturii din creuzet. Un dispozitiv pneumatic sau mecanic deplasează pe verticală creuzetul astfel încât jetul lichid să nu atingă banda deja solidificată, care

ia forma unei spirale continue ce se evacuează pe la partea inferioară a cilindrului de răcire. Accelerația radială transmisă de suport jetului lichid produce aplatizarea aliajului lichid din jet pe suprafața suportului de răcire, asigurând un bun contact termic la interfața lichid-suport de răcire. Metoda călirii centrifugale a fost intens aplicată de Masumoto pentru vitrifierea unui număr mare de aliaje, utilizând un cilindru de răcire cu diametru de aproximativ 100mm. În funcție de viteza de rotație a cilindrului, grosimea benzilor de sticlă metalică se încadrează în valori tipice de la 20 la 40 μm pentru viteze de 5000 rotații pe minut, cu posibilități de reducere a grosimii până la nivelul probelor apte de a fi preparate pentru examinare prin microscopie electronică de transmisie, când viteza crește până la aproximativ 10000 rotații pe minut. Vitezele de răcire realizate pentru probele cele mai subțiri, sunt estimate la aproximativ 10^6 K pe secundă.

d) Metoda laminării topiturii între doi cilindri aflați în mișcare de rotație

Procedeeul („twin- roller quenching” – figura 2.14) este înrudit cu metodele de forjare cu piston dublu, solidificarea jetului pe bloc de răcire, turnarea continuă, fiind mult aplicat industrial.

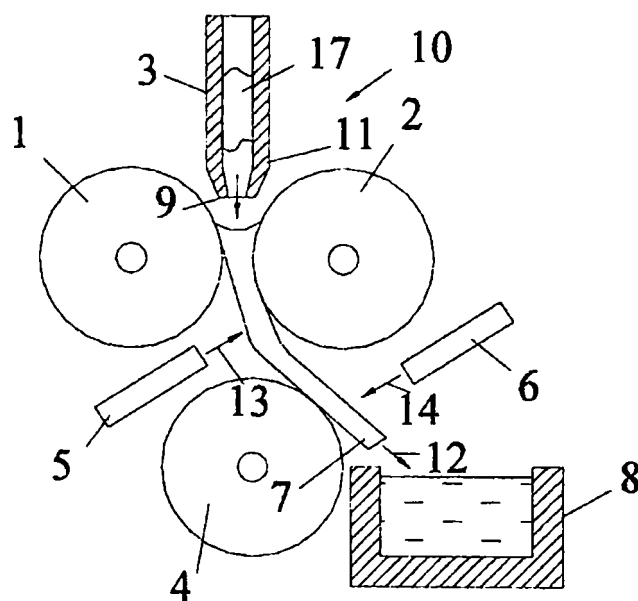


Fig. 2.14 Principiu a metodei laminării topiturii [9]

Aliajul (17) topit în creuzetul (3) este injectat prin duza calibrată (9) spre interstițiul celor două role (1) și (2). Rolele (1) și (2) sunt din oțel înalt aliat cu crom, care prezintă duritate și rezistență la uzură ridicate. Banda solidificată parțial, extrudată ajunge pe discul (4), care are o conductivitate termică foarte mare și răcește banda în mod suplimentar. Prin duzele (5) și (6) se insuflă gaz sub presiune pentru a mări presiunea de contact între bandă și role, contribuind astfel la creșterea vitezei de răcire. Banda rezultată (7) este colectată într-o baie (8). Turația discului de răcire (4) este mult mai mare (circa 9000 rot/min) față de turația rozelor de laminare (1) și (2) (circa 2800 rot/min) și în acest mod se asigură o viteză de răcire suplimentară foarte mare. Cilindrii sunt răciți în interior cu azot lichid sau cu apă (10). Tehnologic, sunt multe variante ale acestui procedeu, la unele dintre ele pot lipsi duzele (5) și (6) sau discul de răcire suplimentar (4). Din punct de vedere calitativ, benzile obținute prin metoda răcirii și laminării între doi cilindri sunt superioare celor realizate pe un singur cilindru deoarece, datorită comprimării bilaterale a aliajului lichid între cei doi cilindrii, puritatea benzii crește (nu mai este în contact cu atmosfera), iar rugozitatea și diferența de grosime au valori ne semnificative.

Viteza de răcire este cu ceva mai mică decât la răcirea pe un singur disc de răcire, deoarece prima răcire se face între sistemul de valțuri. Banda obținută are o lățime de 400mm și o grosime de 0,4 - 0,5 mm, viteza de răcire fiind estimată la circa $10^3 - 10^4$ K/s.

e) Procedeu răcirii topiturii cu un singur cilindru

Dintre variantele acestui procedeu, cea a răcirii topiturii cu un singur cilindru este utilizat pentru obținerea aliajelor amorfe sub formă de fire (fibre) și benzi de diverse lățimi (până la 20mm), lungimi foarte mari și grosimi maxime de 60 μ m.

Așa cum se observă din figura 2.15, aliajul este topit în creuzetul de cuarț. Încălzirea se face prin inducție cu ajutorul unui inductor. Odată ajuns la temperatura de turnare care este superioară celei de topire, aliajul cade forțat, prin aplicarea unei suprapresiuni Δp , pe rola de Cu, aflată în mișcare de rotație cu turația n . Forma și

mărimea jetului de metal topit este dată de forma și mărimea duzei de ejectare , situată la baza creuzetului. Rezultă astfel o bandă amorfă care poate fi bobinată.

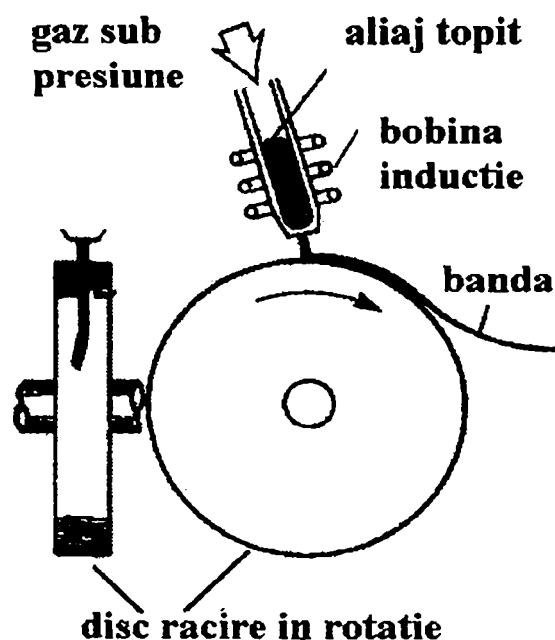


Fig. 2.15 Metoda solidificării unui jet liber de aliaj lichid pe un suport de răcire în rotație [69]

Pentru producerea de benzi din aliajul pe bază de Ni-Cr, s-a folosit ultima metodă, deoarece actualmente principalul interes tehnic este concentrat asupra acestei metode, ea permițând obținerea de aliaje amorfe sub formă de benzi continui.

2.4. Instalația de obținere a benzilor amorfe

Instalația de obținere a benzilor amorfe prin procedeul răcirii ultrarapide a topiturii pe un cilindru, proiectată și realizată în acest scop în cadrul catedrei SMTT, este prezentată în figura 2.16.

Instalația cuprinde următoarele părți componente [9, 70]: rola, sistemul de lăgăruire, transmisia mecanică, un motor electric de acționare, un sistem de deplasare pe verticală a inductorului, un sistem de deplasare pe verticală a creuzetului, un inductor, un creuzet, generator de medie frecvență, tablou de

comandă (ce conține voltmetru, ampermetru, turometru, buton oprire, buton pornire, reglare turație, reglare presiune).

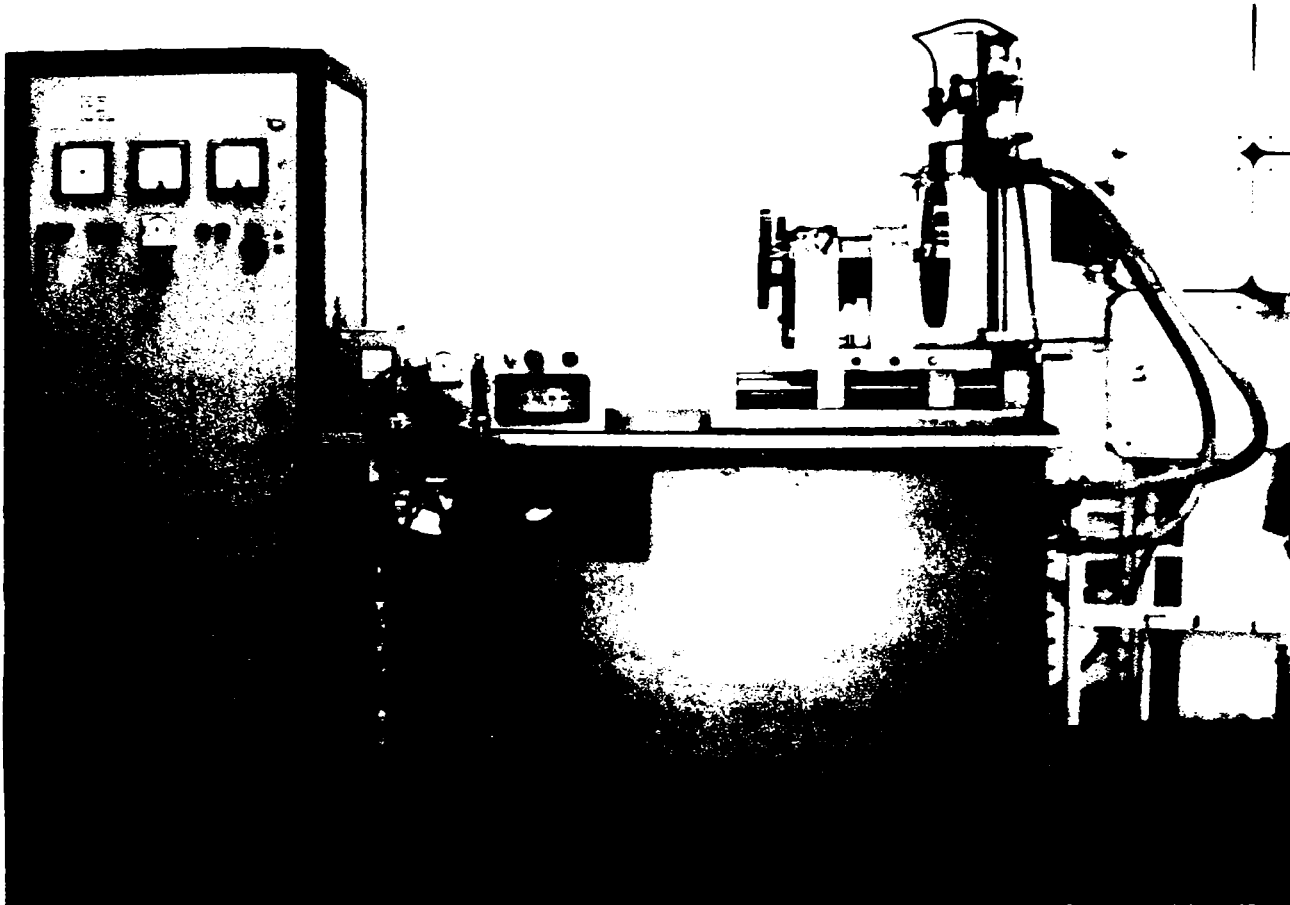


Fig. 2.16 Instalația de producere a benzilor amorse prin centrifugare

Generatorul de frecvență utilizat este un generator electronic GSMF 10 A 8000 cu frecvența fixă de 8KH și puterea de 10KW. Prin intermediul unei baterii de condensatori și al cablurilor flexibile de forță este alimentat inductorul în care este introdus creuzetul.

Inductorul de topire este dimensionat funcție de diametrul creuzetului folosit și are posibilitatea de a efectua o mișcare pe verticală de apropiere sau depărtare față de rolă și poate fi înclinat în planul de rotație al rolei de răcire cu $\pm 30^\circ$.

Creuzetul de topire trebuie să reziste la temperaturi mai mari decât temperatura de topire a aliajului primar, să reziste la șocuri termice și să suporte diferențe mari de temperatură pe lungime, să aibă o bună etanșeitate, să permită legătura la sistemul pneumatic și să fie prevăzut cu o duză de ejectare a topiturii. În cazul aplicației de față s-a utilizat un creuzet din cuarț, prevăzut în partea inferioară cu un orificiu de ejectare de formă circulară cu diametrul de 0,4 mm (fig.2.17).

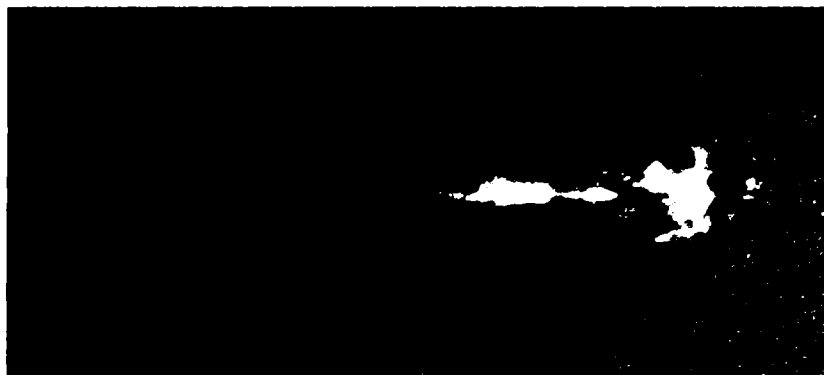


Fig.2.17 Creuzetul pentru topire

Sistemul mecanic de deplasare a creuzetului cuprinde un dispozitiv de deplasare pe verticală a creuzetului împreună cu inductorul pe două coloane prevăzute cu bușe cu bile sub acțiunea unui mecanism șurub-piuliță cu bile. Acest dispozitiv permite aducerea inductorului și creuzetului în poziția corespunzătoare față de rolă în timpul încălzirii pentru topire. Sistemul mecanic mai permite deplasarea pe verticală doar a creuzetului în inductor pentru apropierea sau depărtarea duzei de ejectare a creuzetului față de rola de răcire, în funcție de presiunea metalului topit. De asemenea, creuzetul și inductorul pot fi poziționate manual, printr-o mișcare pe orizontală, în raport cu centrul rolei de răcire.

Sistemul de deplasare a rolei asigură mișcarea de rotație a rolei cu turație reglabilă prin intermediul unui motor electric de curent continuu SMU 750, alimentat printr-un variator electronic de tensiune și prevăzut cu un tahogenerator de curent continuu pentru măsurarea turației. Gama de turații reglabilă de la un potențiomtru este de la 0 la 3000 rotații pe minut.

Transmiterea mișcării la axul rolei se face printr-o transmisie cu curea sincron pentru a evita alunecările la pornire și la modificarea turației.

Sistemul pneumatic asigură protecția topiturii în timpul încălzirii și expulzarea ei prin duza de ejectare a creuzetului după atingerea temperaturii de încălzire prin intermediul presiunii argonului din zona superioară a creuzetului. El cuprinde un tub de argon sub presiune prevăzut cu un reductor de presiune legat la un rezervor de presiune joasă (0...2 atm) de la care se introduce presiunea în creuzet prin intermediul unui electroventil în momentul atingerii temperaturii de turnare și după reglarea corespunzătoare a poziției duză-rolă.

Sistemul electric de comandă asigură alimentarea motorului electric de acționare, comanda electroventilului pentru presiunea de argon, indicarea turației rolei prin intermediul tahogeneratorului și a temperaturii topiturii prin semnalul primit de la o termocuplă imersată în topitură.

Soluția constructivă prezentată a urmărit eliminarea surselor de vibrații pentru a se obține benzi uniforme. În acest sens s-a adoptat soluția de deplasare a creuzetului după toate direcțiile necesare pentru reglaj, cu excepția mișcării de poziționare care este efectuată de către suportul rolei.

De menționat că instalația se află într-un proces de automatizare, pentru ca achiziția datelor și prelucrarea lor să se efectueze cu un software specializat care să permită controlul parametrilor procesului de elaborare a benzilor cu structură amorfă sau nanocristalină prin metoda răcirii ultrarapide a topiturii pe o rolă de răcire.

În momentul de față s-a reușit realizarea primei etape, și anume crearea unui software care să realizeze achiziția parametrilor tehnologici ce caracterizează acest proces de elaborare a aliajelor amorse și nanocristaline. Acest lucru implică conectarea unui calculator, care prin intermediul unei plăcii de achiziții să poată înregistra principalii parametri de proces (fig.2.18).

Tot ca element de noutate este montarea unei termocuple cu infraroșu care permite măsurarea temperaturii fără contact direct cu obiectul (fig.2.19). Principiul de funcționare al acestor termocuple cu infraroșu porneste de la faptul că un obiect emite căldură ce este direct proporțională cu temperatura acestuia conform ecuației Stefan-Boltzmann: $e = S \cdot T^4$,

unde: e- energia totală emisă prin radiații de către obiect;

T- temperatura obiectului;

S- constanta Stefan-Boltzmann.

Termocupla cu infraroșu măsoară această energie și produce un semnal proporțional cu energia radiată de către obiectul focalizat. Pentru a realiza o bună măsurare prin aceasta tehnică este important de știut proporția de radiație emisă și reflectată de către obiect. Această proporție poartă numele de emisivitate.



Fig.2.18 Vedere generală a instalației modificate.



Fig.2.19 Montajul termocuplei

Principalii parametri de proces care influențează structura și geometria benzii obținute și care sunt achiziționați prin intermediul software-ului sunt:

- turația rolei;
- suprapresiunea aplicată topiturii;
- temperatura topiturii;
- poziția creuzetului față de rolă.

Interfața aplicației software se prezintă ca în figurile 2.20 și 2.21:

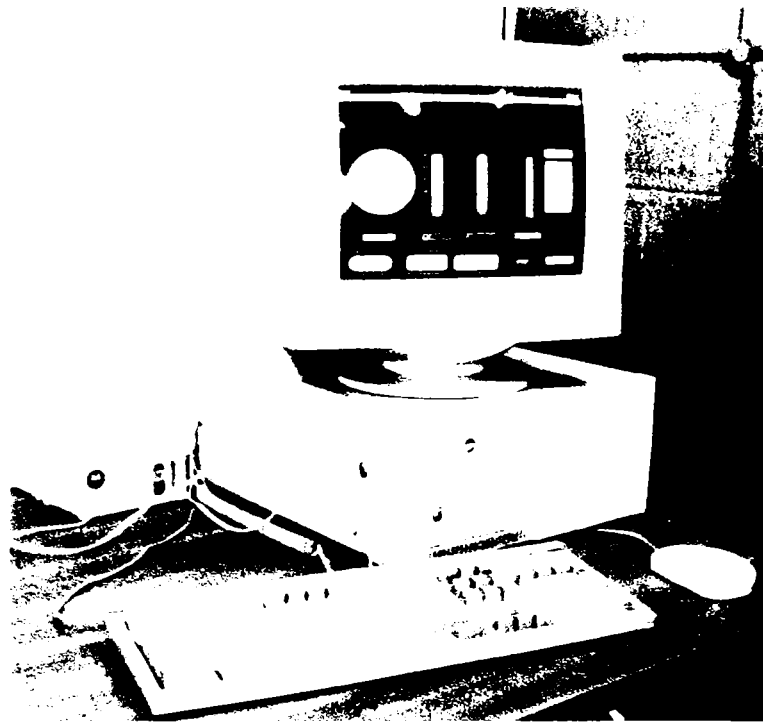


Fig.2.20 Interfața aplicației software. Vedere generală a sistemului de calcul

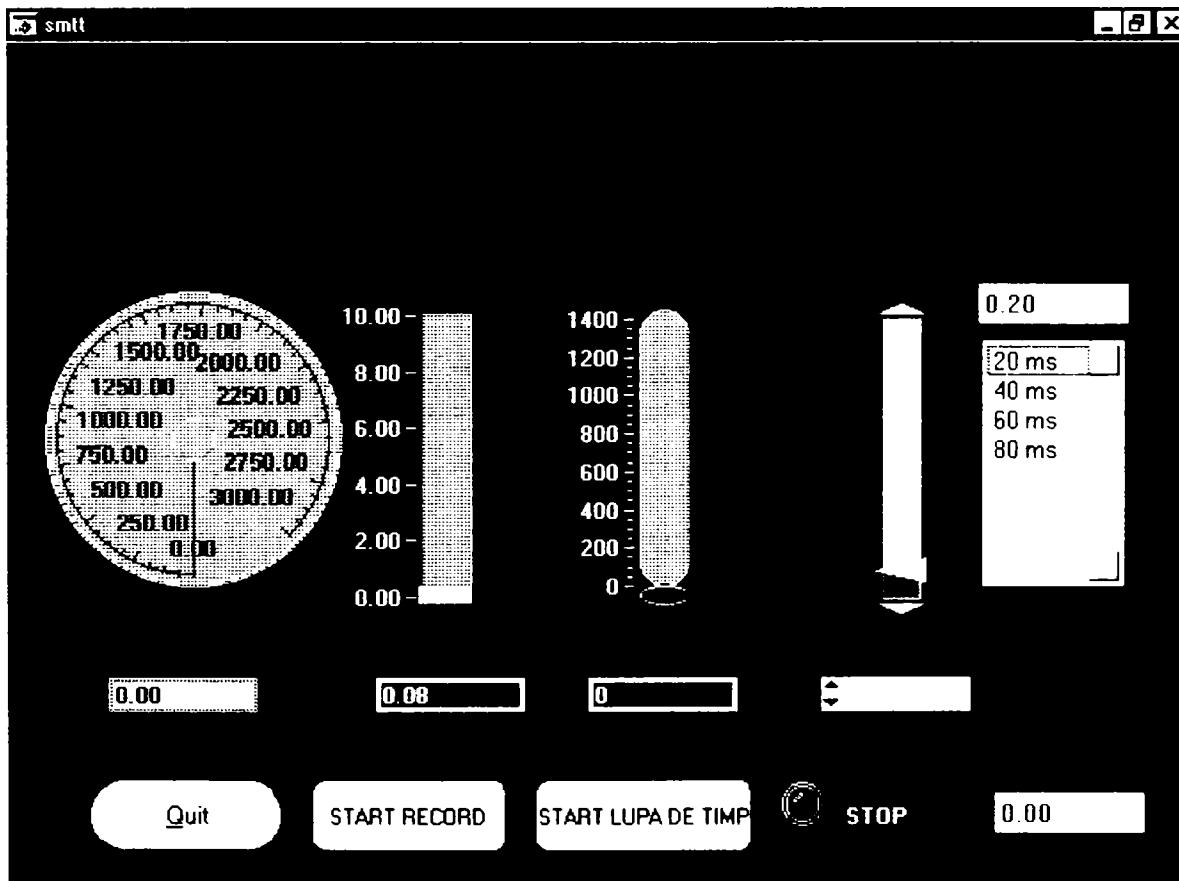


Fig. 2.21 Interfața aplicației software-detaliu

Ecranul prezintă atât grafic cât și ca valori numerice parametrii de proces, astfel:

- TURAȚIA, pentru turația rolei, exprimată în rotații pe minut;
- PRESIUNE, pentru suprapresiunea aplicată topiturii, exprimată în atmosfere;
- TEMPERATURA, pentru temperatura topiturii, exprimată în grade Celsius;
- POZITIA, pentru distanța dintre duza de ejectare și rola de răcire, exprimată în milimetri.

LUPA DE TIMP reprezintă intervalul de timp în care se face înregistrarea parametrilor de proces. Implicit, programul înregistrează parametrii din secundă în secundă. Prin intermediul butonului START LUPA DE TIMP se poate modifica timpul dintre înregistrări la 20, 40, 60, 80 milisecunde.

Pentru începerea înregistrării parametrilor se apasă pe butonul START RECORD, iar pentru oprirea înregistrării se apasă butonul STOP.

În acest moment valorile înregistrate sunt salvate într-un fișier de tip Excel având următorul format (figura 2.22):

	A	B	C	D	E	F	G
1	data	contor	turatie	presiunea	temperatura	pozitia	
2	0221_1257	1	1986.48	0.25	982	10	
3	0221_1257	2	1993.86	0.25	1034	10	
4	0221_1257	3	1998.57	0.25	1092	10	
5	0221_1257	4	2000.01	0.25	1107	10	
6	0221_1257	5	2000.041	0.25	1138	10	
7	0221_1257	6	2000.042	0.25	1153	2.7	
8	0221_1257	7	2000.042	0.25	1153	1.02	
9	0221_1257	8	2000.042	0.22	1153	0.81	
10	0221_1257	9	2000.042	0.22	1148	0.81	
11	0221_1257	10	2000.042	0.218	1142	0.81	
12	0221_1257	11	2000.041	0.218	1139	0.81	
13	0221_1257	12	2000.041	0.211	1135	0.81	
14	0221_1257	13	2000.041	0.211	1132	0.81	
15	0221_1257	14	2000.042	0.207	1127	0.81	
16	0221_1257	15	2000.042	0.207	1122	0.81	
17							

Fig. 2.22 Tabelul de achiziție a datelor

Modul de operare este următorul:

➤ Se reglează manual turația rolei și presiunea gazului inert. Indicatoarele TURAȚIE și PRESIUNE permit vizualizarea în timp real a valorilor aferente fiecărui parametru.

➤ Se inițiază de la butonul „START RECORD” achiziția datelor experimentale. Pentru citirea parametrilor la un interval mai mic de o secundă, se apasă butonul „START LUPA DE TIMP” și astfel se poate opta pentru citirea parametrilor la intervale de 20, 40, 60 sau 80 milisecunde.

➤ În momentul în care temperatura topiturii a atins valoarea optimă, duza de ejectare a creuzetului se apropie de rolă prin intermediul sistemului mecanic de deplasare până când distanța duză-rolă devine optimă.

➤ Se aplică, prin acționarea electroventilului, suprapresiunea topiturii care este obligată să treacă prin duza de ejectare și să cadă pe rola aflată în mișcare de rotație, cu turația optimă.

➤ În momentul în care topitura a ieșit complet din creuzet, se apasă butonul „STOP”, moment în care se oprește înregistrarea parametrilor și programul generează un fișier Excel cu datele înregistrate, specificându-se data și ora la care s-au făcut înregistrările.

În acest mod se pot arhiva datele obținute în urma experimentărilor și se pot optimiza, pe baza încercărilor experimentale, parametrii de proces.

2.5 Cercetări privind obținerea aliajelor de lipire la temperaturi înalte din familia Ni-Cr-Fe-B-Si-Co sub formă de benzi prin răcirea rapidă a topiturii

Compoziția chimică a acestor aliaje de brazare pe bază de Ni-Cr trebuie să satisfacă, așa cum s-a arătat la capitolul 1, pe de-o parte cerințele impuse unui aliaj de lipire tare, iar pe de altă parte condițiile de amorfizare.

Întrucât și în literatura de specialitate compozițiile chimice ale aliajelor amorfe se exprimă în procente atomice este necesară realizarea conversiei atât din procente masice în procente atomice, cât și din procente atomice în procente masice pentru obținerea prealiajului dorit.

Fie un aliaj care are $x_1\%E_1, x_2\%E_2, \dots, x_n\%E_n$, unde x_1, x_2, \dots, x_n , reprezintă procentele de masă ale componentelor E_1, E_2, \dots, E_n .

Dacă masa atomică a elementului E_1 este A_1 , a elementului E_2 este A_2, \dots , a lui E_n este A_n , atunci conversia de la procente masice la procente atomice se va face în baza relației [69]:

$$\%atomiceE_1 = \frac{\frac{x_1}{A_1}}{\frac{x_1}{A_1} + \frac{x_2}{A_2} + \dots + \frac{x_n}{A_n}} \cdot 100 \quad (2.1)$$

Dacă avem $y_1\%$ atomice de element E_1 , $y_2\%$ atomice de element $E_2, \dots, y_n\%$ pentru element E_n , conversia de la procente atomice la procente masice va fi [69]:

$$\%masiceE_1 = \frac{y_1 \cdot A_1}{y_1 \cdot A_1 + y_2 \cdot A_2 + \dots + y_n \cdot A_n} \cdot 100 \quad (2.2)$$

Pe baza relațiilor 2.1 și 2.2 compozițiile chimice ale aliajelor de brazare pe bază de Ni și Cr, elaborate în stare amorfă, trebuie să se încadreze în limitele redate în tabelul 2.3.

Tabelul 2.3 Compoziția chimică a aliajelor amorfizabile din sistemul Ni-Cr-Fe-B-Si

Elementul chimic	Cr	Fe	Si	B	Ni
% atomice	6÷15	3÷5	8÷10	7÷13	rest

Pentru elaborarea benzilor amorfizabile prin metoda răcirii ultrarapide a topiturii pe un cilindru aflat în mișcare de rotație trebuie parcurse următoarele etape [69, 83]:

- elaborarea unui prealiaj cu o compoziție chimică favorabilă amorfizării;
- retopirea și turnarea continuă a prealiajului în instalația prezentată în paragraful anterior.

Eliminarea primei etape ar conduce la o serie de dezavantaje, dintre care amintim:

- mărirea timpului de elaborare;
- necesitatea folosirii ca materii prime a unor componente pure;
- necesitatea elaborării în vid pentru evitarea zgurii.

Prin urmare este necesară elaborarea unui prealiaj cu structură cristalină, care să prezinte o compoziție chimică favorabilă amorfizării, și condițiilor impuse de procesul de brazare.

Pentru elaborarea prealiajului s-au avut la dispoziție ca materii prime după cum urmează:

- Ni electrolitic 99%;
- Cr metalic 99%;
- FeSi75 cu 75% Si și 25% Fe;
- FeB18 cu 18% B și 80,5% Fe 1,5%C;
- Co metalic 99%.

Ținând cont de materiile prime avute la dispoziție, s-a urmărit elaborarea de prealiaje cu o compoziție chimică care să se încadreze în limitele precizate în tabelul 2.3.

Cantitățile necesare de materii prime s-au calculat ținând cont că 1g de FeSi75 introduce numai 0,75g Si și 0,25g Fe, iar 1g de FeB18 introduce doar 0,18g B, cantitățile de Fe (0,805g) și C (0,015) fiind destul de mari [88]. Totodată, în calculul

cantităților necesare de materii prime trebuie avut în vedere și arderile elementelor în timpul elaborării, arderi care în cazul cromului pot să ajungă până la 6%.

Se menționează faptul că s-a introdus și Co, întrucât în literatura de specialitate se recomandă acest lucru pentru îmbunătățirea caracteristicilor aliajului de lipire[7,48].

Elaborarea s-a făcut într-un cuptor cu încălzire prin inducție, de tipul V.E.M. 10 kg, din dotarea catedrei S.M.T.T.(figura 2.23) Creuzetul în care s-au topit materiile prime s-a confecționat din electrozi de grafit în care s-au introdus creuzete ceramice. Această construcție complexă a creuzetului este necesară pentru realizarea încălzirii prin inducție.



Figura 2.23 Cuptorul cu încălzire prin inducție V.E.M. 10

Tehnologia propriu-zisă de elaborare a cuprins următoarele faze:

- debitare bucăți de Ni, Cr, FeSi75, FeB18, Co;
- cântărirea cantităților necesare de materii prime cu ajutorul balanței analitice;
- introducerea în cuptor și topirea nichelului;
- supraîncălzire la 1550..1600 °C;

- introducerea și topirea celorlalte materii prime;
- menținere pentru omogenizare și ușoară supraîncălzire la temperatura de 1650..1700 °C
- turnarea în formă de turnare permanentă.

În vederea experimentărilor s-au elaborat prealiaje cu conținut variabil de bor, ținându-se cont de materiile prime avute la dispoziție.

Compozițiile chimice vizate sunt prezentate în tabelul 2.4:

Tabelul 2.4 Compoziția chimică teoretică a prealiajelor, în procente masice

Nr.crt	Aliaj	Compoziție chimică
1	B-NiCr1	13%Cr; 6,3%Si; 1%B; 6,7%Fe; 1%Co; rest Ni
2	B-NiCr2	13%Cr; 5,5%Si; 1,5%B; 8,7%Fe; 1%Co; rest Ni

În baza relației 2.1 aceste compoziții, în proporții atomice, se vor scrie:

Tabelul 2.5 Compoziția chimică teoretică în procente atomice a prealiajelor

Nr.crt	Aliaj	Compoziție chimică
1	B-NiCr1	$\text{Ni}_{62}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_6\text{Si}_{12}\text{B}_5\text{Co}_1$
2	B-NiCr2	$\text{Ni}_{61}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_8\text{Si}_{10}\text{B}_7\text{Co}_1$

În cazul aliajului B-NiCr1 s-a căutat limitarea conținutului de B la 1% , deoarece în FeB18 există 1,5%C, o cantitate destul de mare, care se va regăsi și în prealiaj. Ținând cont de domeniul de utilizare a aliajului, conținutul de C trebuie limitat la procente care să nu depășească 0,08...0,1% [46].

La aliajul B-NiCr2 se observă că s-a încercat mărirea cantității de B în vederea creșterii capacității de amorfizare.

De remarcat că s-a căutat ca suma elementelor amorfizante (B+Si) să fie de de 17 procente atomice, pentru a-i asigura aliajului o temperatură de topire cât mai scăzută, o bună fluiditate, precum și prezența în structură a compușilor intermetalici cu rețele cristaline complexe.

Turnarea s-a realizat într-o cochilă metalică (figura 2.20), obținându-se bare de diametru $\phi 12$ mm și lungimi de 110...130 mm (figura 2.24.).

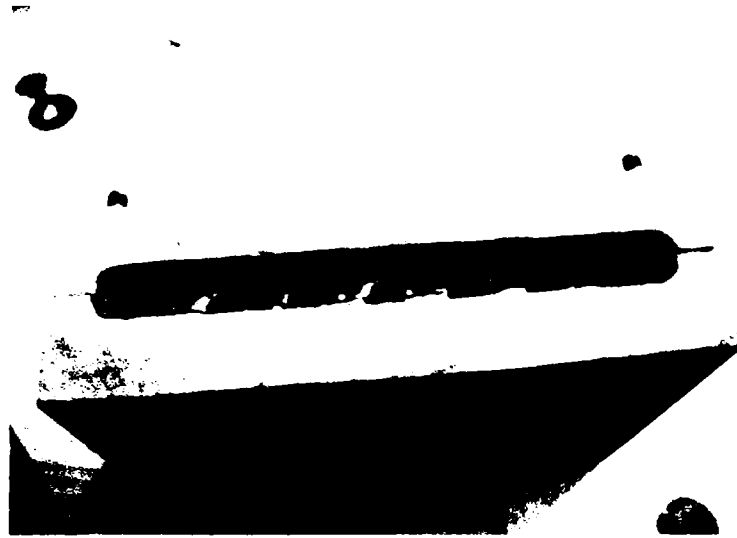


Fig. 2.24 Forma de turnare

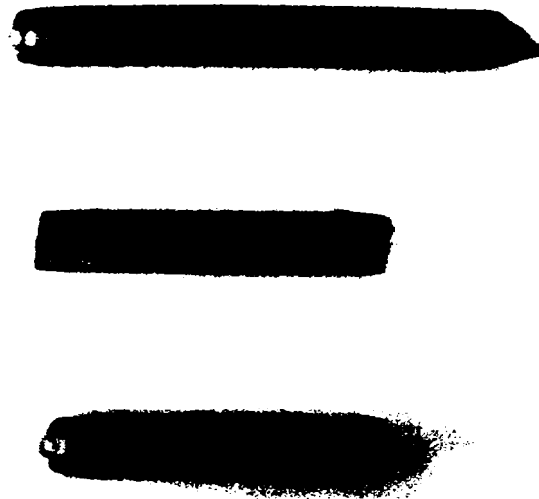


Fig. 2.25 Prealiaj sub formă de bare

Pentru realizarea benzilor s-a utilizat instalația prezentată în paragraful 2.4.

Tehnologia de elaborare a benzilor a cuprins următoarele etape:

- s-a debitat bara de prealiaj în bucăți de lungimi cuprinse între 25-30 mm;
- bara de prealiaj s-a introdus în creuzetul de cuarț care s-a fixat în dispozitivul de prindere;
- s-a reglat la rece poziția relativă a creuzetului față de rola de răcire;
- s-a reglat presiunea gazului inert și turația rolei;

- s-a pornit sistemul de încălzire și s-a realizat topirea aliajului;
- în momentul atingerii temperaturii optime de elaborare, creuzetul și rola s-au adus în poziția relativă optimă;
- s-a acționat electroventilul, suprapresiunea creată obligând topitura să treacă prin duza de ejectare a creuzetului și să cadă pe rolă.

Modul de elaborare a benzilor este prezentat în figura 2.26.

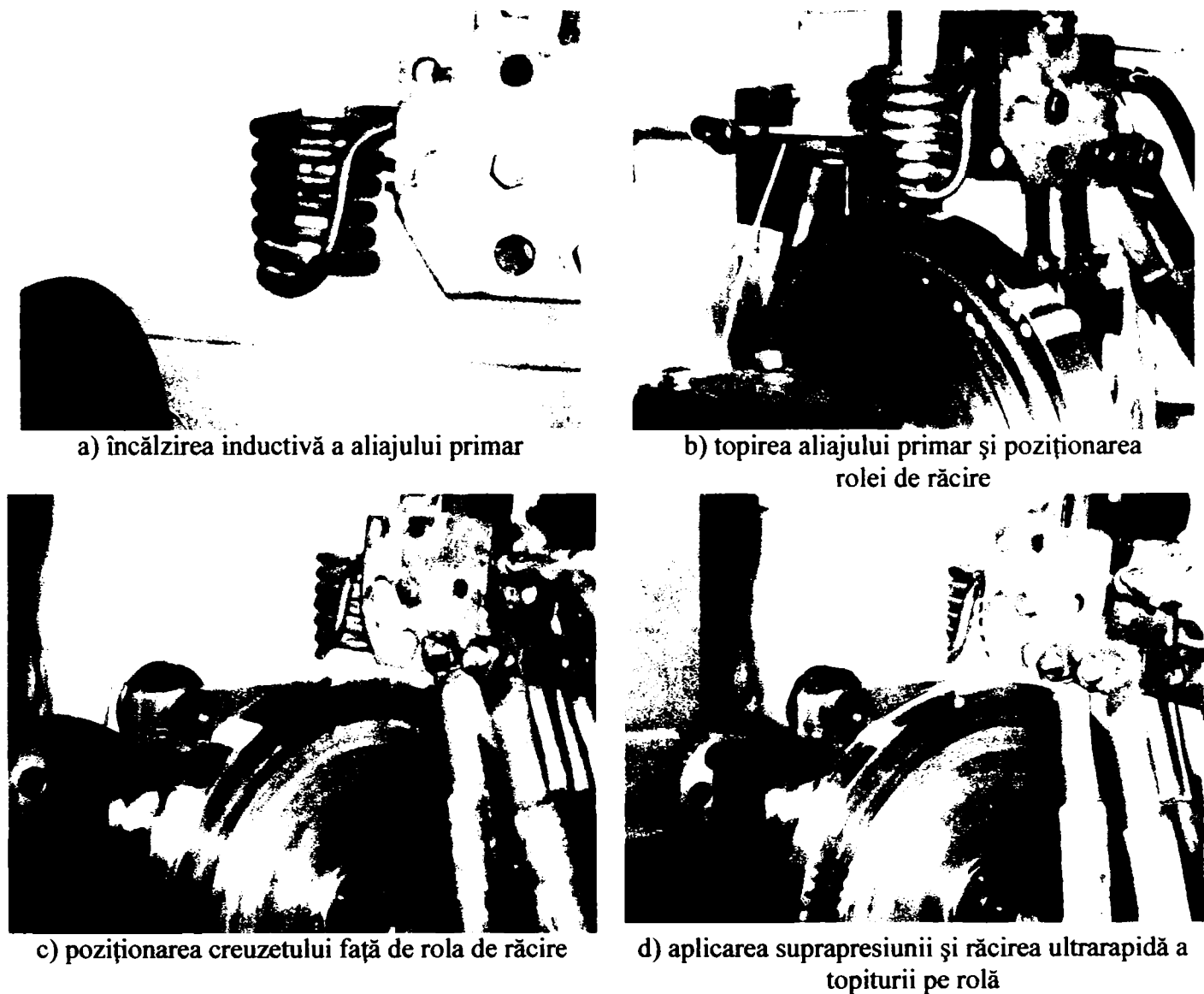


Fig.2.26 Elaborarea benzilor

S-au realizat mai multe experimentări ce au vizat obținerea de benzi ductile din aliajele pe bază de Ni-Cr.

Principalii parametri tehnologici de proces sunt: turația rolei de răcire, suprapresiunea aplicată topiturii, distanța duză-rolă, unghiul de înclinare a creuzetului față de verticală, temperatura topiturii, forma și dimensiunile duzei de ejectare.

Într-o primă fază, în urma experimentărilor preliminare, s-au determinat ca optimi următorii parametrii pentru elaborarea unor benzi prin răcire ultrarapidă a topiturii:

- temperatura topiturii: 1150 °C
- dimensiunile duzei: \varnothing 0,4 mm
- distanța duză-suprafața rolei de răcire: $h = 0,8$ mm
- turația rolei de răcire, n , suprapresiunea aplicată topiturii, Δp , și unghiul de înclinare a creuzetului, θ , modificate într-un ecart, obținându-se mai multe seturi de probe.

Într-o primă etapă s-a încercat obținerea de benzi continue, ductile și cu structură amorfă sau quasiamorfă din aliajul B-NiCr1. Cercetările au vizat stabilirea unor parametrii de proces optimi care să asigure obținerea de benzi uniforme din punct de vedere geometric și ductile.

Rezultatele obținute în cazul elaborării benzilor din aliajul B-NiCr1 s-au sintetizat în tabelul 2.6.

Tabelul 2.6 Rezultate experimentale pentru elaborarea benzilor din aliajul B-NiCr1

Probă	n [rot/min]	Δp [atm]	θ [°]	Geometria benzii		Observații
				Grosime [μ m]	Lățime [mm]	
P1	2000	0,35	8	40-42	~0,95	Bandă întreruptă, fragilă și neuniformă
P2	2000	0,3	8	32-34	~0,95	Bandă fragilă, cu grosime și margini neuniforme
P3	2000	0,25	8	24-26	~0,95	Bandă continuă, fragilă, neuniformă
P4	2200	0,25	8	20-22	~0,90	Bandă continuă, mult mai uniformă din punct de vedere geometric
P5	2200	0,25	10	20	0,85	Bandă continuă, uniformă, mai puțin fragilă
P6	2400	0,25	10	18	0,80	Bandă continuă, uniformă, ductilă
P7	2400	0,25	15	18	0,80	Bandă continuă, uniformă, mai puțin fragilă. S-a constatat material în spatele duzei.

Urmărindu-se influența unor parametri de proces asupra geometriei benzii obținute s-a constatat că odată cu creșterea turației rolei, la aceeași presiune aplicată scade grosimea benzii (figura 2.27) și lățimea acesteia (figura 2.28).

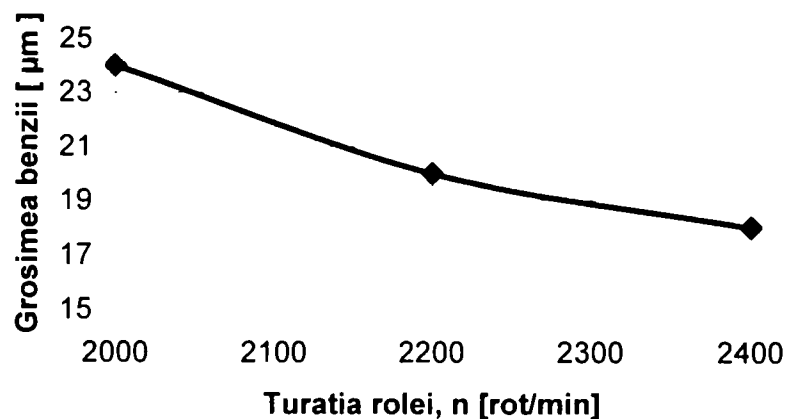


Fig. 2.27 Variația grosimii benzii cu turația rolei

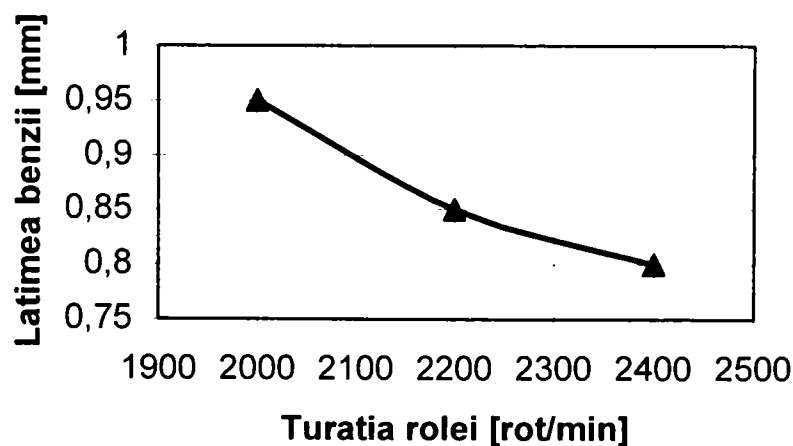


Fig. 2.28 Variația lățimii benzii cu turația rolei

Urmărind și influența suprapresiunii aplicate asupra geometriei benzii, la aceeași turație, s-a constatat că, urmare a creșterii presiunii, grosimea benzilor crește (figura 2.29).

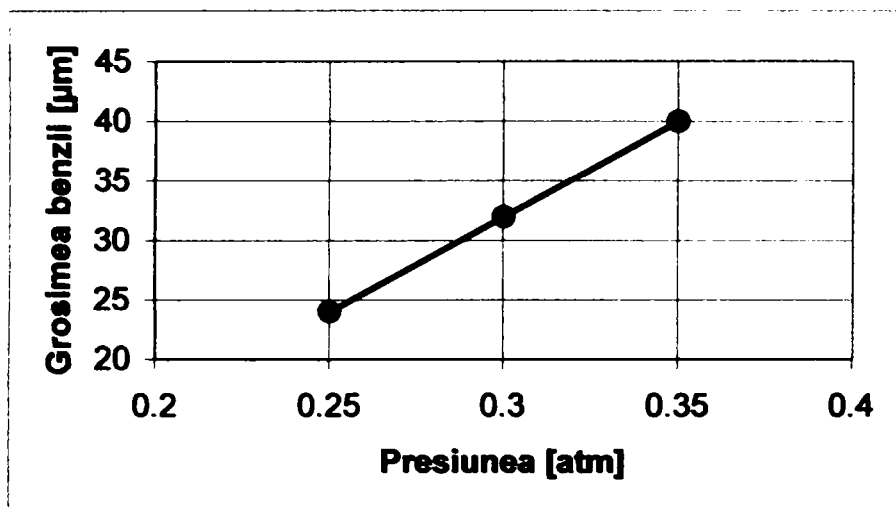


Fig. 2.29 Variația grosimii benzii cu presiunea aplicată topiturii

În urma experimentărilor efectuate s-a constatat că proba P6, obținută la o turație de 2400 rotații pe minut, ceea ce corespunde unei viteze liniare de 37,69 m/s, suprapresiune de 0,25 atm și unghi de înclinare a creuzetului de 10 grade este continuă, uniformă din punct de vedere geometric și ductilă.

Aspectul macroscopic al acestor benzi este redat în figura 2.30.

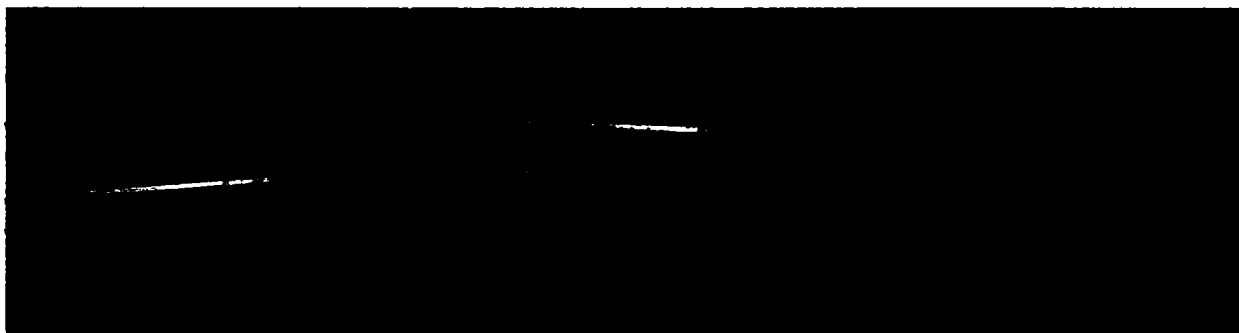


Fig. 2.30 Benzi obținut din aliajul B-NiCr1, la viteza de 37,69 m/s

Rezultatele investigațiilor efectuate, detaliate în capitolul 3, au arătat că structura acestei benzi nu este amorfă. Prin urmare s-a încercat obținerea de benzi din aliajul B-NiCr2, la care conținutul de B s-a mărit la 1,5% masice în vederea măririi capacității de amorfizare.

Ținând cont de rezultatele experimentale obținute anterior, unghiul de înclinare al creuzetului față de verticală s-a menținut constant la 10 grade. Parametrii tehnologici a căror valoare nu s-a modificat sunt:

- temperatura topiturii: 1150 °C;
- dimensiunile duzei: Ø 0,4 mm;
- distanța duză-suprafața rolei de răcire: h = 0,8 mm;
- suprapresiunea aplicată topiturii: $\Delta p = 0,25$ atm.

Rezultatele obținute în cazul elaborării benzilor din aliajul B-NiCr2 s-au sintetizat în tabelul 2.7.

Tabelul 2.7. Rezultate experimentale pentru elaborarea benzilor din aliajul B-NiCr2

Probă	n [rot/min]	θ [°]	Geometria benzii		Observații
			Grosime [μ m]	Lățime [mm]	
P''1	2000	10	24-26	~0,95	Bandă continuă, fragilă, neuniformă
P''2	2200	10	20-22	~0,90	Bandă continuă, mai puțin fragilă, cu grosime și margini neuniforme
P''3	2400	10	18	0,85	Bandă continuă, uniformă din punct de vedere geometric, ductilă

Observând influența turației rolei asupra geometriei benzii rezultate, se remarcă faptul că atât lățimea benzii (figura 2.31) cât și grosimea ei (figura 2.32) scad cu creșterea turației.

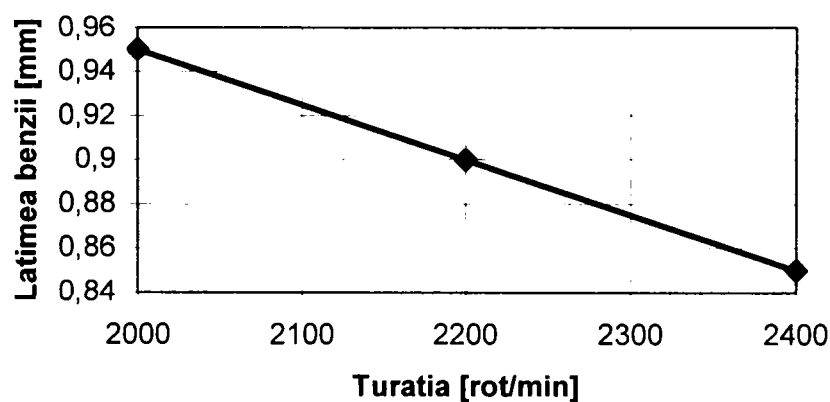


Fig. 2.31 Variația lățimii benzii cu turația rolei

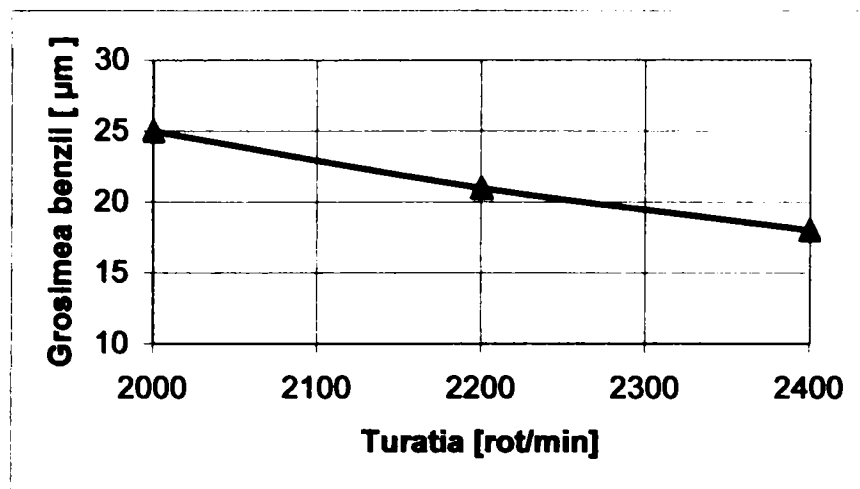


Fig. 2.32 Variația grosimii benzii cu turația rolei

Similar cu benzile obținute din aliajul B-NiCr1, se remarcă că proba P”3, obținută cu o viteză liniară de 37,69 m/s este o bandă ductilă, uniformă din punct de vedere geometric, care se poate bobina (figura 2.33). Prin urmare, analizele efectuate, prezentate în capitolul 3 se vor axa pe aceste benzi.

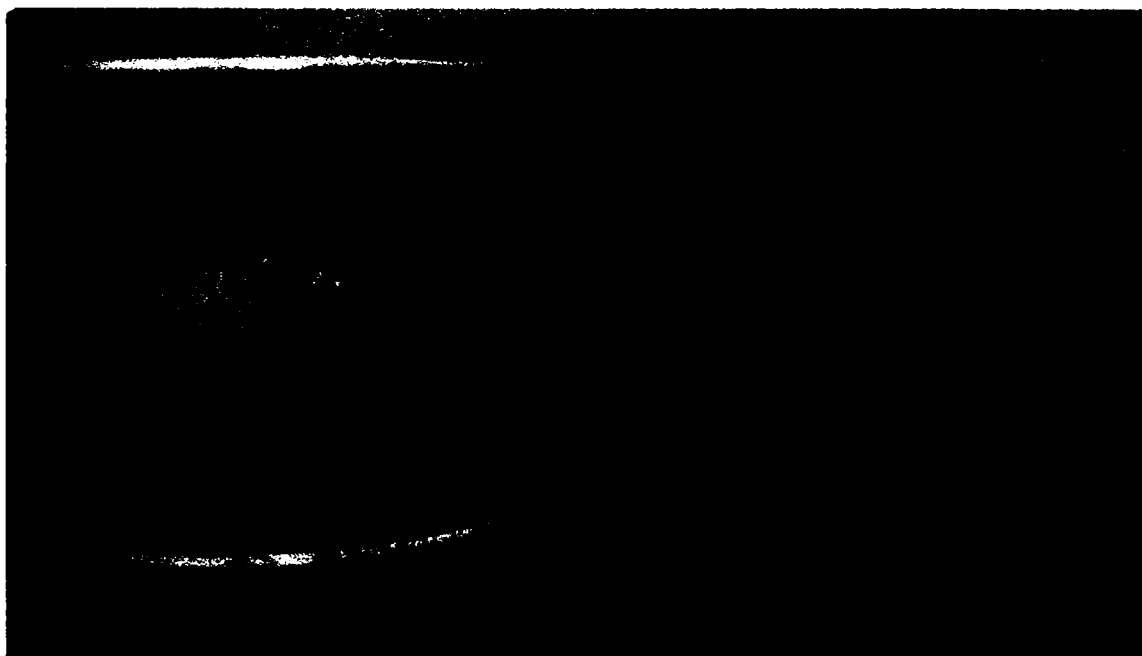


Fig. 2.33 Bandă obținută din aliajul B-NiCr2 și rulată pe un mosor

2.6. Concluzii

Studiile și cercetările efectuate privind posibilitatea obținerii prin răcirea rapidă a topiturii de aliaje de lipire la temperaturi înalte a oțelurilor inoxidabile și refractare pe bază de Ni-Cr au condus la următoarele concluzii.

- Compoziția chimică a acestor aliaje elaborate clasic asigură temperaturi de topire mai scăzute, prin prezența unor metaloizi care conduc la formarea unor eutectice complexe, cu puncte de topire mai mici. Aceste compoziții chimice se apropie de compozițiile favorabile amorfizării, prin urmare, încercările privind obținerea unor astfel de aliaje sub formă de benzi ductile, uniforme din punct de vedere geometric, cu o structură amorfă sau cvasicristalină, sunt realiste.

- În compoziția chimică a acestor aliaje un rol important în vederea obținerii de benzi cu structură amorfă sau quasicristalină o au elementele amorfizante Si și B. Având în vedere materiile prime avute la dispoziție, Si și B necesare s-au obținut din feroaliaje. În acest context s-a căutat reducerea conținutului de B, în condițiile în care suma procentelor elementelor amorfizante să fie constantă, deoarece feroborul introduce mult fier și carbon. Cercetările întreprinse au arătat că Si nu poate realiza amorfizarea, fiind necesar un conținut de cel puțin 1,5% masice de B pentru a obține benzi ductile și uniforme din punct de vedere geometric, cu structură cvasiamorfă.

- Cercetările efectuate au arătat că se pot obține benzi continue, ductile, cu structură cvasiamorfă din aliaje pe bază de Ni-Cr prin răcirea ultrarapidă a topiturii pe un cilindru aflat în mișcare de rotație. Parametrii tehnologici principali care au condus la obținerea acestor benzi au fost:

- ✓ turația rolei: $n = 2400$ rot/min;
- ✓ suprapresiunea aplicată topiturii: $\Delta p = 0,25$ atm;
- ✓ distanța duză-rolă: $h = 0,8$ mm;
- ✓ unghiul de înclinare al creuzetului: $\theta = 10$ grade;

Acești parametrii corespund în cazul ejectării topiturii printr-o duză sub formă de orificiu, cu diametrul de 0,4 mm.

- S-a remarcat faptul că parametrii de proces, în special turația rolei și presiunea aplicată topiturii, influențează geometria benzii obținute. Creșterea turației rolei conduce la micșorarea grosimii benzii, în timp ce creșterea presiunii determină o creștere a grosimii benzii. Prin urmare este absolut necesară corelarea între turația rolei de răcire, de care depinde în mod esențial obținerea structurii amorse sau cvasiamorse, cu presiunea aplicată topiturii, astfel încât să se obțină benzi cu grosimi mai mari.

CAPITOLUL III

MICROSTRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE ALIAJELOR CU BAZĂ DE Ni PENTRU LIPIRE TARE

3.1. Compoziția chimică, structura și proprietățile prealiajelor

Așa cum s-a arătat în capitolul 2, în vederea producerii aliajelor pentru brazare cu structură metastabilă (amorfă, cvasiamorfă, nanocristalină), prin metoda răcirii ultrarapide a topiturii pe un cilindru aflat în mișcare de rotație, este absolut necesară elaborarea aliajului primar (master-alloy) cu o compoziție chimică care să satisfacă atât condițiile de amorfizare cât și cerințele impuse unui aliaj de lipire. Prin urmare este necesară analiza chimică și structurală a aliajului primar.

Analiza chimică efectuată asupra prealiajelor a scos în evidență următoarele compoziții, sintetizate în tabelul 3.1.

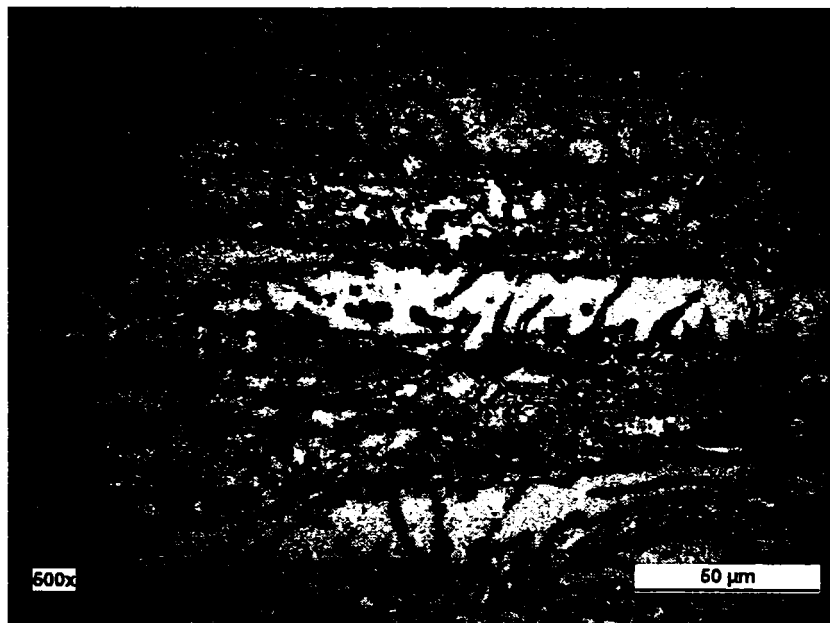
Tabelul 3.1. Compozițiile chimice determinate ale prealiajelor.

Nr.crt	Aliaj	Compoziție chimică
1	B-NiCr1	11,84%Cr; 6,68%Si; 0,92%B; 6,58%Fe; 1,05%Co; rest Ni
2	B-NiCr2	11,86%Cr; 5,8%Si; 1,42%B; 8,5%Fe; 1,03%Co; rest Ni

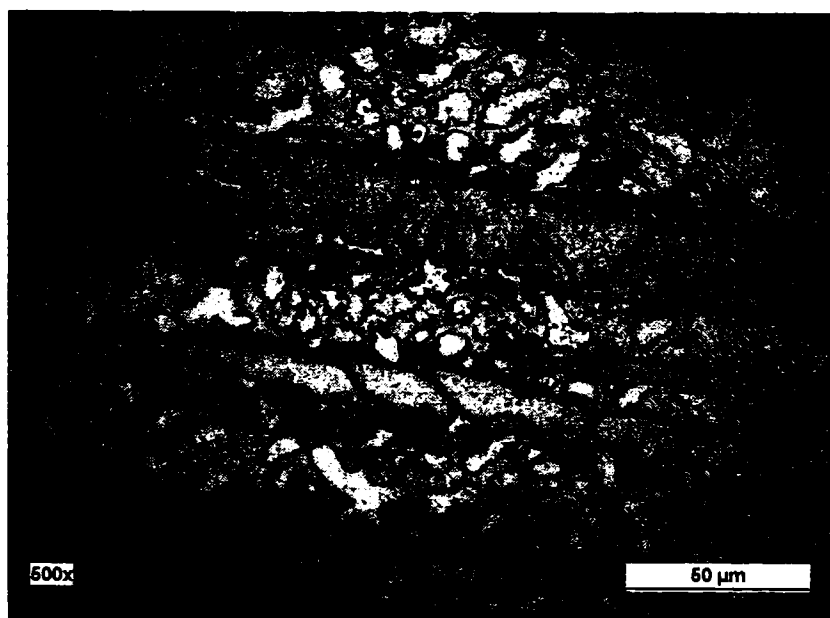
Comparând compozițiile chimice teoretice, redate în capitolul 2 cu cele obținute, se remarcă o ardere a cromului de până la 1,16% , a fierului de până la 0,38%, o pierdere de până la 0,08% B, și ca efect, creșterea ușoară a conținutului în celelalte elemente. Prin urmare, la elaborarea prealiajelor trebuie acordată o atenție mărită reducerii pierderilor de Cr și B.

Prealiajele elaborate s-au supus investigațiilor prin microscopie optică, analiză calorimetrică diferențială, analiză termică diferențială și analize prin difracție de raze X.

Din punct de vedere al analizei microscopice, structurile prezentate atât de prealiajul cu 1% B (B-NiCr1), - figura 3.1 a, b – cât și de prealiajul cu 1,5% B (B-NiCr2) – figura 3.2 a,b – sunt structuri apecifice de turnare.

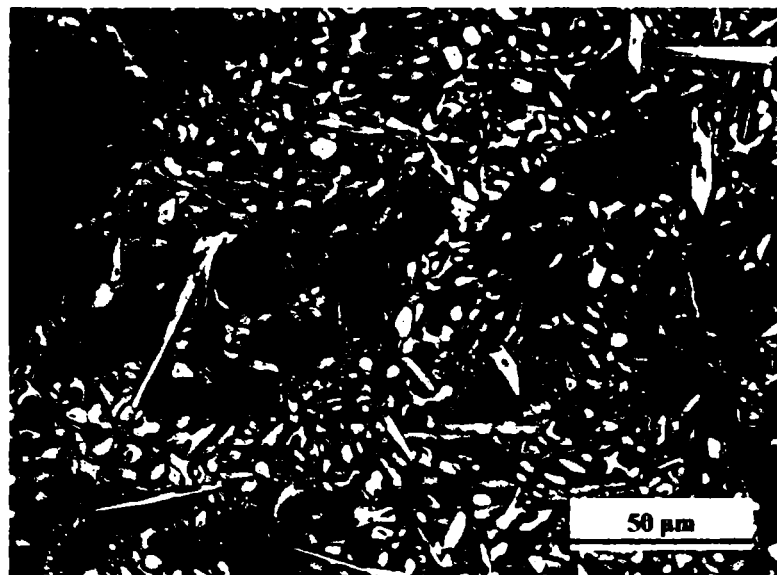


a) secțiune longitudinală

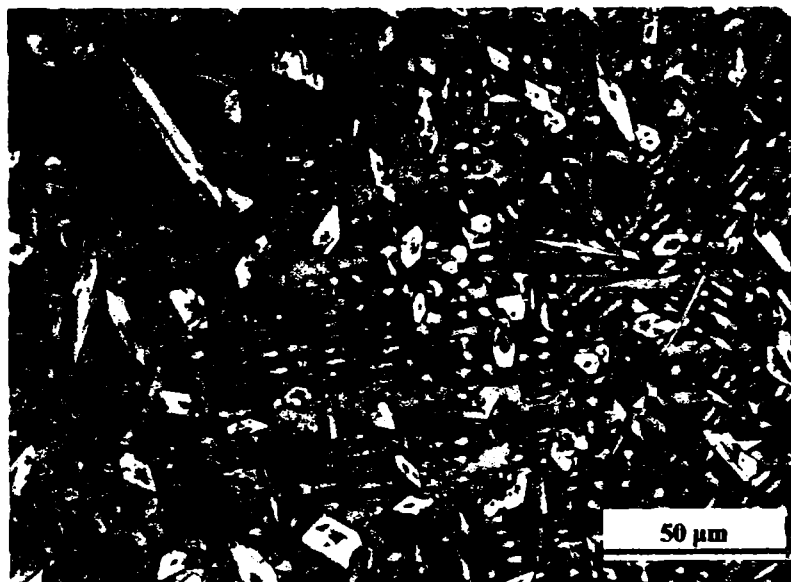


b) secțiune transversală

Fig. 3.1 Microstructura prealiajului turnat cu 1%B



a) secțiune transversală

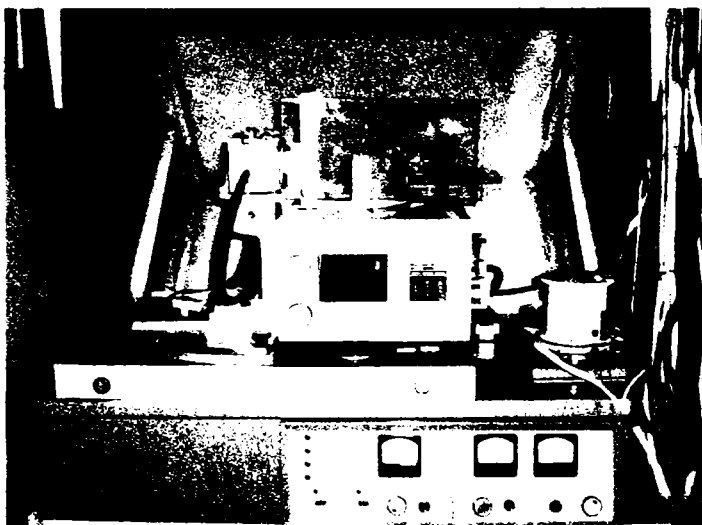


b) secțiune longitudinală

Fig. 3.2 Microstructura prealiajului turnat, cu 1,5%B

Așa cum se remarcă în figurile 3.1 și 3.2, atât în cazul prealiajului cu 1 % B, cât și în cazul celui cu 1,5 %B, apare un eutectic complex închis la culoare, dendrite de soluție solidă pe bază de Ni, precum și mulți compuși intermetalici de formă poligonală sau aciculară deschiși la culoare.

Având în vedere faptul că din punct de vedere al cercetărilor ulterioare interes prezintă benzile obținute din aliajul cu 1,5% B (B-NiCr2), investigațiile s-au axat pe acest prealiaj. Prin urmare, prealiajul a fost supus analizei prin difracție de raze X, care s-a efectuat cu ajutorul aparatului DRON-3, din dotarea catedrei de Știința materialelor și tratamente termice (figura 3.3).



a) vedere din față



b) unitatea de calcul

Fig. 3.3 Difractometrul DRON-3

Analiza prin difracția de raze X a prealiajului B-NiCr2 (figura 3.4.) pune și ea în evidență existența soluției solide pe bază de Ni, precum și maxime de difracție corespunzătoare unor compuși intermetalici complecși ai Ni și Cr cu B, Si, Fe, neidentificați. Astfel, picurile 2, 4, 8, 9, 10, 11, 12 aparțin fazelor Ni(100), Ni(200), Ni(311), Ni(222), Ni(400), Ni(331), respectiv Ni(420), iar picurile 1, 3, 5, 6, 7, aparțin unor compuși intermetalici complecși, cum ar fi: $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ (200), NiSi_2 (125), $(\text{Cr,Si})_3\text{Ni}_2\text{Si}$ (442), Ni_2Si (350).

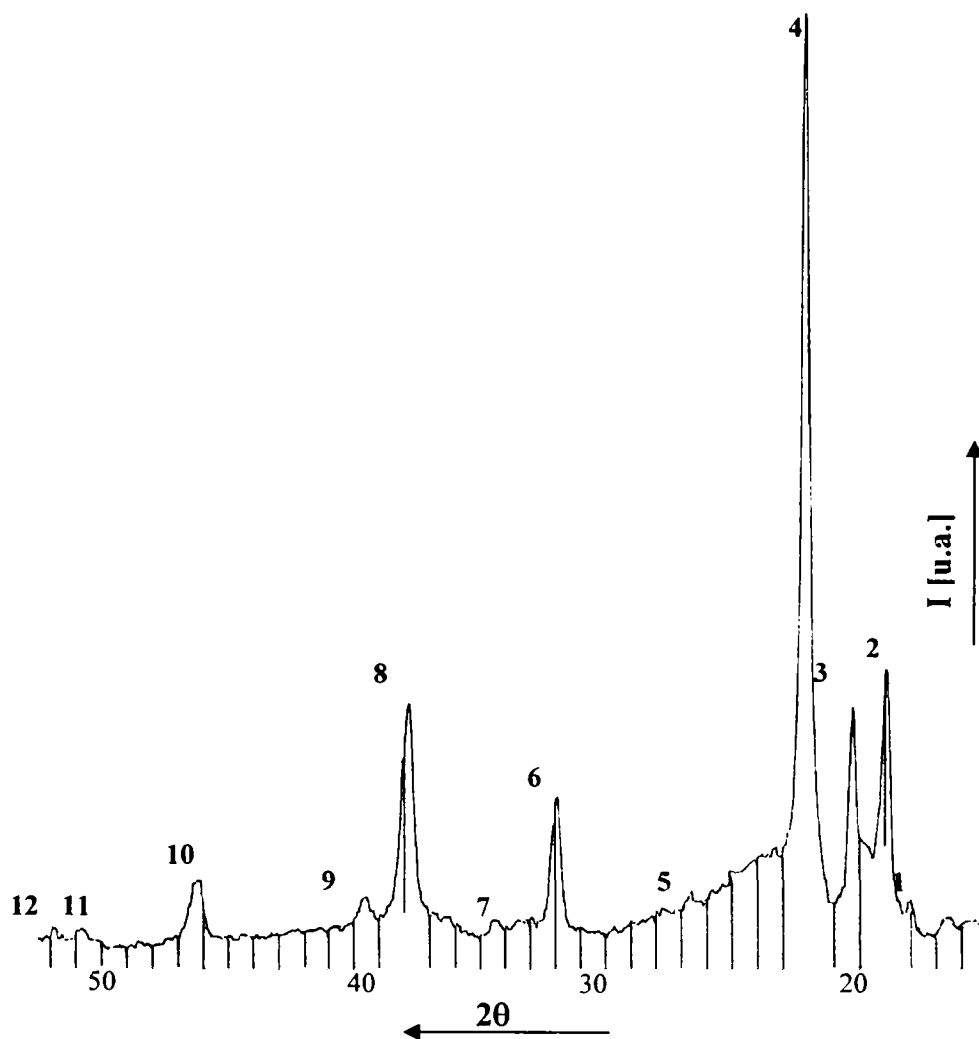


Fig. 3.4. Difractograma prealiajului Ni-Cr-Fe-Si-B-Co

În vederea determinării temperaturii de topire, necesară pentru a alege temperatura de elaborare a benzilor prin răcire ultrarapidă a topiturii, aliajul primar s-a supus analizei calorimetrice diferențiale. Curba CDS a prealiajului B-NiCr1 prezintă picuri endoterme pronunțate la temperaturi ridicate (figura 3.5.), marcându-se temperatura la care începe topirea aliajului, și anume 972 °C. Se remarcă de asemenea un pic exoterm foarte slab la temperatură mai joasă care ar putea indica transformări în stare solidă la acel nivel de temperatură (aproximativ 630 °C).

Curba CDS a prealiajului B-NiCr2 (figura 3.6) se aseamănă cu cea a aliajului B-NiCr1, însă atât temperatura de topire cât și temperatura ce marchează transformări în stare solidă sunt deplasate la valori mai ridicate.

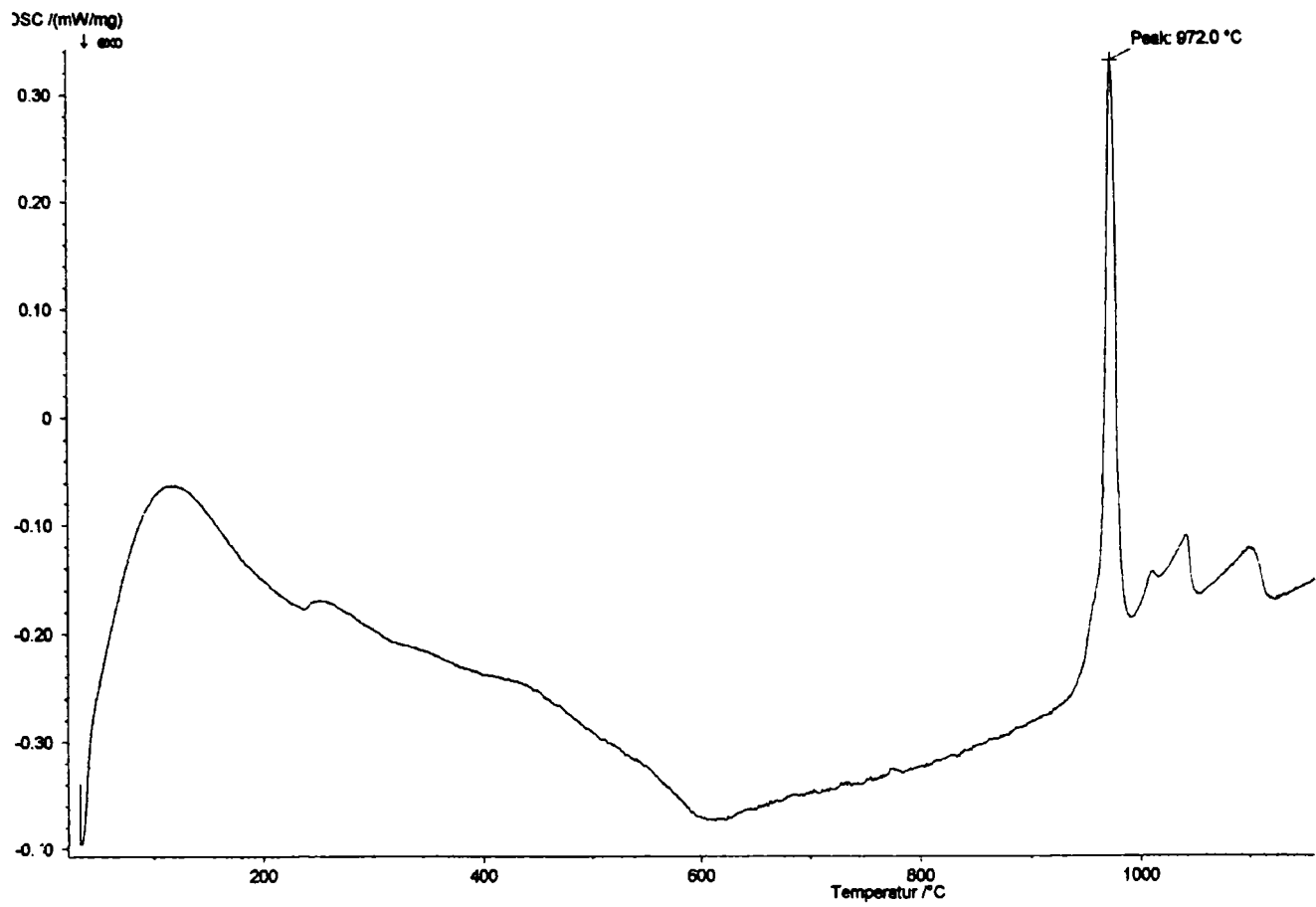


Fig. 3.5. Curba CDS a prealiajului B-NiCr1

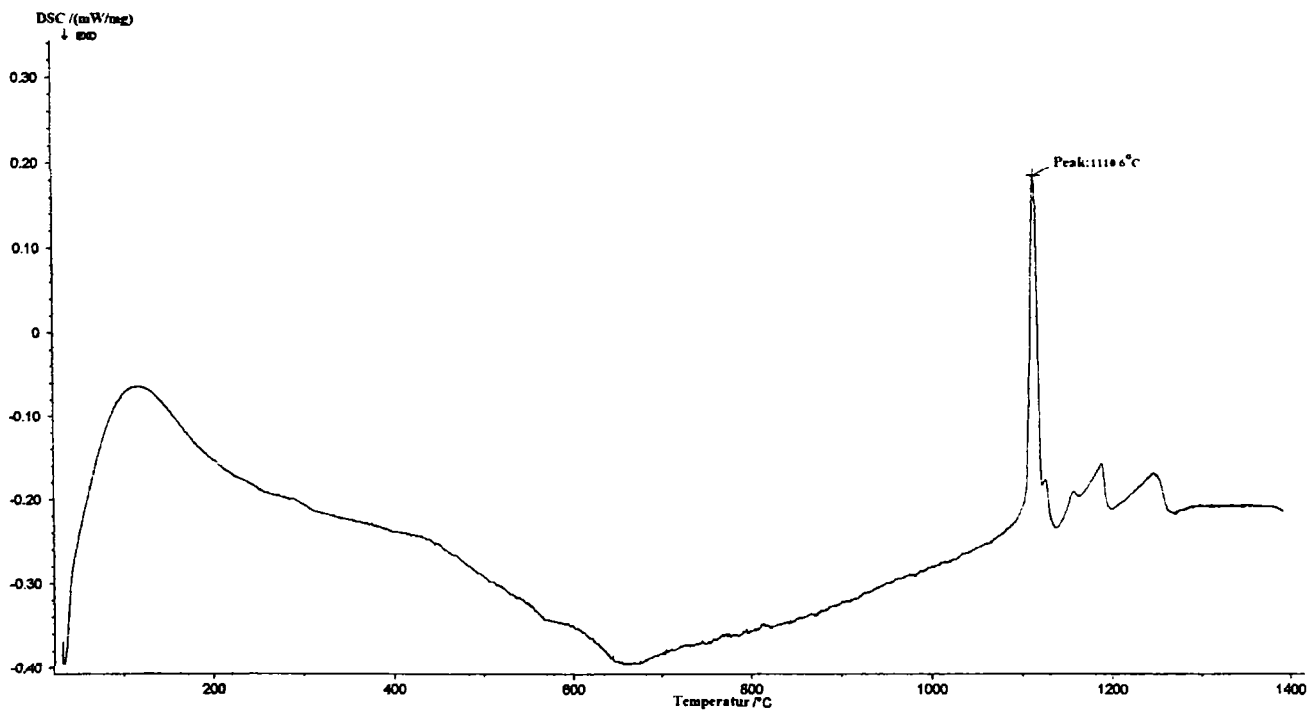


Fig. 3.6. Curba CDS a prealiajului B-NiCr2

Prealiajele elaborate au fost supuse și încercărilor de microdurate, folosindu-se un microduratemetru Vickers (figura 3.7).



Fig. 3.7. Microduratemetru Vickers

S-a constatat o duritate destul de ridicată a prealiajelor, de valori cuprinse între 764-769 HV5, ceea ce era previzibil, având în vedere fragilitatea ridicată a acestora..

3.2. Structura fină și microstructura benzilor procesate

Benzile obținute prin răcirea ultrarapidă a topiturii, așa cum s-a prezentat în capitolul 2, au fost supuse analizei microscopice optice și electronice, precum și analizei prin difracție de raze X.

Analiza prin microscopie optică nu ne oferă prea multe informații cu privire la structura acestor benzi. Totuși, în imaginea microscopică a aliajului B-NiCr2 (figura 3.8) se remarcă existența unor “insule” cu structură cristalină într-o matrice care se poate considera amorfă, ea ne reprezentând nici o structură.

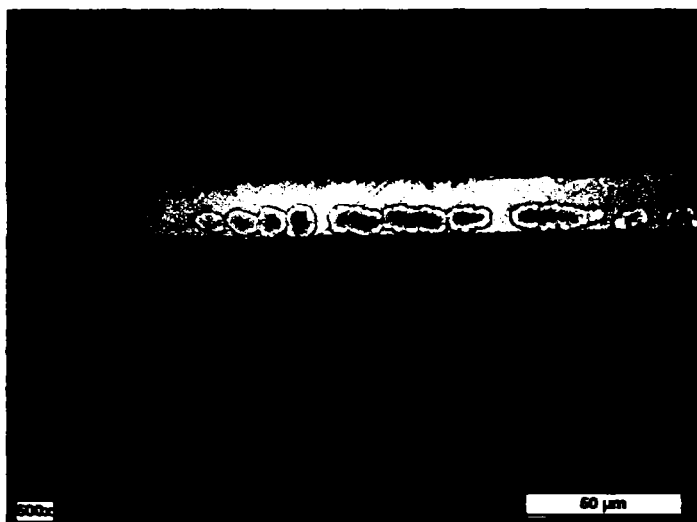


Fig. 3.8. Imaginea microscopică a benzii din aliajul B-NiCr2, într-o secțiune transversală

Pentru evidențierea structurii microscopice s-a recurs la microscopie electronică prin baleiaj. Această analiză s-a efectuat cu ajutorul aparatului XL 30 ESEM (figura 3.9), care realizează atât microscopie electronică (SEM) cât și analize EDX.

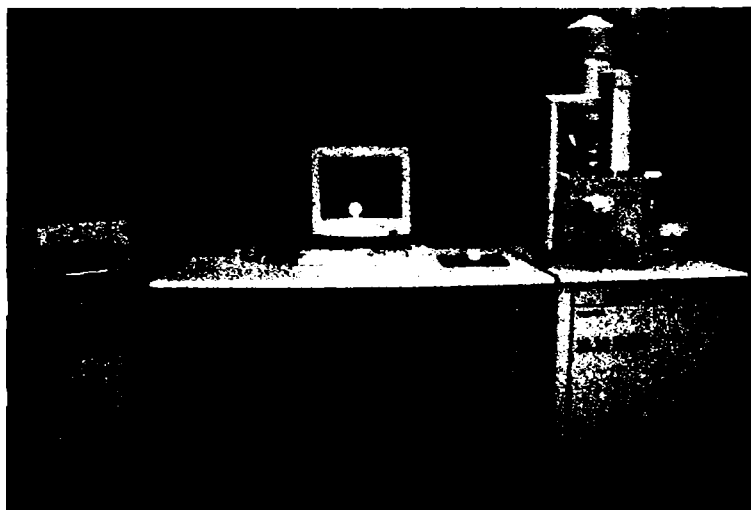
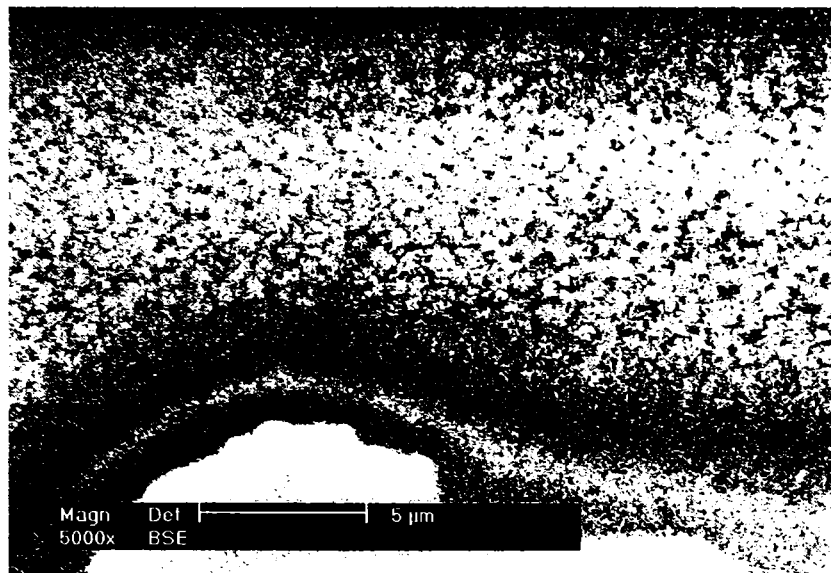


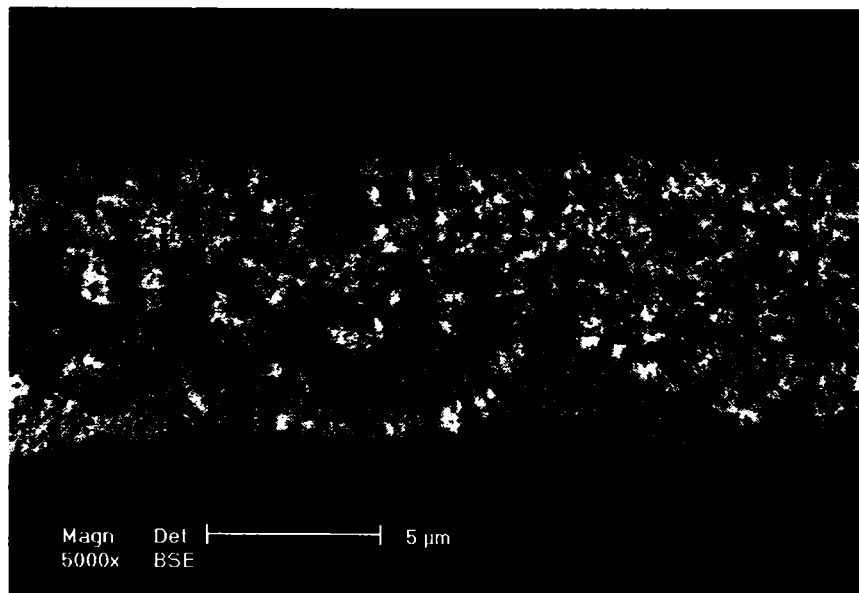
Fig. 3.9. Microscopul electronic XL 30 ESEM

Analizei prin microscopie electronică au fost supuse atât benzile din aliajul B-NiCr1 cât și din aliajul B-NiCr2. Așa cum se observă în figura 3.10 a,b, banda din aliajul B-NiCr1 are o structură cristalină foarte fină. Dimensiunile foarte mici ale grăunților

cristalini (sub 600 nm) sunt datorate vitezelor mari de răcire, care, în acest caz nu au condus la amorfizarea parțială sau totală a aliajului.



a) vedere pe lățimea benzii

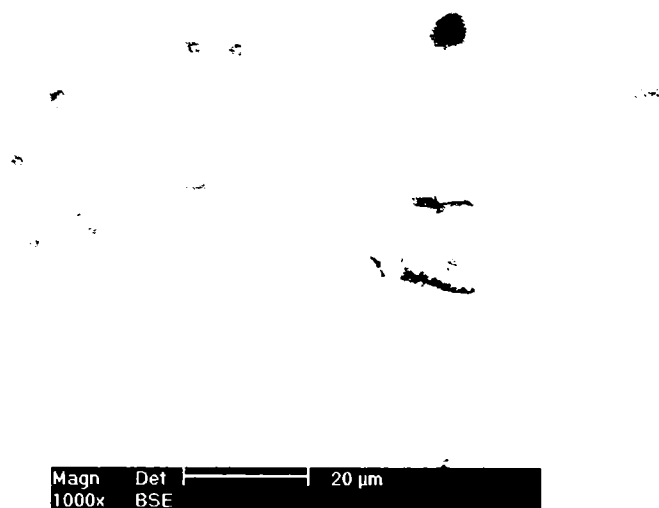


b) secțiune transversală

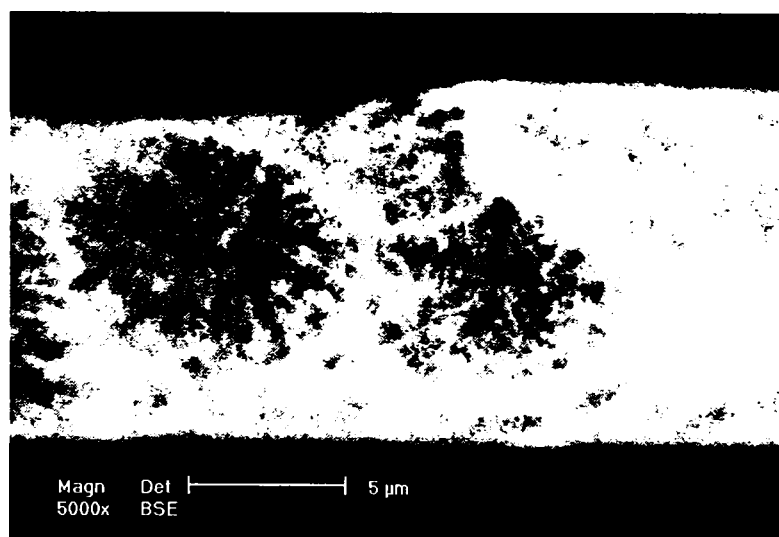
Fig. 3.10. Imaginea SEM a benzii din aliajul B-NiCr1

În cazul benzilor din aliajul B-NiCr2 se poate remarca prezența “insulelor” cristaline într-o matrice amorfă (figura 3.11.a). Se poate spune că în acest caz a avut

loc o amorfizare parțială. Prezența fazei amorse trebuie însă confirmată și de analize prin difracție de raze X.



a) vedere pe lățimea benzii



b) secțiune transversală

Fig. 3.11. Imaginea SEM a benzii din aliajul B-NiCr2

În secțiune transversală (figura 3.11.b) se remarcă prezența unor cristale columnare, specifice stării turnate și răcirii cu viteză mare.

Pentru a certifica prezența fazei amorse, benzile din aliajul B-NiCr2 au fost supuse și analizei prin difracție de raze X. Analiza s-a efectuat cu un difractometru

DRON-3, cu anod de Mo cu lungimea de undă $\lambda = 0,71\text{\AA}$. Parametrii curentului au fost: $U = 30\text{ kV}$, $I = 30\text{ mA}$, iar viteza unghiulară de rotație probei a fost de $2^\circ/\text{min}$.

Analizând curba de difracție a benzii obținute din aliajul cu 1,5% B (figura 3.12), se remarcă prezența maximelor de intensitate difuze care certifică existența fazei amorse. În același timp, se observă o diminuare considerabilă a intensității maximelor de difracție, acestea aparținând doar unei soluții solide pe bază de Ni.

Astfel picurile 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, de intensități mult mai mici în comparație cu cele din figura 3.4, corespund fazei Ni(100), Ni(200), Ni(220), Ni(311), Ni(222), Ni(400), Ni(331), Ni(420). Prin urmare, solidificarea ultrarapidă a topiturii a condus, pe de o parte la apariția fazei amorse, iar pe de altă parte la împiedicarea precipitării din soluția solidă pe bază de Ni a fazelor intermetalice care fragilizează aliajul.

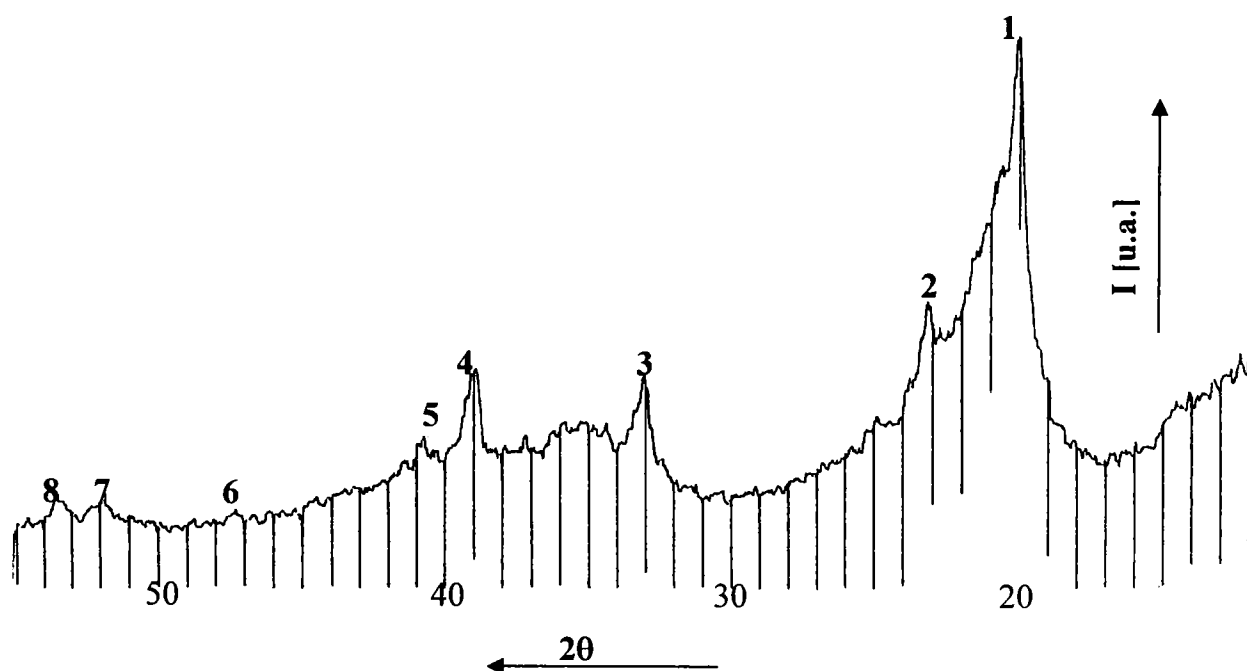


Fig.3.12. Diffractograma benzii obținute din prealiajul cu 1,5% B

3.3. Caracteristicile mecanice ale aliajelor livrate sub formă de benzi

Aliajele elaborate sub formă de benzi prin răcirea ultrarapidă a topiturii au fost caracterizate și din punctul de vedere al proprietăților mecanice, fiind supuse încercărilor mecanice de tracțiune și duritate.

Încercările la tracțiune au fost realizate pe o mașină de încercat Instron 5584, prezentată în figura 3.13, iar curbele de tracțiune rezultate sunt redată în figura 3.14.

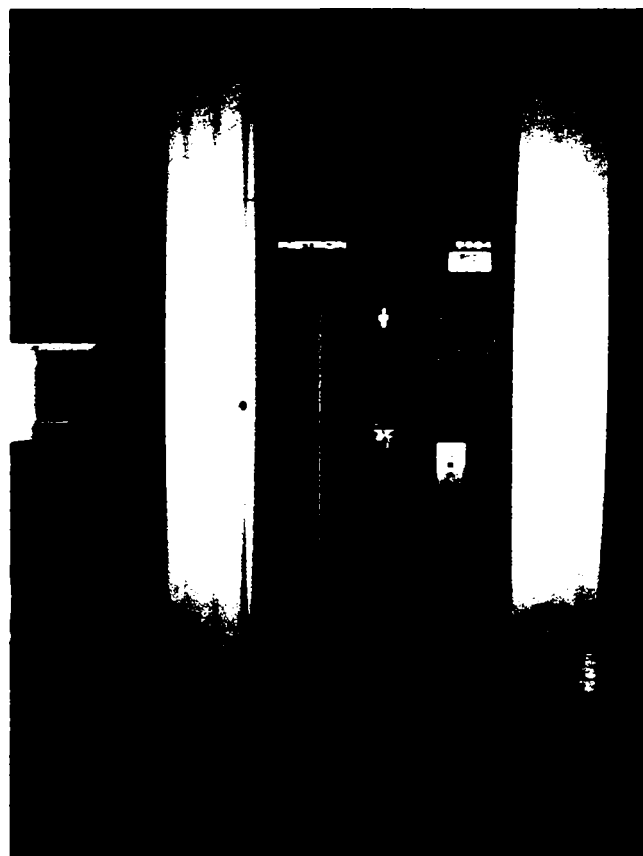


Fig. 3.13 Mașina de încercat la tracțiune Instron 5584

Încercările de microduritate s-au efectuat cu un aparat Vickers. Rezultatele obținute în urma măsurătorilor au fost sintetizate în tabelul 3.2

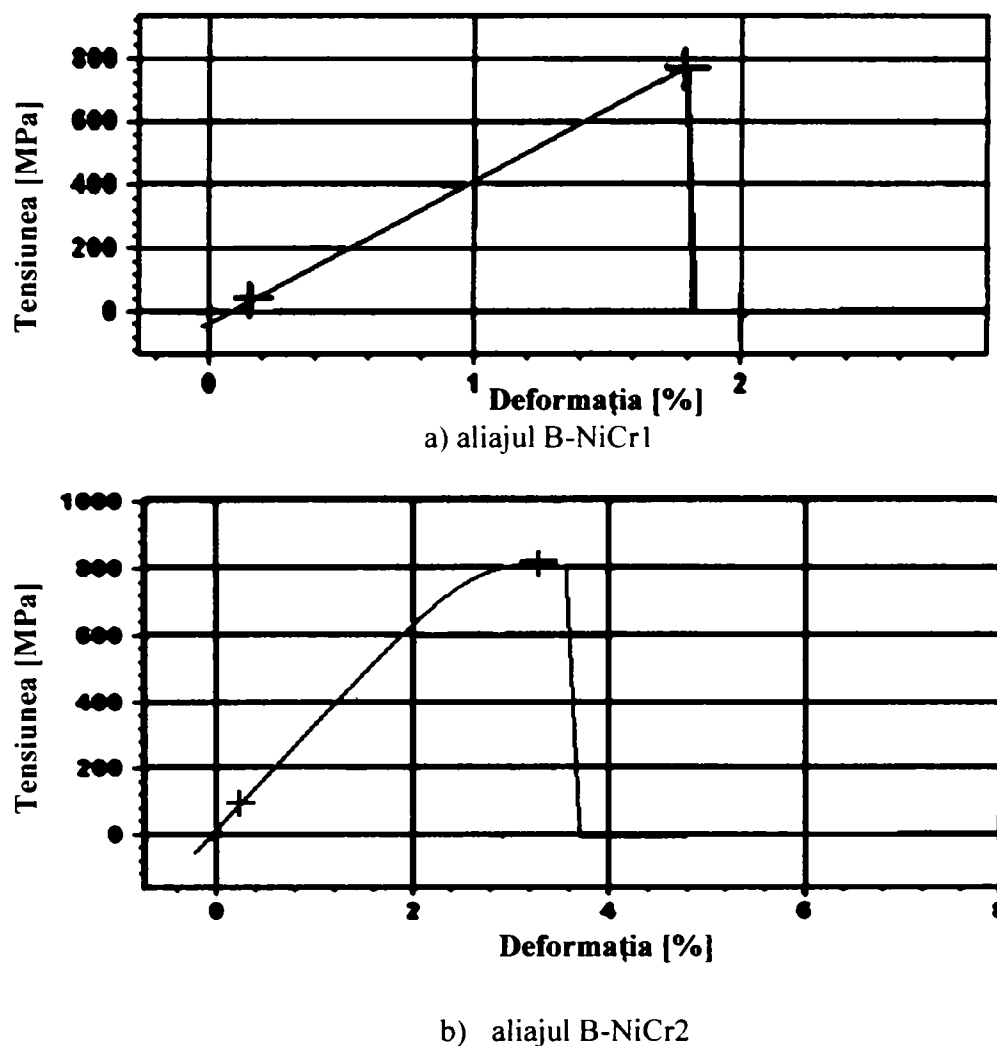


Fig. 3.14 Curbele de tracțiune ale benzilor elaborate

Tabelul 3.2 Rezultatele încercărilor mecanice efectuate asupra benzilor elaborate

Proba	σ_r (MPa)	E (MPa)	Microduritate
B-CrNi1	777,6	46022,14	737-HV5
B-CrNi2	810,3	29186,60	610-HV5

Așa cum se observă și în tabelul 3.2, benzile rezultate prezintă caracteristici de rezistență ridicate, comparative din punctul de vedere al microdurității cu cele ale aliajului primar. Se observă de asemenea în cazul aliajului B-NiCr2 un comportament ușor ductil, cu o rezistență la rupere mai ridicată (figura 3.14b), în comparație cu aliajul B-NiCr1, la care se remarcă un comportament fragil (figura 3.14a). Acest lucru poate fi explicat prin prezența în structura aliajului B-NiCr2 a fazei amorfe care păstrează caracteristici de rezistență ridicate în condițiile în care banda rămâne ductilă.

3.4 Termostabilitatea benzilor elaborate

Problema termostabilității se pune doar în cazul benzilor din aliajul B-NiCr₂, deoarece acestea prezintă o structură cvasiamorfă.

Starea amorfă obținută în urma solidificării ultrarapide a topiturii este o stare instabilă termodinamic. Structura dezordonată a metalelor amorfe, călite din stare lichidă, posedă o energie liberă ridicată, nu numai în raport cu fazele cristaline în echilibru, dar și în raport cu alte stări amorfe. Prin urmare, la încălzire, metalele amorfe vor suferi o relaxare, într-o stare amorfă mai stabilă, cu energie liberă mai mică, iar apoi, la temperaturi mai ridicate, vor cristaliza [22].

În timpul relaxării structurale, au loc modificări ale proprietăților metalelor amorfe. Unele din aceste modificări sunt utile, altele, ca de exemplu fragilizarea prin relaxare, sunt dăunătoare.

Cristalizarea metalelor amorfe este importantă din punct de vedere tehnologic-aplicativ din cel puțin două motive [22]. Pe de o parte, temperatura de cristalizare reprezintă pragul ce limitează intervalul de temperaturi în care metalul amorf poate fi utilizat pentru proprietățile specifice stării amorfe, iar pe de altă parte, prin cristalizarea metalelor amorfe pot rezulta aliaje cu structuri parțial sau total cristalizate cu proprietăți deosebite.

Aprecierea temperaturii de cristalizare a unui aliaj amorf, în vederea stabilirii temperaturii optime de devitrifiere este o problemă mai dificilă decât determinarea temperaturii de topire datorită complexității acestui proces, care presupune parcurgerea unei etape de relaxare a structurii amorfe și formare a unor faze intermediare înainte de cristalizare. Cum toate aceste transformări sunt fenomene activate termic, cristalizarea poate avea loc la temperaturi diferite, în funcție de durata și viteza de încălzire aplicate.

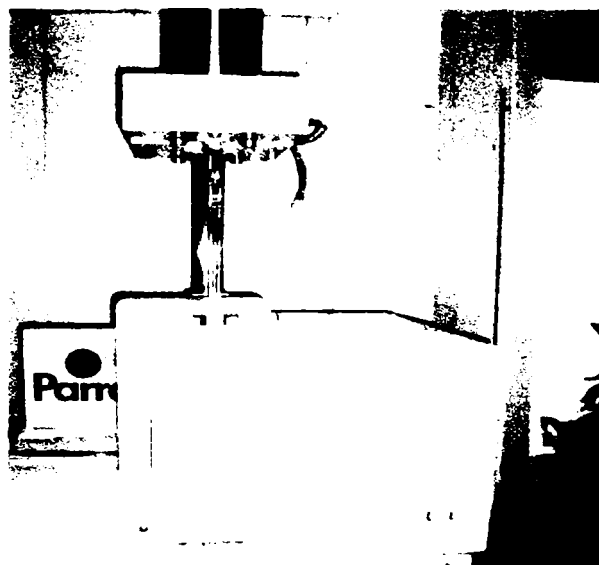
În general, caracterizarea stabilității termice a aliajelor amorfe se face indicând temperatura de încălzire pentru care durata de încălzire până la începerea cristalizării este de câteva minute (în cazul cristalizării izoterme) sau temperatura la care începe cristalizarea la încălzirea cu viteza de 10°C/min (la cristalizarea anizotermă) [6, 22].

Având în vedere faptul că energia de activare a cristalizării fazei amorfе este proporțională cu stabilitatea cinetică ($T_x - T_g$), unde T_x reprezintă temperatura de cristalizare, iar T_g este temperatura de tranziție vitroasă, se poate aprecia termostabilitatea metalului amorf și prin valoarea acesteia. De altfel, energia de activare a cristalizării este o măsură a reanajamentelor structurale necesare pentru cristalizare [22].

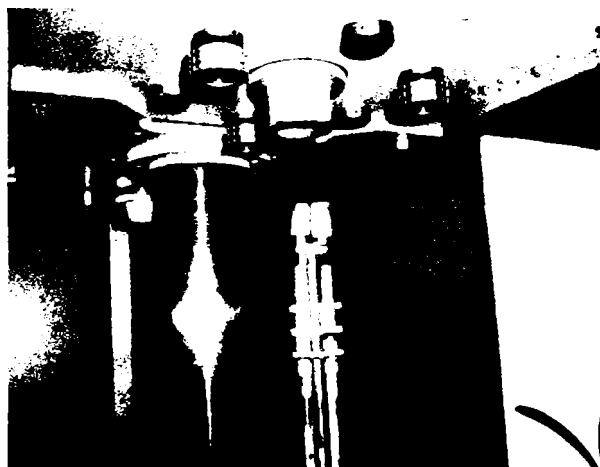
Transformările structurale care au loc la încălzirea unui aliaj amorf sunt evidențiate prin efectele lor termice. Prin urmare, aliajul cvasiamorf $Ni_{61}Cr_{13}Fe_8Si_{10}B_7Co_1$ (B-NiCr2) a fost supus analizei termice diferențiale cu ajutorul aparatului DERIVATOGRAPH C, prezentat în figura 3.15.



a) unitatea de calcul



b) unitatea de încălzire



c) creuzetele utilizate

Fig. 3.15 Aparatul DERIVATOGRAPH C

Curba de analiză termică diferențială obținută la încălzirea a 200 mg de aliaj cvasiamorf $\text{Ni}_{61}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_8\text{Si}_{10}\text{B}_7\text{Co}_1$ în intervalul de temperatură $20^\circ\text{C} - 1150^\circ\text{C}$ pune în evidență existența unor fenomene de relaxare (I), separarea unor faze cristaline (II), transformarea fazelor cristaline rezultate (III) și topirea aliajului (IV) (figura 3.16).

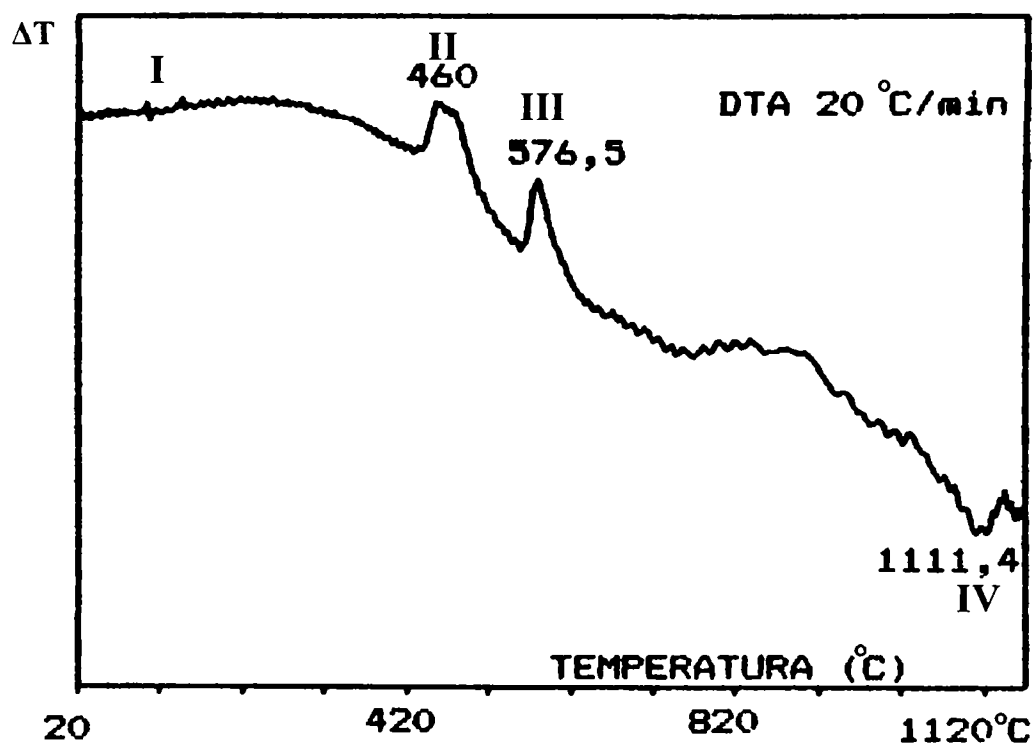


Fig. 3.16 Curba DTA a aliajului $\text{Ni}_{61}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_8\text{Si}_{10}\text{B}_7\text{Co}_1$

Se observă efectul energetic exoterm al primelor trei transformări comparativ cu efectul endogen al transformării solidului cristalin în lichid. Prin urmare, starea amorfă obținută prin răcirea ultrarapidă a topiturii este caracterizată printr-o energie mult mai mare comparativ cu starea de echilibru a aliajului cu aceeași compoziție chimică în stare cristalină.

Determinarea energiilor de activare a cristalizării se face cu relația lui Kissinger [68]:

$$\ln\left(\frac{T_v^2}{v_i}\right) = \frac{E_a}{R \cdot T_v} + A \quad (3.1)$$

unde:

T_v [K] – temperatura corespunzătoare vitezei maxime de cristalizare a unei faze (vârful picului ce indică separarea fazei);

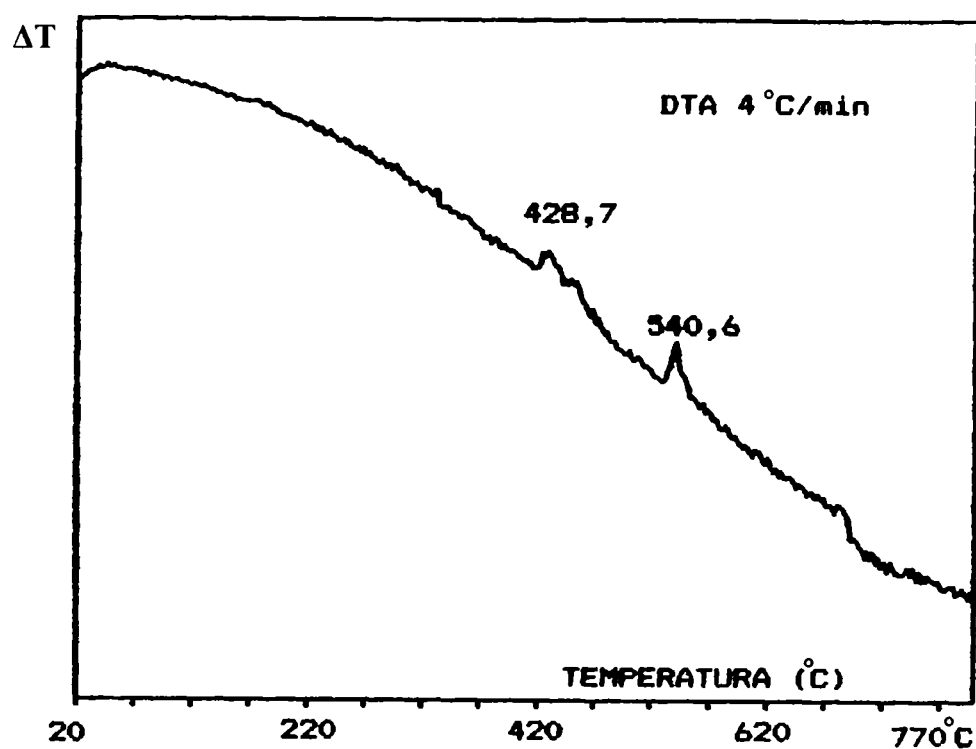
v_i [K/s]- viteza de încălzire;

E_a [J/mol] – energia de activare necesară pentru cristalizarea fazei respective;

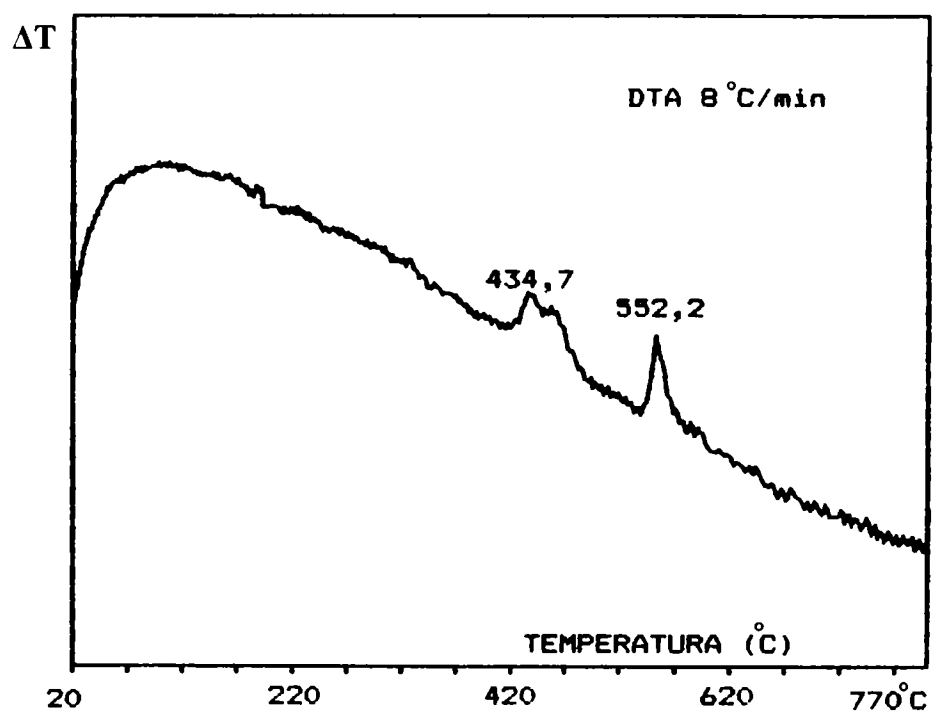
R [J/mol·K] – constanta gazelor;

A – constantă dependentă de material.

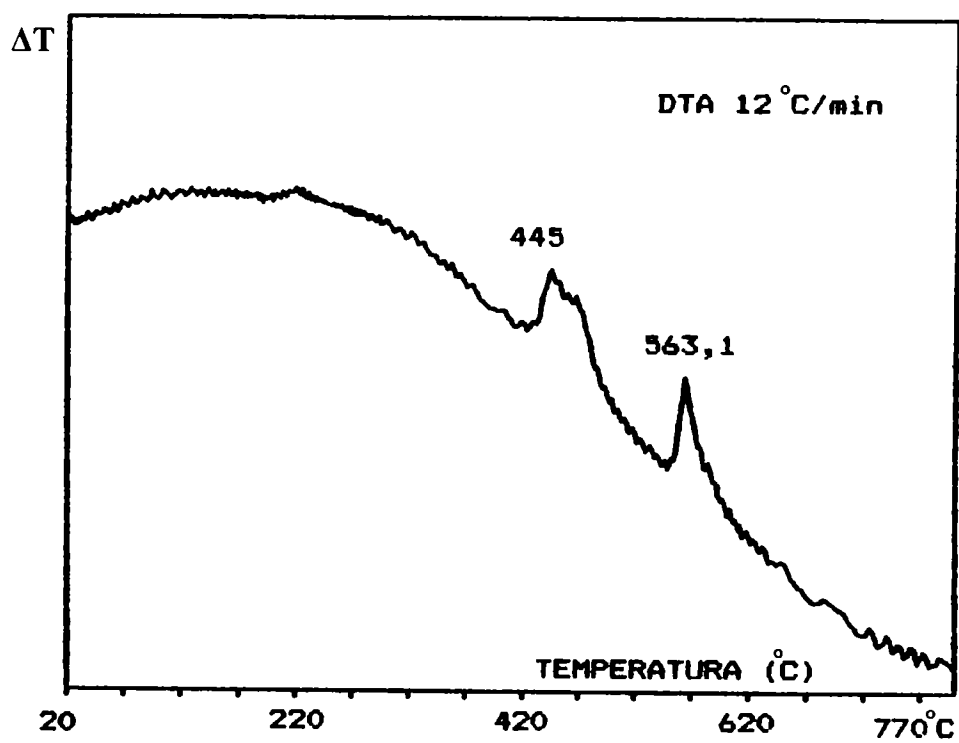
În vederea determinării energiilor de activare corespunzătoare proceselor II și III, pentru aliajul $Ni_{61}Cr_{13}Fe_8Si_{10}B_7Co_1$ s-au trasat curbe de analiză termică diferențială, folosind mai multe viteze de încălzire, (figura 3.17 a,b,c,d,e).



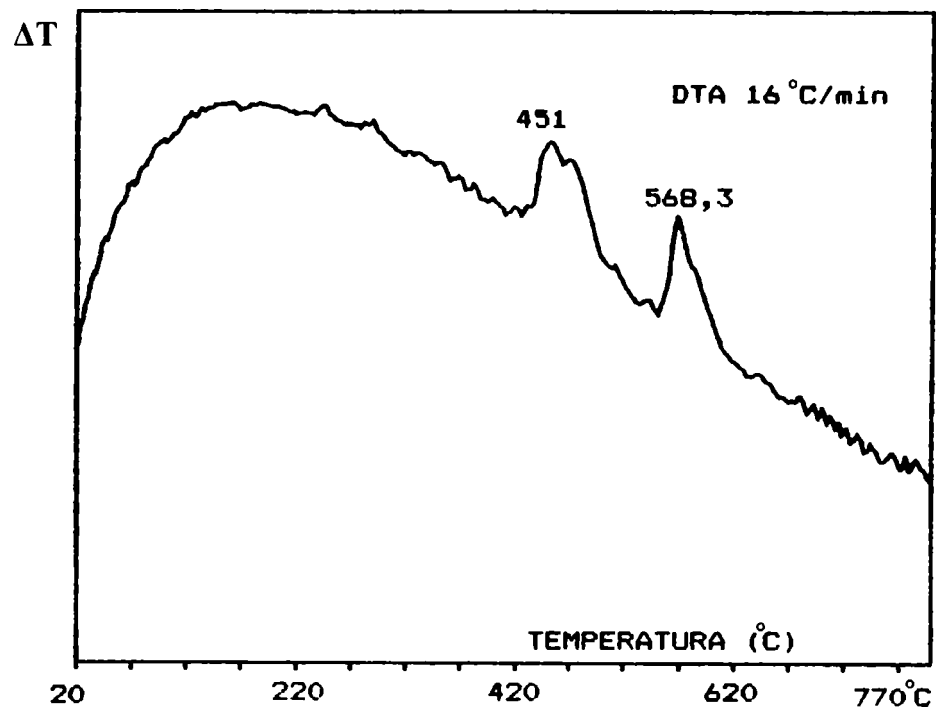
a) $V_i = 0,066K/s$



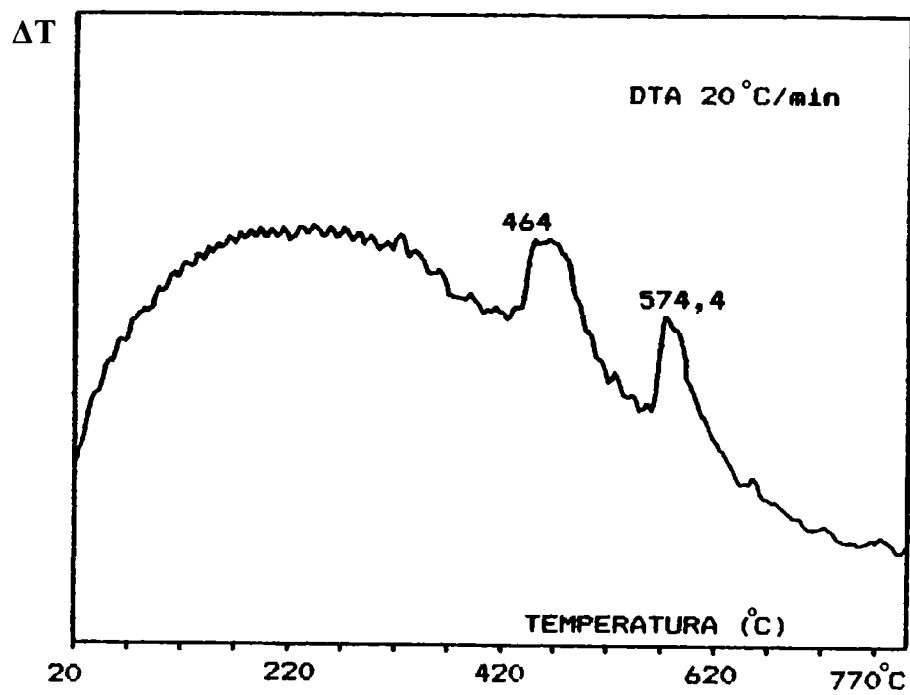
b) $V_i = 0,133K/s$



c) $V_i = 0,200K/s$



d) $V_i = 0,266 \text{ K/s}$



e) $V_i = 0,333 \text{ K/s}$

Fig. 3.17 Curbele DTA ale aliajului $\text{Ni}_{61}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_8\text{Si}_{10}\text{B}_7\text{Co}_1$ la diverse viteze de încălzire

Valorile pentru temperatura corespunzătoare vârfului exoterm, T_v , s-au determinat de pe curbele DTA (figura 3.17), datele obținute fiind sintetizate în tabelul 3.3.

Tabelul 3.3 Temperaturile vârfului exoterm

NR. CRT.	VITEZA DE ÎNCĂLZIRE v_i [K/s]	TEMPERATURA VÂRFULUI T_v [K]	
		Proces II	Proces III
1	0,066	428,7	540,6
2	0,133	434,7	552,2
3	0,200	445	563,1
4	0,266	451	568,3
5	0,333	464	574,4

Pentru fiecare din procesele de cristalizare s-a reprezentat grafic dependența

$$\ln\left(\frac{T_v^2}{v_i}\right) = f\left(\frac{1}{T_v}\right) \quad (3.2) \text{ [68] – figurile 3.18 și 3.19.}$$

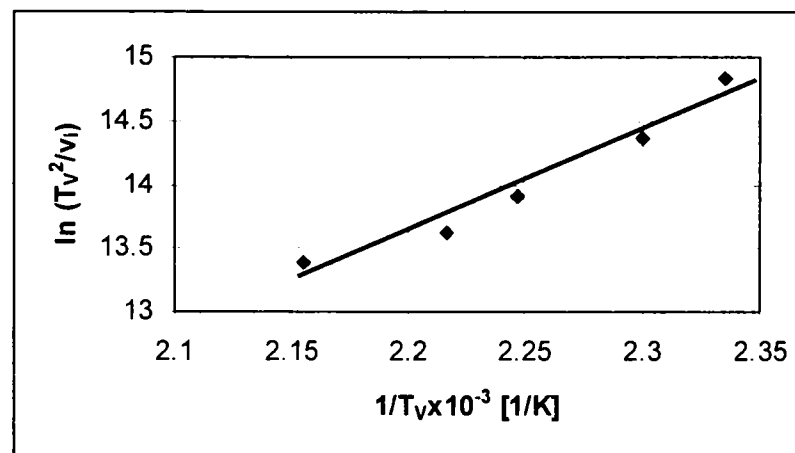


Fig. 3.18 Dependența $\ln\left(\frac{T_v^2}{v_i}\right) = f\left(\frac{1}{T_v}\right)$ pentru procesul II

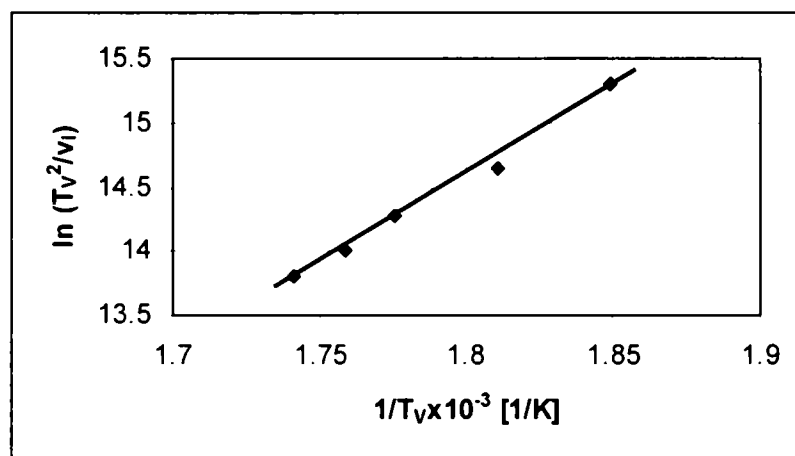


Fig.3.19 Dependența $\ln\left(\frac{T_v^2}{v_i}\right) = f\left(\frac{1}{T_v}\right)$ pentru procesul III

Reprezentările confirmă situarea punctelor pe câte o dreaptă cu o aproximație destul de bună. Valoarea energiei de activare E_a se determină din panta dreptelor reprezentate în figurile 3.18 și 3.19, cu relația (3.3), dedusă din (3.1).

$$E_a = R \cdot \operatorname{tg} \alpha \quad [\text{J/mol}] \quad (3.3)$$

Prin urmare, pentru procesul II a rezultat energia de activare $E_a = 64,6$ KJ/mol, iar pentru procesul III a rezultat energia de activare $E_a = 115,25$ KJ/mol. Se constată că pentru procesul II, ce marchează separarea fazelor cristaline din faza amorfă, valoarea energiei de activare este relativ mică. Conform datelor din literatură [5, 23], valori scăzute ale energiei de activare, situate sub 80 KJ/mol caracterizează faze amorphe mai puțin stabile. În cazul procesului III, de transformare a fazelor cristaline se constată o valoare mai ridicată a energiei de activare, deci acest proces are o stabilitate termică mai ridicată.

Ținând cont de faptul că într-un mol sunt $N_A = 6,023 \times 10^{23}$ particole, iar $1\text{eV} = 1,6 \times 10^{-19}$ J, rezultă că energia de activare pentru procesul II este $E_a = 0,67$ eV, iar pentru procesul III, $E_a = 1,19$ eV.

Prelucrarea rezultatelor obținute la încălzirea anizotermă a unor probe identice, cu diferite viteze, până la cristalizarea completă, permite trasarea diagramei de cristalizare anizotermă. În acest scop, de pe curbele DTA din figura 3.17 s-au determinat temperaturile de început (T_{start}) și de sfârșit (T_{finis}) de cristalizare și s-au grupat în tabelul 3.4. Cunoscând viteza de încălzire

Tabelul 3.4 Temperaturile de început și de sfârșit ale cristalizării

NR CRT.	VITEZA DE ÎNCĂLZIRE v_i [K/s]	T_{start} [°C]	TIMP [min]	T_{finis} [°C]	TIMP [min]
1	0,066	420	100	550	132,5
2	0,133	435	51,87	580	70
3	0,200	440	35	595	47,9
4	0,266	450	26,87	625	37,8
5	0,333	455	21,75	635	30,75

Pe baza datelor experimentale din tabelul 3.4, s-a trasat diagrama de cristalizare anizotermă pentru aliajul $\text{Ni}_{61}\text{Cr}_{13}\text{Fe}_8\text{Si}_{10}\text{B}_7\text{Co}_1$ (figura 3.20).

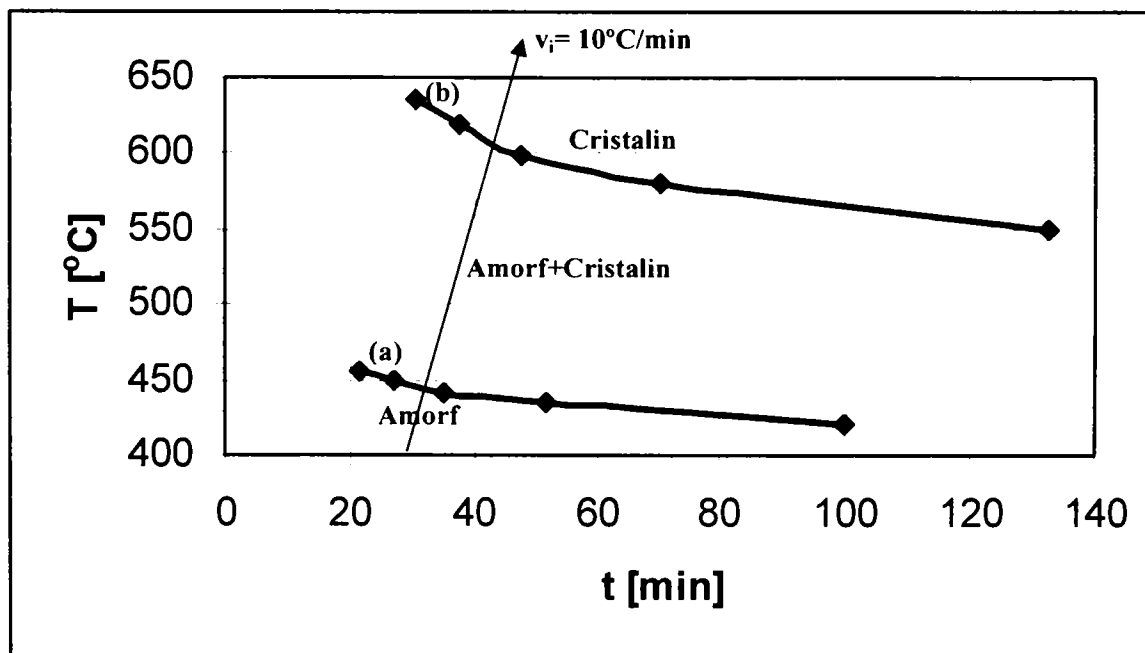


Fig. 3.20 Diagrama de cristalizare anizotermă

S-a notat cu (a) curba de început de cristalizare și cu (b) curba de sfârșit de cristalizare.

De pe această diagramă se determină temperatura de cristalizare la încălzirea anizotermă (temperatura la care are loc cristalizarea dacă viteza de încălzire este de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$): $T_{\text{crisi.iz}} = 445^{\circ}\text{C}$.

3.5. Concluzii

În urma analizelor efectuate asupra aliajului primar și benzilor elaborate se pot desprinde următoarele concluzii:

- La compozițiile chimice ale aliajelor primare elaborate s-a constatat arderea cromului de până la 1,16% , a fierului de până la 0,38%, o pierdere de până la 0,08% B, și ca efect, creșterea ușoară a conținutului în celelalte elemente. Prin urmare, la elaborarea prealiajelor trebuie acordată o atenție mărită reducerii pierderilor de Cr și B.

- În compoziția chimică a acestor aliaje un rol important în vederea obținerii de benzi cu structură amorfă sau cvasiamorfă o au elementele amorfizante Si și B. Având în vedere materiile prime avute la dispoziție, Si și B necesare s-au obținut din feroaliaje. În acest context s-a căutat reducerea conținutului de B, în condițiile în care suma procentelor elementelor amorfizante să fie constantă, deoarece feroborul introduce mult fier și carbon. Cercetările întreprinse au arătat că Si nu poate realiza amorfizarea, fiind necesar un conținut de cel puțin 1,5% masice de B pentru a obține benzi ductile și uniforme din punct de vedere geometric, cu structură cvasiamorfă. S-a constatat că la parametrii de proces identici, aliajul cu un conținut de 1,5% B a condus la obținerea de benzi ce prezintă în structură fază amorfă și

soluție solidă pe bază de Ni, în timp ce aliajul cu 1% B a condus la obținerea de benzi cu structură cristalină, la care erau prezenți și compuși intermetalici.

- Analiza prin difracție de raze X și analiza termică diferențială efectuate asupra benzilor obținute din aliajul cu 1,5% B au pus în evidență existența fazei amorfe, a soluției solide pe bază de Ni și absența compușilor intermetalici. Prin urmare, răcirea rapidă a topiturii a avut ca efect și evitarea precipitării din soluția solidă pe bază de Ni a compușilor intermetalici fragili.

- Încercările mecanice la tracțiune și de duritate efectuate asupra benzilor elaborate arată ca acestea au caracteristici de rezistență ridicate, concretizate prin valori ale rezistenței la rupere de 810,3 MPa și ale microdurității de 610 HV5

- Analiza termică diferențială efectuată asupra benzilor cu structură cvasiamorfă a pus în evidență procese de cristalizare a fazei amorfe și de transformare a fazei cristaline rezultată. Astfel, determinarea energiei de activare a cristalizării ce are o valoare de numai 64,6 KJ/mol, inferioară valorii critice de 80 KJ/mol, dată de literatura de specialitate [22], arată că faza amorfă este mai puțin stabilă. În schimb, energia de activare a procesului de transformare a fazei cristaline este mult mai mare (115,25 KJ/mol).

- Studiind procesul de cristalizare la încălzirea anizotermă s-a trasat o diagramă de cristalizare pe care s-a pus în evidență temperatura la care are loc cristalizarea (445°C), la încălzirea cu o viteză de încălzire de 10 °C/min.

CAPITOLUL IV

CERCETĂRI ASUPRA PROCESULUI DE LIPIRE A OȚELURILOR INOXIDABILE CU ALIAJE DIN FAMILIA Ni-Cr-Fe-B-Si-Co AVÂND STRUCTURĂ METASTABILĂ

La lipirea oțelurilor inoxidabile apar unele probleme care pot fi cauzate de:

- oxizii duri și stabili care se formează la suprafața pieselor lipite, din cauza prezenței în compoziția oțelurilor inoxidabile a anumitor elemente de aliere, cum ar fi: Cr, Mo, Mn, Si, Ti, Al;

- separarea cromului sub formă de carburi, ca urmare a temperaturilor ridicate la care are loc lipirea (800 – 1000°C). Carburile de crom precipită de regulă la marginea grăunților, existând realul pericol al coroziunii intercristaline.

Prin urmare, se recomandă ca lipirea oțelurilor inoxidabile să se realizeze prin metode de lipire cât mai rapide, care să asigure o viteză de răcire cât mai mare, și în atmosfere lipsite de oxigen, pentru evitarea precipitării carburilor de crom, respectiv a formării oxizilor duri și stabili de pe suprafața pieselor.

În vederea cercetărilor cu privire la studiul procesului de lipire a oțelurilor inoxidabile cu aliaje de lipire din familia Ni-Cr-Fe-Si-B-Co s-a optat pentru procedeele de lipire în cuptor cu vid, respectiv lipirea prin rezistență. În primul caz se asigură lipirea în atmosferă lipsită de oxigen, iar în al doilea caz se asigură lipirea cu o viteză mare de răcire.

4.1. Lipirea în cuptor cu vid

Lipirea în cuptor face parte din procedeele de lipire capilară, încălzirea pieselor ce se lipesc făcându-se fără intervenția omului.

Există trei procedee de bază ale lipirii în cuptor [34]:

- lipirea în atmosferă normală;
- lipirea în atmosferă controlată de gaze;
- lipirea în vid.

În primul caz, piesa împreună cu aliajul de lipire și fluxul aplicate pe suprafețele ce se îmbină se introduc într-un cuptor care se încălzește până la temperatura de lipire.

În al doilea caz, în locul aerului atmosferic, în cuptor se introduce un gaz de protecție inert sau reducător, care împiedică oxidarea suprafețelor ce se îmbină. Gazul protector reducător poate juca și rolul de flux de lipire.

În al treilea caz din incinta cuptorului se elimină aerul cu ajutorul unor pompe de vid, vidul astfel creat făcând inutilă folosirea fluxurilor.

Principalele avantaje ale lipirii în cuptor sunt [19, 34]:

- se pot lipi simultan mai multe piese, deci procedeul este foarte productiv;
- se pot realiza mai multe îmbinări lipite pe aceeași piesă, încălzirea făcându-se uniform în toată masa piesei;
- încălzirea și răcirea lentă a pieselor asigură tensiuni și deformații reduse;
- calitatea constantă a îmbinărilor;
- posibilitatea mecanizării și automatizării complete a procesului de lipire;
- la lipirea în atmosferă protectoare și în vid piesele rămân curate după scoaterea lor din cuptor și nu necesită nici o prelucrare ulterioară.

Dezavantajul lipirii în cuptor este complexitatea și costul relativ ridicat al instalațiilor și utilajelor necesare pentru aplicații industriale.

4.1.1. Tehnologia lipirii în cuptor cu vid

Procesul de lipire se desfășoară cu respectarea următoarelor condiții tehnologice generale [19, 34]:

- curățirea corespunzătoare a suprafețelor de îmbinat;
- alegerea corespunzătoare a combinației material de bază – aliaje de lipire – flux de lipire;
- pregătirea adecvată a îmbinării;
- stabilirea temperaturii optime de lucru;
- stabilirea duratei optime de lipire;
- alegerea procedurii de lipire cel mai potrivit;
- tratarea pieselor după lipire;
- controlul calității îmbinărilor lipite.

Impuritățile de pe suprafața pieselor de îmbinat, cum ar fi: oxizi, uleiuri, grăsimi sau alte substanțe străine, îngreunează sau opresc complet umectarea de către aliajul de lipire a suprafețelor ce se îmbină. Prin urmare este absolut necesară îndepărtarea oxizilor prin mijloace mecanice (sablarea, polizarea, șlefuirea), sau prin decapare chimică. În cazul oțelurilor inoxidabile decapantul uzual este: H_2SO_4 , concentrație 10%, cu 20g/l NaCl, încălzit la 70...75°C [34].

Alegerea corectă a combinației material de bază – aliaje de lipire – flux depinde, în principal, de caracteristicile de exploatare impuse îmbinării lipite. În cazul de față, lipirea realizându-se în vid, nu mai este necesar fluxul de lipire.

În cazul lipirii în cuptor trebuie acordată o atenție deosebită pregătirii îmbinării în vederea lipirii. Execuția unei îmbinări lipite depinde de forma ei geometrică, de cantitatea de aliaj de lipire depus în îmbinare, precum și de modul de asigurare a poziției reciproce a pieselor în cursul operației de lipire. Depunerea unor cantități excesive de aliaj de lipire duce la acoperirea inutilă a zonelor din jurul îmbinării și are ca efect o risipă de material și o manoperă în plus legată de operația dificilă de îndepărtare a materialului depus excedentar.

Lipirea în cuptor presupune parcurgerea unui ciclu termic, reprezentat în figura 4.1. Se remarcă principalii parametri de proces: temperatura de preîncălzire (dacă este cazul), temperatura de lipire, durata de încălzire și durata de menținere la temperatura de lucru.

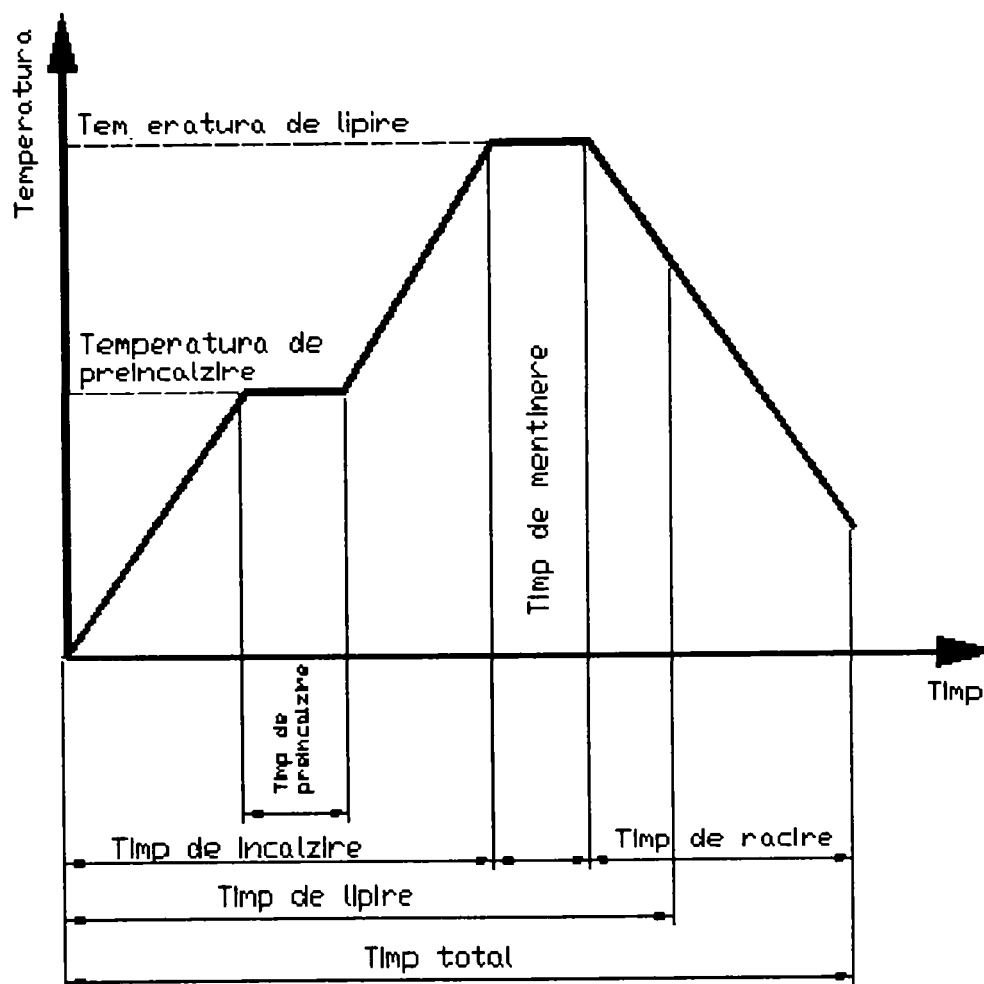


Fig. 4.1. Ciclograma procesului de lipire în cuptor [19]

Temperatura de lipire joacă un rol hotărâtor la realizarea unei îmbinări lipite de bună calitate. Având în vedere faptul că lipirea în cuptor este o lipire capilară, temperatura de lucru trebuie să fie cât mai ridicată, pentru a scădea vâscozitatea aliajului de lipire topit. În același timp, temperatura de încălzire nu trebuie să fi prea ridicată, pentru a reduce durata de lipire, consumul de energie, tensiunile interne și

influența termică a materialului de bază. Prin urmare, temperatura optimă de lipire se situează de obicei cu 20...50°C peste temperatura lichidus a aliajului de lipire [34].

Durata de lipire este un parametru tehnologic ce influențează în mod direct eficiența economică a operației de lipire. Ea depinde atât de natura aliajului de lipire, cât și de natura materialului de bază și de dimensiunile îmbinării.

Răcirea pieselor lipite, fiind o lipire la temperaturi ridicate, se realizează în cuptor, în mediu protector.

4.1.2. Experimentări privind lipirea în cuptor cu vid

În vederea experimentărilor privind lipirea oțelurilor inoxidabile cu aliaje de lipire pe bază de Ni-Cr, cu structură metastabilă, s-a utilizat cuptorul cu vid de tipul SR 840 LUXOR, din dotarea catedrei SMTT (figura 4.2).

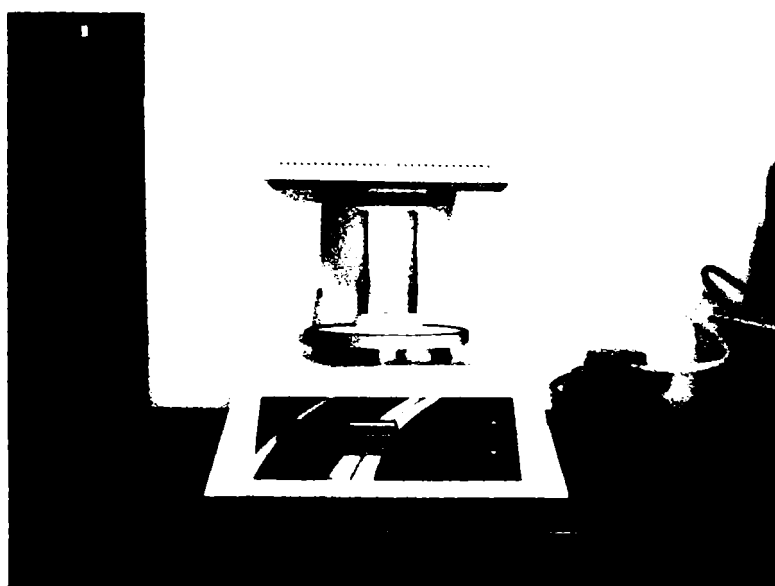


Fig. 4.2 Cuptorul cu vid SR 840 Luxor

Acest cuptor de laborator este destinat sinterizării de produse ceramice și unor tratamente termice ale metalelor. Atât procesele de încălzire, răcire și de realizare a vidului sunt controlate de un microprocesor electronic. Cuptorul permite reglarea temperaturii de încălzire de la 0 la 1200 °C, a vitezei de încălzire între 2 și 200 °C/min,

a duratei de menținere, a vitezei de răcire între 2 și 200 °C/min, intervalul de temperatură în care se creează vidul în incinta sa. Toate aceste date sunt memorate într-un program, cuptorul putând memora până la 100 de programe.

În vederea experimentărilor s-a utilizat ca și material de bază un oțel inoxidabil austenitic sub formă de platbandă de grosime de 0,2 mm și lățime de 15 mm. Compoziția chimică și proprietățile mecanice ale materialului de bază, în conformitate cu certificatul de calitate însoțitor sunt prezentate în tabelu 4.1.

Tabelul 4.1 Compoziția chimică și proprietățile mecanice ale materialului de bază

COMPOZIȚIA CHIMICĂ [% MASICE]							PROPRIETĂȚILE MECANICE		
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	R _{p02} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A ₅ [%]
0,05	1,51	0,52	0,035	0,007	18,09	9,13	260	642	65

Având în vedere grosimea materialului de bază, s-au realizat îmbinări suprapuse, cu diferiți parametri de proces. Schema îmbinării este prezentată în figura 4.3, iar principalii parametri (temperatura de lipire, durata de menținere la această temperatură și vitezele de încălzire și răcire) sunt grupați în tabelul 4.2

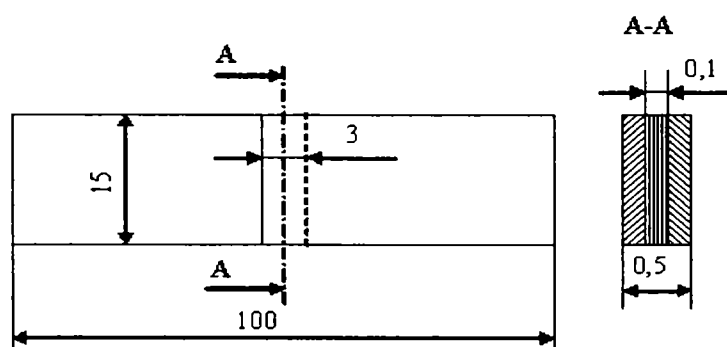


Fig.4.3 Schița îmbinării lipite

Tabelul 4.2. Parametrii de proces la lipirea în cuptor cu vid

Nr. Crt.	Proba	Viteza de încălzire [°C/min]	Temperatura de lipire [°C]	Timpul de menținere [s]	Viteza de răcire [°C/min]
1	LC1	150	1150	5	150
2	LC2			15	
3	LC3			30	
4	LC4			60	
5	LC5			120	

4.2. Lipirea prin rezistență

Lipirea prin rezistență este o metodă de lipire capilară la care sursa de încălzire o constituie rezistența electrică. Un procedeu al acestei metode, este cel al lipirii prin presiune în puncte cu ajutorul a doi electrozi, derivat din procedeu de sudare prin presiune în puncte.

Există două variante ale acestui procedeu [34]:

- lipirea prin încălzire cu electrozi din cărbune, care au rezistență relativ ridicată și se încălzesc puternic, transmitând căldura prin conducție la piesele ce se încălzesc;
- lipirea prin încălzire cu electrozi metalici, care au rezistență relativ redusă, și care produc încălzirea datorită rezistenței de contact dintre piese și electrod, respectiv dintre piesele ce se îmbină.

Acest procedeu constă în realizarea unei îmbinări lipite între suprafețele în contact a două sau mai multe componente suprapuse în zonele prin care trece curentul de lipăire. Schema de principiu a procedurii este prezentată în figura 4.4.

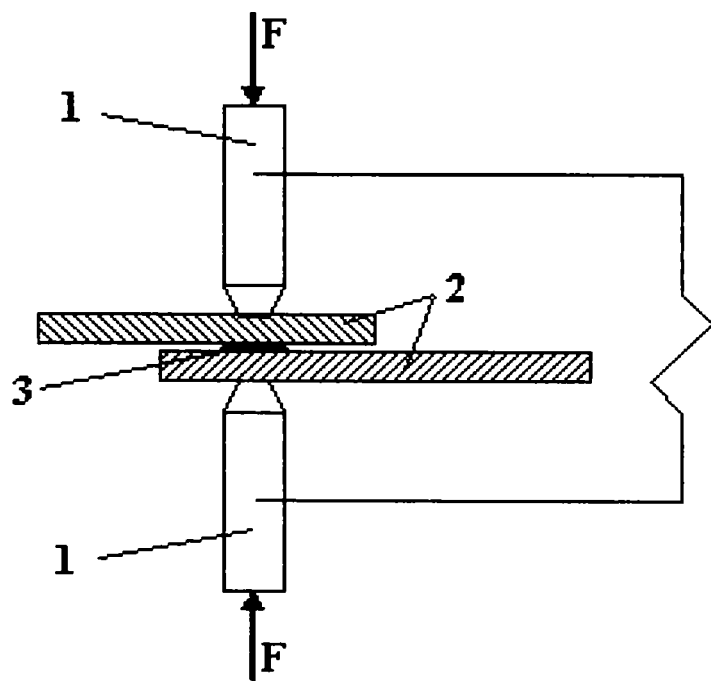


Fig. 4.4. Principiul lipirii prin rezistență cu încălzire cu 2 electrozi [72]

Componentele **2** sunt strânse cu forța de apăsare **F** între electrozii de contact **1**, legați la secundarul sursei de curent. Încălzirea componentelor în zona de trecere a curentului are loc prin efect Joule-Lenz. La început încălzirea maximă se obține la contactul componentelor apăsate de electrozii de contact datorită rezistenței de contact de valori ridicate și a răcirii intense promovate de electrozii de contact la contactul acestora cu suprafața componentelor. Rezistența de contact scade însă foarte repede până la anularea ei datorită încălzirii locale și acțiunii forței de apăsare, ca urmare a creșterii secțiunii în zona de contact prin înmuierea și aplatizarea asperităților suprafețelor. Prin încălzirea materialului are loc creșterea rezistivității electrice a materialului componentelor, fapt ce intensifică efectul Joule-Lenz prin creșterea rezistenței. Prin urmare, componentele se încălzesc în continuare până la topirea aliajului de lipire **3**.

Sucesiunea fazelor de lipire prin această metodă este [34, 72]:

- a. Componentele suprapuse se așează deasupra electrodului de contact inferior;
- b. Strângerea componentelor prin coborârea electrodului de contact superior prin aplicarea forței de apăsare **F** în scopul asigurării unui contact electric bun;
- c. Conectarea curentului de lipire, încălzirea și formarea nucleului topit prin efect Joule-Lenz în zona de contact dintre componente;
- d. Întreruperea curentului de lipire (după un timp foarte scurt) și menținerea forței de apăsare;
- e. Anularea forței de apăsare și retragerea electrodului superior.

Avantajele acestui procedeu de lipire se apreciază a fi următoarele [73, 74]:

- pentru efectuarea operațiilor sunt suficiente mașini simple de sudat în puncte, fără dispozitive de programare a forței;
- la o mișcare lentă de avans a electrodului se obține o mai bună stabilitate a procesului;
- timpul necesar este asimilat cu cel de la sudarea electrică prin presiune în puncte;

- este posibilă lipirea fără folosirea unui flux, deoarece mișcarea relativă dintre aliajul de lipit și materialul de bază, care are loc în faza de început a procesului, are un efect de străpungere asupra stratului de oxizi și impurități de pe suprafața pieselor și produce o activare a acestora;
- procesul de topire prin lipire este mult înlesnit prin faptul că aliajul de lipire are o rezistență electrică ridicată și un interval limitat de topire.

4.2.1. Condițiile de formare a îmbinării lipite

Condiția necesară și suficientă de formare a îmbinării lipite la lipirea prin rezistență prin încălzirea cu doi electrozi, este ca în zona de contact dintre componente să se formeze un strat de metal topit. Procesul poate fi împărțit în trei etape principale [72, 74]:

- **I.** În prima etapă metalul componentelor, în zona de contact realizată prin apăsarea electrozilor de contact cu forța F , se încălzește și se dilată sub acțiunea căldurii obținute prin efect Joule-Lenz la trecerea curentului prin rezistența de contact și prin rezistența proprie a componentelor.
- **II.** În etapa a doua suprafața de contact dintre componente crește în continuare ca efect al aplatizării asperităților și sub acțiunea căldurii are loc formarea unui nucleu de metal topit de o anumită dimensiune în funcție de grosimea componentelor. Straturile superficiale de oxizi și impurități de pe suprafața componentelor în contact se amestecă cu metalul topit. Metalul se dilată în continuare și suferă deformări plastice.
- **III.** În etapa a treia, prin deconectarea curentului, metalul nucleului topit se răcește și recrystalizează prin solidificare.

Forța de apăsare are rolul de realizare a unui contact metalic local între componente și de creare în jurul nucleului topit a unei zone de contact intim între suprafețele componentelor care să împiedice expulzările de metal lichid și accesul aerului din mediul înconjurător, evitând oxidarea băii metalice a nucleului.

Deformările plastice ale metalului datorate încălzirii au un rol important pentru ruperea și desprinderea stratului de oxizi de pe suprafața componentelor. Îndepărtarea oxizilor din baie are loc sub acțiunea forțelor electrodinamice care acționează asupra băii metalice și care produc o puternică agitație a metalului topit, conducând la omogenizarea nucleului. Forțele electrodinamice au valori maxime la marginile nucleului scăzând spre interior pentru ca la mijlocul acestuia să devină nule. Sub acțiunea acestor forțe în baia metalică ia naștere o presiune variabilă după o lege parabolică a cărei valoare maximă se obține în mijlocul nucleului topit și care scade la zero înspre exteriorul acestuia [34, 72, 74]. Agitația băii conduce la amestecarea metalului topit, la ruperea peliculei de oxizi din baie și, în același timp, sub acțiunea forțelor orientate favorabil, la împingerea spre extremitățile băii a elementelor nefuzibile din aceasta (oxizi, impurități, etc.).

4.2.2. Surse termice

Cantitatea de căldură Q , necesară formării îmbinării lipite se obține prin efect Joule-Lenz conform relației:

$$Q = \int I^2(t) \cdot R(t) \cdot dt \quad (4.1)$$

unde: - $I(t)$ – curentul ce trece prin îmbinare;

- $R(t)$ – rezistența totală a circuitului electric dintre electrozii de contact, variabilă în timp;

Rezistența totală a circuitului electric dintre electrozii de contact este formată dintr-o sumă de rezistențe, calculată cu expresia:

$$R = R_c' + 2R_c'' + 2R_p \quad (4.2)$$

unde: - R_c' – rezistența de contact dintre componente;

- R_c'' – rezistența de contact dintre componente și electrozii de contact;

- R_p – rezistența volumului de material cuprins între electrozi, de formă cilindrică cu baza egală cu diametrul vârfului electrozilor și înălțimea egală cu grosimea componentelor.

Componentele rezistenței totale se modifică continuu pe durata ciclului de lipire.

Valoarea rezistenței de contact dintre componente, R_C' , depinde de următorii factori:

- natura materialului componentelor (duritate, rezistența mecanică);
- starea suprafețelor;
- forța de apăsare și modul ei de aplicare (static sau dinamic);
- temperatura la locul de contact.

Prezența oxizilor, a ruginii și a altor impurități pe suprafața componentelor determină creșterea rezistenței de contact. De asemenea, rezistența de contact R_C' crește o dată cu scăderea rugozității dacă celelalte condiții rămân constante. Aceasta deoarece în cazul rugozităților mari pelicula de oxizi se rupe și se dislocă mai ușor datorita presiunilor mai mari exercitate asupra fiecărui punct de contact (microasperitate).

Influența stării suprafețelor asupra rezistenței de contact R_C' se poate observa din următoarele exemple stabilite în anumite condiții date de lucru [72, 73]:

- pentru suprafețe polizate și lustruite: $100\mu\Omega$;
- pentru suprafețe prelucrate prin așchiere (strunjire): $120\mu\Omega$;
- pentru suprafețe ruginite: $80000\mu\Omega$;

Creșterea forței de apăsare conduce la creșterea suprafeței de contact prin deformațiile plastice ale microasperităților și tocirea acestora, straturile superficiale de oxizi se rup, ceea ce determină scăderea rezistenței de contact.

La încălzirea componentelor deformarea plastică a microasperităților și ruperea straturilor superficiale de oxizi are loc mult mai ușor, ceea ce determină scăderea rapidă a rezistenței de contact R_C' . Pentru fiecare material există o temperatură critică și o forță de apăsare la care valoarea rezistențelor de contact scade la zero. Cu cât forța de apăsare este mai mare cu atât este mai mică temperatura critică.

Rezistențele de contact electrozi-componente R_C'' sunt mult mai mici decât rezistența de contact dintre componente R_C' , datorită materialului electrozilor și

datorită unei concentrări de presiune bine delimitată. Rezistența de contact R_c nu joacă un rol important în formarea lipiturii. Încălzirile în aceste zone sunt mici atât datorită materialului electrozilor (bun conducător de căldură), cât și datorită răcirii forțate cu apă a acestora.

Rezistența volumului de material, R_p , dintre electrozii de contact (figura 4.5), străbătut de curentul de lipire, se poate calcula prin mai multe modalități. Dacă se presupune că suprafața reală de contact dintre componente, A , este egală cu suprafața

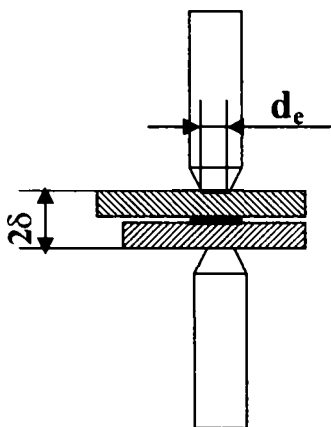


Fig. 4.5 Volumul de material dintre electrozi

de contact electrod-component A_e , $A_e = \frac{\pi d_e^2}{4}$, atunci rezistența R_p se poate scrie:

$$R_p = \rho \cdot \frac{2\delta}{A} \quad (4.3)$$

unde:

- d_e = diametrul cilindrului de metal;

- 2δ = înălțimea, cilindrului de metal.

- ρ = rezistivitatea electrică a materialului

componentelor la temperatura mediului ambiant;

Valoarea rezistivității depinde de metalul componentelor, de eventualul tratament termomecanic la care au fost supuse și de temperatura acestora.

Un material care a suportat un tratament termic își mărește rezistivitatea electrică (de exemplu aliajul AlCu4Mg2 nedurificat are $\rho = 4,3 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, iar după tratamentul de îmbătrânire $\rho = 7,3 \mu\Omega \cdot \text{cm}$) [34, 72].

Influența temperaturii asupra rezistivității este dată de relația:

$$\rho = \rho_0(1 + \alpha T) \quad (4.4)$$

Prin urmare rezistivitatea electrică crește mult cu creșterea temperaturii. Coeficientul α are valoarea $\alpha = 0,004^\circ\text{C}^{-1}$ pentru metale pure, respectiv $\alpha = 0,001 \dots 0,002^\circ\text{C}^{-1}$ pentru aliaje, iar la temperaturi critice, ca de exemplu la temperatura de topire, valoarea lui α crește de 1,5 ... 2 ori.

Oțelurile înalt aliate, și prin urmare și cele inoxidabile, se caracterizează prin valori mari ale rezistivității.

4.2.3. Experimentări privind lipirea electrică prin presiune în puncte a oțelurilor inoxidabile

Pentru realizarea experimentărilor privind lipirea prin rezistență prin presiune în puncte s-a utilizat același material de bază ca și în cazul lipirii în cuptor, prezentat în paragraful 4.1.2.

Aparatura utilizată a fost mașina universală de sudat electric prin presiune în puncte, PPU-16 (figura 4.6), cu următoarele caracteristici tehnice:

- puterea aparentă: 16 kVA
- tensiunea: 380 V
- intensitatea maximă: 8 kA
- forța maximă de apăsare: 230 daN.



Fig 4.6 Mașina universală de sudat electric prin presiune în puncte, PPU-16

Parametrii tehnologici în timpul procesului de lipire au fost determinați cu ajutorul aparatului WELDCHEKER MM 326B (figura 4.7). Acesta este destinat pentru măsurarea și controlul curentului de lipire, a tensiunii dintre electrozi și a timpului de lipire.



Fig 4.7 Aparatul WELDCHEKER MM 326B

Ciclu de lucru folosit este reprezentat în figura 4.8

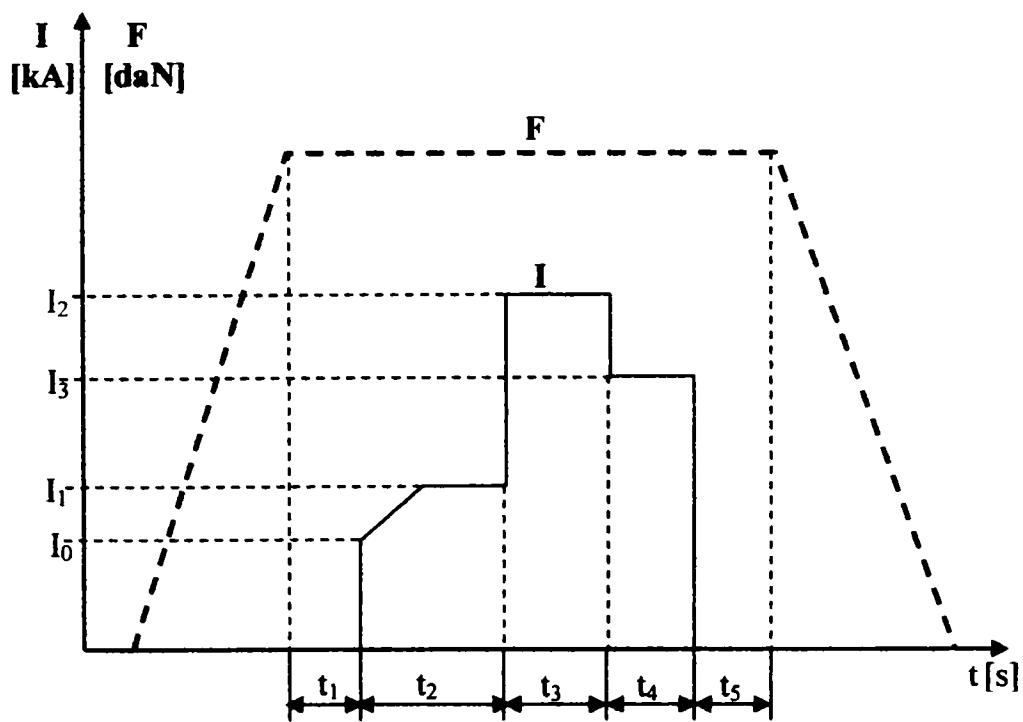


Fig. 4.8 Ciclograma lipirii electrice prin presiune în puncte

Se remarcă faptul că într-o primă etapă are loc presarea materialului de bază între electrozi, iar după timpul t_1 apare impulsul de curent. După o durată t_3 de la întreruperea curentului se îndepărtează sacina, și se eliberează materialul de bază dintre electrozi.

Modul de operare este prezentat în figura 4.9. În zona îmbinării, care în prealabil a fost degresată în alcool, a fost plasat aliajul de lipire sub formă de benzi. S-a poziționat relativ materialul de bază față de electrozi, astfel încât materialul de adaos să fie în zona de acțiune a electrozilor. S-a realizat ciclul de lucru schematizat în figura 4.8, rezultând îmbinarea lipită din figura 4.10. De remarcat faptul că nu s-a utilizat nici un flux de lipire, iar suprafața materialului de bază nu a fost afectată termic de procesul de lipire (fig. 4.10). Spre deosebire de sudare, când are loc topirea metalului de bază, în cazul lipirii, aliajul de lipire are o rezistență electrică specifică mai ridicată și un interval limitat de topire, drept urmare, acesta se va topi înainte ca temperatura metalului de bază la suprafața de contact cu electrodul să atingă o valoare ce ar putea conduce la modificari ale structurii acestuia.

Principalii parametri de proces care influențează realizarea îmbinării lipite sunt curentul de lipire și durata de lipire. Stabilirea acestor parametri s-a făcut experimental, astfel încât să nu apară topirea materialului de bază și deci sudarea acestuia.

S-au realizat mai multe seturi de probe în două variante de îmbinări:

- a) îmbinare suprapusă simplă (figura 4.11)
- b) îmbinare cu eclisă (figura 4.12)

În a doua variantă de îmbinare s-a căutat formarea a două surse termice prin creșterea rezistenței de contact, pentru a reduce valoarea curentului de lipire. O valoare mai mică a curentului de lipire face ca suprafața de contact dintre electrod și materialul de bază să nu se încălzească foarte mult, și deci să nu fie afectată termic de procesul de lipire. În acest caz, la exterior, suprafața materialului de bază nu mai necesită nici o fasonare ulterioară.



a) Poziționarea platbenzilor



b) Lipirea propriu-zisă

Fig.4.9 Realizarea lipirii electrice prin suprapunere în puncte



Fig 4.10 Îmbinare lipită electric prin presiune în puncte

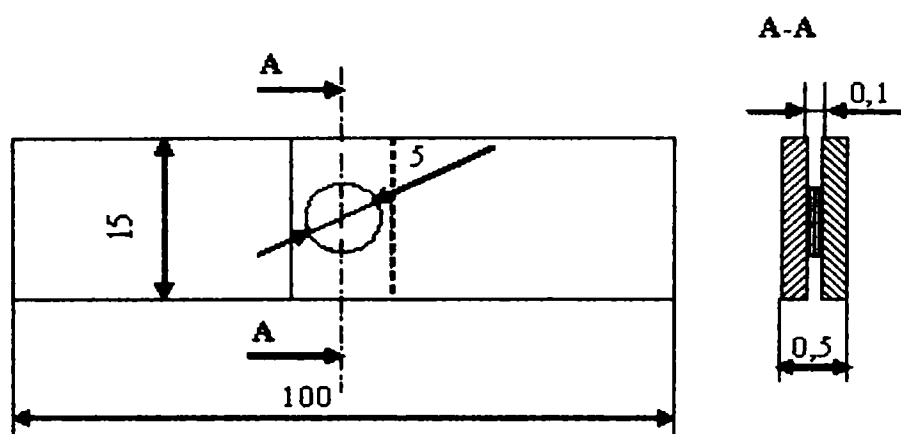


Fig. 4.11. Schița îmbinării prin suprapuner simplă

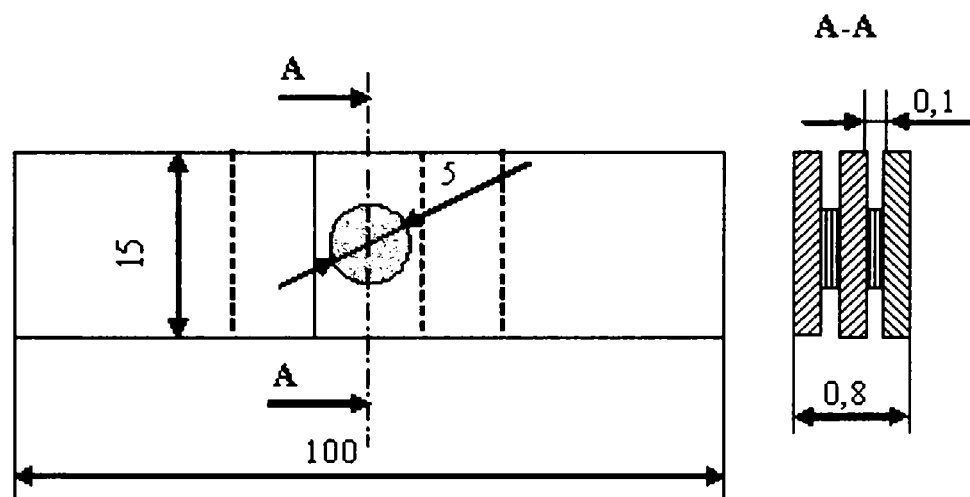


Fig. 4.12 Schița îmbinării cu eclisă

Parametrii de proces utilizați pentru lipirea probelor în cele două variante sunt sintetizați în tabelele 4.3. și 4.4

Tabelul 4.3 Parametrii utilizați la probele lipite prin suprapunere simplă

Nr. crt	Proba	Curentul de lipire [kA]	Nr.cicluri	Timpul de lipire [s]
1	LP1	7,25	36	0,72
2	LP2	7,21	40	0,8
3	LP3	7,19	45	0,9
4	LP4	7,20	50	1
5	LP5	7,23	50	1

Tabelul 4.4 Parametrii utilizați la probele lipite cu eclisă

Nr. crt	Proba	Curentul de lipire [kA]	Nr.cicluri	Timpul de lipire [s]
1	LP7	7,07	50	1
2	LP8	7,04	45	0,9
3	LP9	6,99	40,5	0,81
4	LP10	7,12	36	0,72
5	LP11	7,01	32	0,64

4.3. Caracterizarea microstructurală a îmbinărilor lipite

Îmbinările lipite cu material de adaos sub formă de benzi cu structură metastabilă au fost supuse analizelor microstructurale prin microscopie optică, difracție cu raze X, respectiv analiză EDX.

Analiza EDX s-a realizat cu ajutorul microscopului electronic prin baleiaj XL 30 ESEM, prezentat în capitolul anterior, iar difracția de raze X, cu difractometrul Philips X'Pert MPD, utilizând radiația unui anod de Cu cu lungimea de undă $\lambda = 1,54\text{\AA}$.

4.3.1. Analiza microstructurală a îmbinărilor lipite în cuptor cu vid.

Analiza EDX a îmbinării lipite (fig 4.13) nu atestă o modificare importantă a compoziției chimice a aliajului de lipire. Se constată doar apariția Mn, în cazul lipirii cu un timp de menținere mai mare, ca urmare a difuziei ce a avut loc.

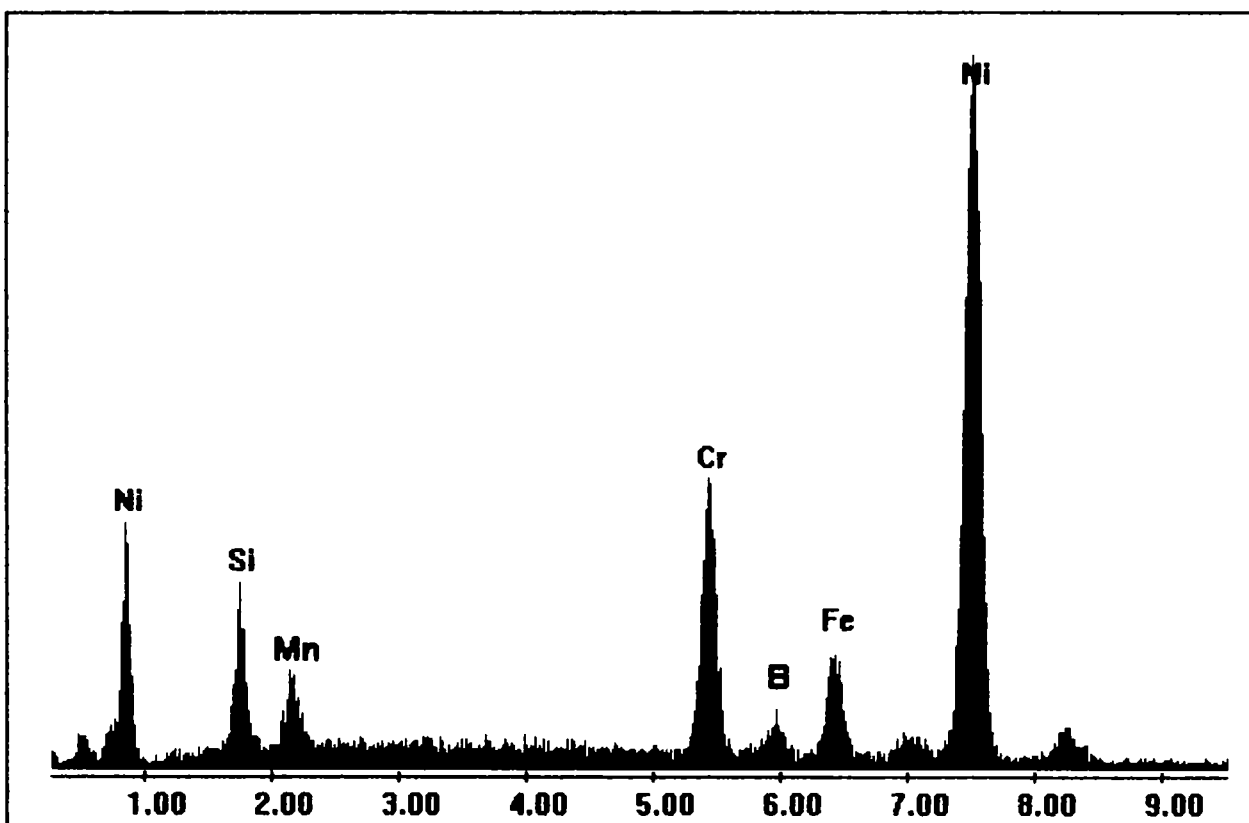


Fig. 4.13 Diagrama EDX a îmbinării lipite în cuptor cu vid

În vederea caracterizării microstructurale a îmbinărilor lipite, s-au pregătit probe metalografice din secțiuni transversale ale acestora. Ținând cont de natura materialului de bază și a aliajului de lipire, pentru atacul metalografic s-a utilizat un reactiv de tipul „gliceregia”, compus din 3 ml glicerină, 4,5 ml HCl în concentrație de 37%, 1ml HNO₃ în concentrație de 37%. Atacul s-a efectuat la o temperatură de 40°C, timp de 60 de secunde.

Analiza metalografică a pus în evidență în primul rând un unghi de umectare relativ mic. Așa cum se poate observa din figura 4.14 unghiul α este de aproximativ 25°. Prin urmare, putem afirma că aliajul de lipire prezintă o bună umectare și întindere.



Fig. 4.14 Secțiune prin îmbinarea lipită a probei LC3, M.O.100X

În cazul probelor LC2, LC3, LC4 se remarcă structura materialului de bază, formată din grăunți poliedrici de austenită, în interiorul cărora apar și macles, deci o structură specifică unui oțel inoxidabil austenitic (fig.4.15).

Lipitura se caracterizează printr-o structură monofazică dendritică, remarcându-se prezența unui strat alb la limita de separare dintre metalul de bază și materialul de adaos (fig 4.15).

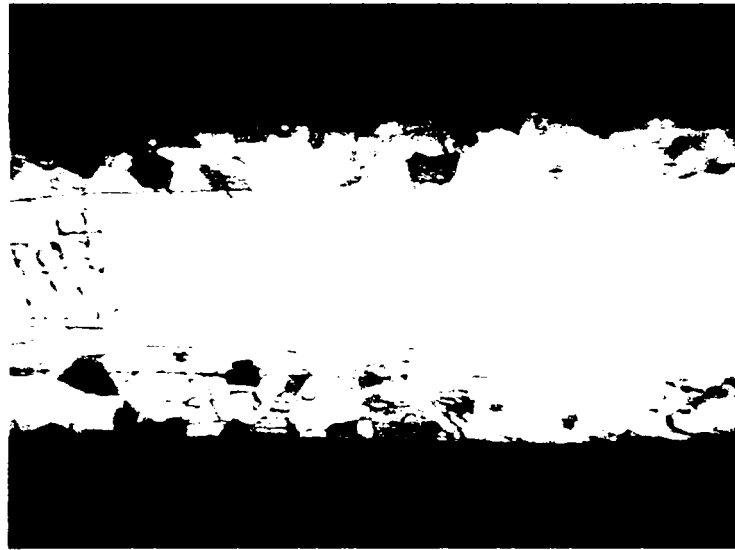
La proba LC1, unde durata de lipire și cantitatea de material de adaos au fost mai mici, se remarcă lipsa aproape totală a structurii dendritice, putându-se aprecia ca în acest caz avem o structură cvasicristalină, ca și în stratul alb remarcat la celelalte probe (fig.4.16).

Un alt aspect demn de remarcat este prezența unor precipitate la limita de separare dintre materialul de adaos și metalul de bază – fig.4.17. Acest fapt s-a remarcat în unele zone ale probei LC4, la care durata de lipire mai mare a dat posibilitatea formării acestor precipitate.

În cazul probei LC5, unde durata de lipire a fost mult mai mare, materialul de bază are aspectul unui cordon de sudură, cu dendrite orientate în direcția evacuării fluxului de căldură (fig. 4.18).

În cazul probei LC1, pentru certificarea structurii cvasicristaline a lipiturii s-a realizat și analiza prin difracție de raze X. Difractograma corespunzătoare acestei probe (fig.4.19) evidențiază prezența unor maxime difuze care marchează prezența fazei amorfe, dar și a unor maxime nete de intensitate care atestă prezența fazei cristaline. Astfel picurile **1, 4, 5, 6**, aparțin unei soluții solide pe bază de Ni: Ni(100), Ni(200), Ni(220), Ni(311), iar picurile **2 și 3** par a corespunde unor compuși intermetalici: Cr₃Si (210), respectiv Ni₃Si (002).

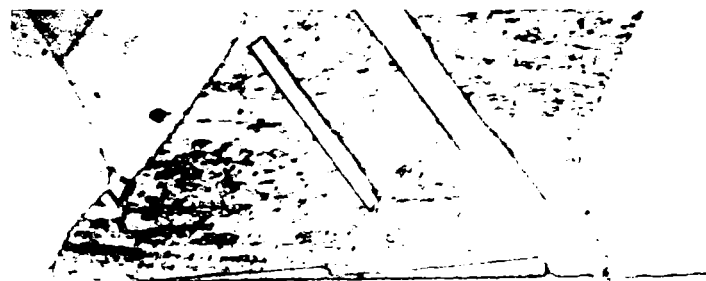
Spre deosebire de proba LC1, difractograma probei LC5 în zona îmbinării lipite (fig.4.20) certifică structura cristalină a materialului de adaos prin prezența maximelor de interferență nete. Astfel, picurile **3, 4, 7** aparțin unei soluții solide pe bază de Ni: (Ni-Cr-Fe) (100), (110), (200). Se remarcă și prezența compușilor intermetalici: Cr₃Ni₅Si₂ (200)-picul **1**, NiSi₂ (125)-picul **2**, (Cr, Si)₃Ni₂Si (442)-picurile **5, 10**, Ni₂Si (350)-picul **6**, Ni₃Si (523)-picul **8**, Ni₅Si (503)-picul **9**, respectiv Ni₃₉Cr_{0,7}Fe_{0,36} (311)-picul **11**.



a) Proba LC2, M.O.100X



b) Proba LC2, M.O.500X



c) Proba LC3, M.O.500X

Fig.4.15 Imaginea microscopică a îmbinărilor lipite în cuptor cu vid



Fig.4.16 Proba LC1, M.O.500X

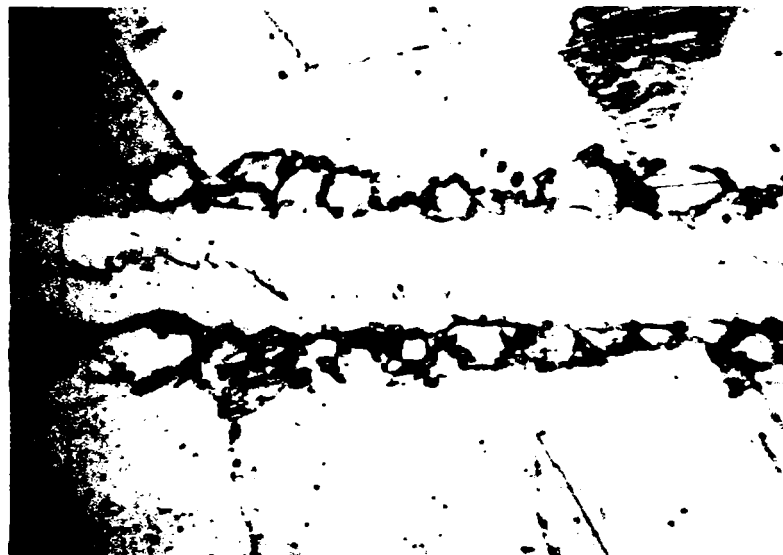


Fig. 4.17 Proba LC4, M.O. 500X



Fig.4.18 Proba LC5, M.O. 500X

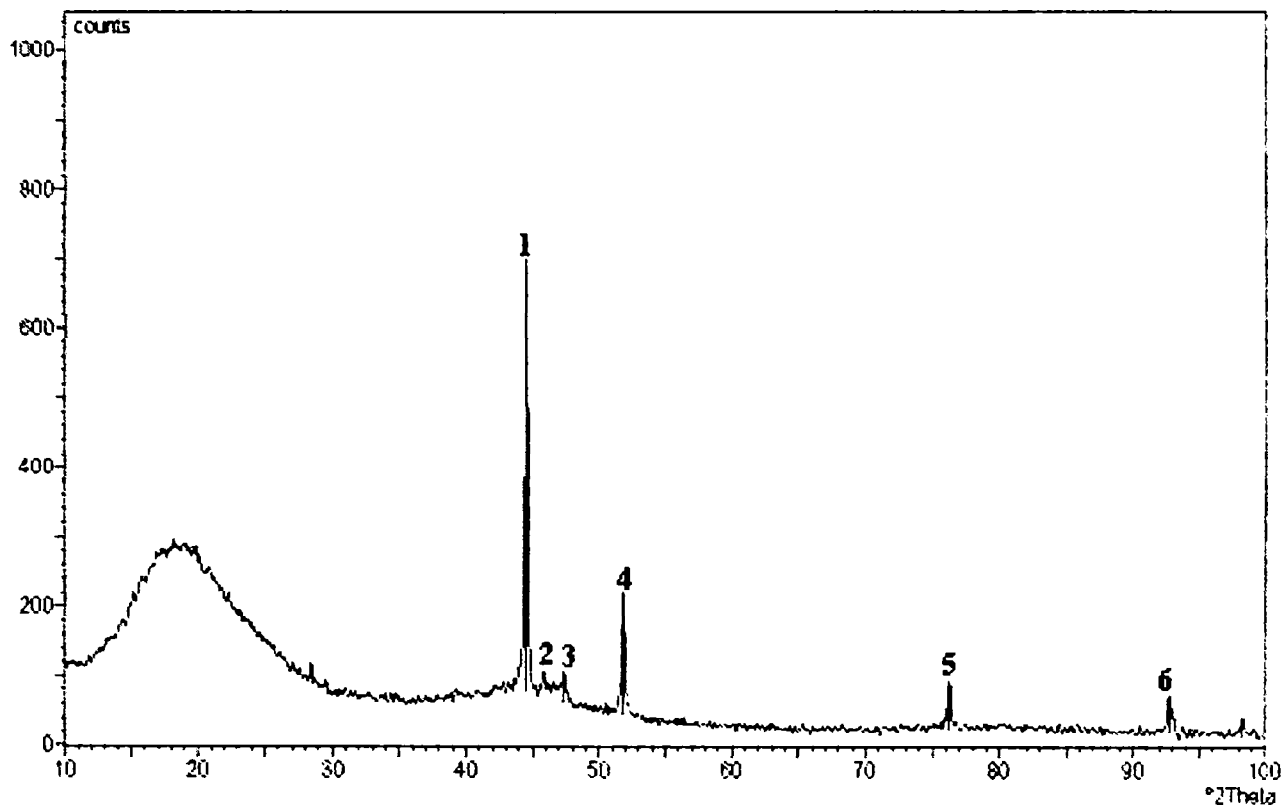


Fig.4.19 Difractograma probei LC1 în zona îmbinării lipite

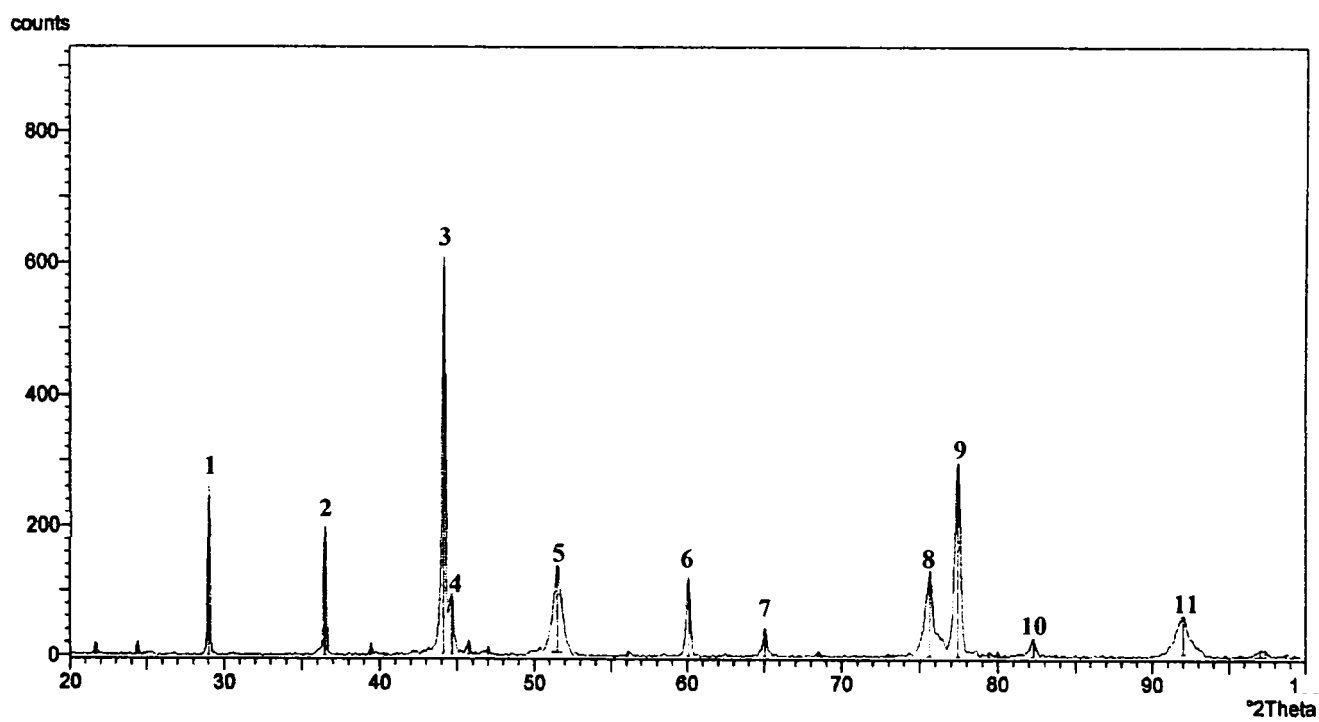


Fig.4.20 Difractograma probei LC5 în zona îmbinării lipite

4.3.2. Analiza structurală a îmbinărilor lipite electric prin presiune în puncte

Așa cum s-a arătat în paragraful 4.2 s-au realizat două tipuri de îmbinări: prin suprapunere simplă și cu eclisă.

La această metodă de lipire trebuie aleși parametrii de proces, în special curentul de lipire, astfel încât materialul de bază să nu se sudeze. Pentru a compara din punct de vedere structural îmbinarea lipită cu cea sudată electric prin presiune în puncte, s-a realizat și o sudare a două platbenzi din materialul de bază.

Structura îmbinării sudate electric prin presiune în puncte se caracterizează prin prezența punctului de sudură, ce se formează prin topirea materialului de bază. Acesta prezintă o structură tipică de turnare, cu cristale columnare, orientate în direcția evacuării fluxului de căldură (fig. 4.21).



Fig.4.21 Microstructura îmbinării sudate electric prin presiune în puncte, M.O. 500X

Se observă de asemenea și faptul că materialul de bază a fost influențat termic de procesul de sudare.

În cazul îmbinărilor lipite prin suprapunere simplă se remarcă structura materialului de bază, formată din grăunți poliedrici de austenită, care prezintă macles (fig.4.22). Materialul de bază nu a fost influențat termic de procesul de lipire.

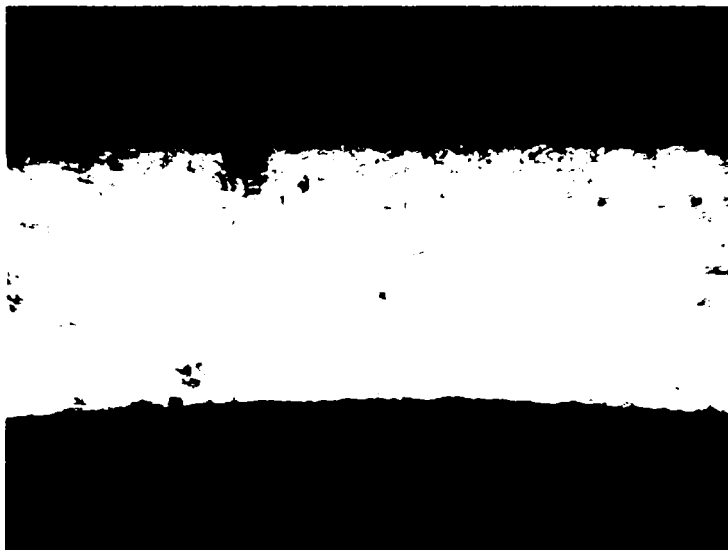


Fig. 4.22 Proba LP1, M.O.100X



Fig. 4.23 Proba LP2, M.O.500X



Fig. 4.24 Proba LP3, M.O.500X

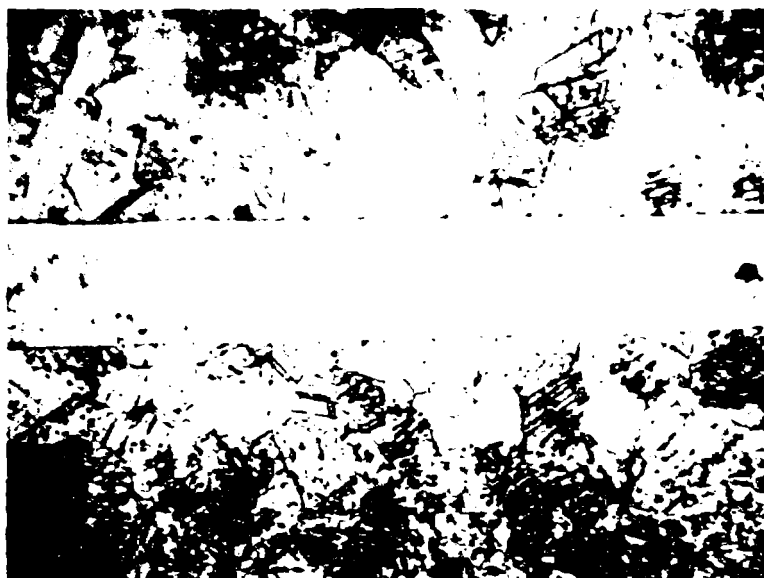


Fig. 4.25 Proba LP4, M.O.500X

Îmbinarea lipită, în funcție de parametrii tehnologici aplicați, prezintă fie o structură cvasicristalină, fie o structură cristalină, dar foarte fină, cu aspect dendritic – fig.4.23...4.25.

În cazul lipirii cu eclisă s-a remarcat același aspect structural ca și în cazul lipirii suprapuse simple (fig.4.26)

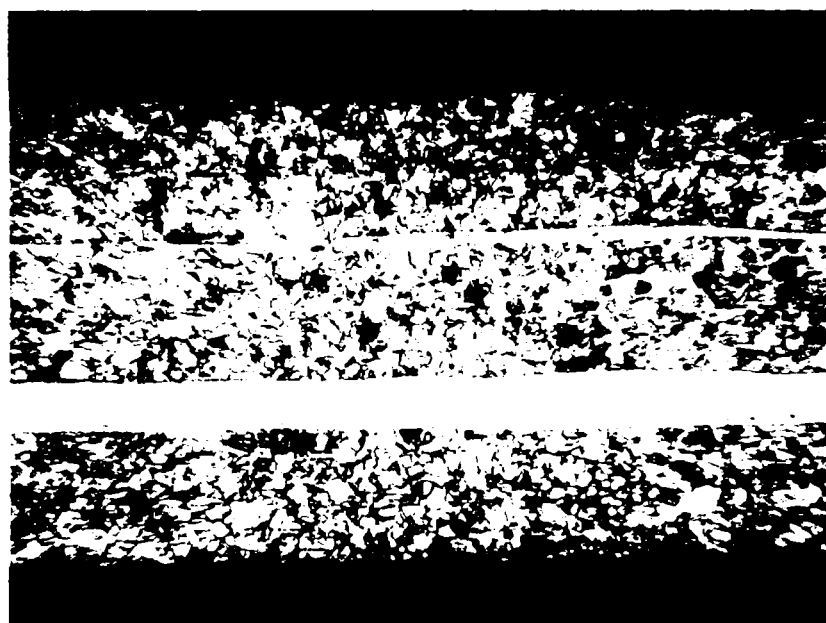


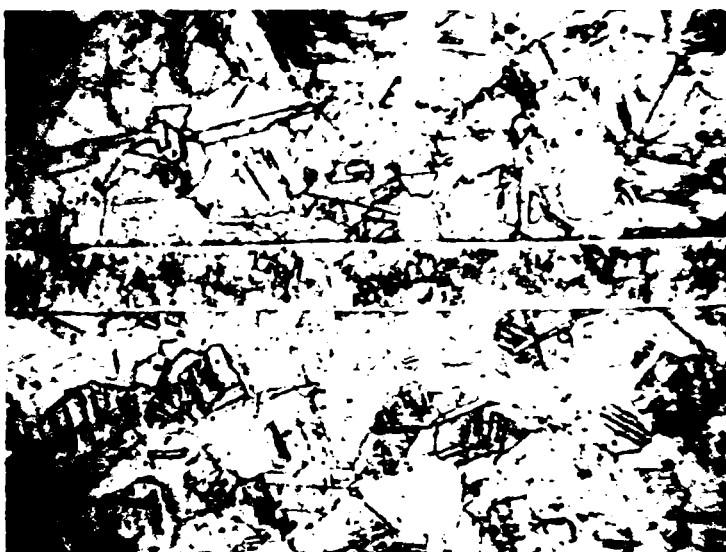
Fig. 4.26 Proba LP11, M.O. 100X

Se observă faptul că apar diferențe în ceea ce privește grosimea lipiturii. Grosimea lipiturii realizată între materialul de bază este mai mare decât acelei dintre materialul de bază și eclisă.

La o mărire mai mare (fig 4.27) este evidențiată și diferența de structură între lipitura dintre platbenzile din oțel inoxidabil și lipitura dintre platbandă și eclisă. Dacă la lipitura dintre platbenzi se remarcă o structură foarte fină, cvasicristalină, în cazul lipiturii dintre platbandă și eclisă structura prezintă un aspect cristalin-dendritic.



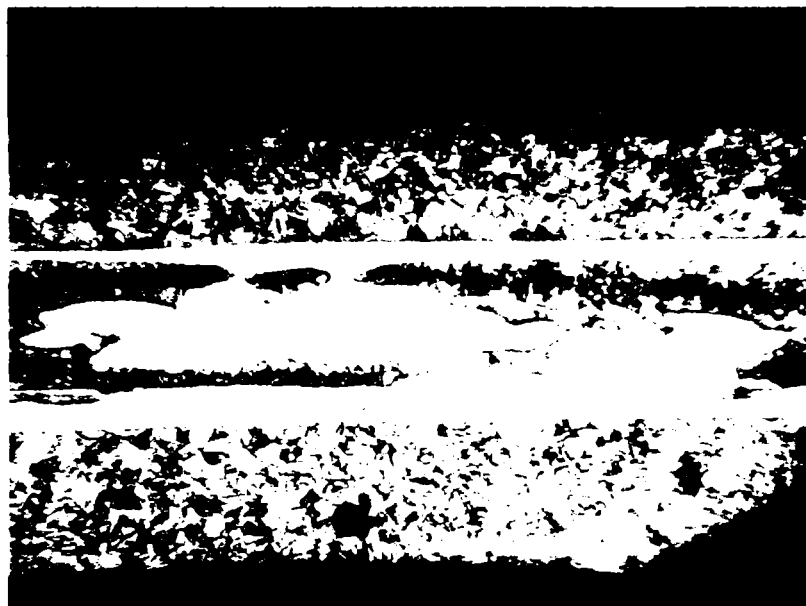
a) Microstructura lipiturii dintre platbenzi, M.O.500X



b) Microstructura lipiturii dintre platbandă și eclisă, M.O.500X

Fig.4.27 Microstructura îmbinării probelor lipite prin suprapunere cu eclisă, M.O.500X

Un caz aparte l-au prezentat probele LP7 și LP8. În cazul acestor probe, timpul de lipire a fost mai mare, iar existența a două surse termice a făcut ca temperatura să crească foarte mult, astfel încât banda din mijloc s-a topit parțial (fig.4.28).



a) M.O. 100X



b) M.O. 500X

Fig.4.28 Microstructura probei LP7

Având în vedere faptul că în zona mediană a îmbinării viteza de răcire a fost mai mică, structura îmbinării lipite are un aspect dendritic, similar cu cel remarcat la probele lipite în cuptor.

Analiza EDX a îmbinării lipite (fig 4.29) nu atestă o modificare importantă a compoziției chimice a aliajului de lipire, iar analiza prin difracție de raze X (fig.4.30) realizată în zona îmbinării la proba LP2 certifică structura cvasicristalină a aliajului de lipire. Maximele de difracție difuze marchează prezența fazei amorse, iar picurile 1, 2, 3, 4 corespund unei soluții solide pe bază de Ni: Ni(100), Ni(200), Ni(220), Ni(311).

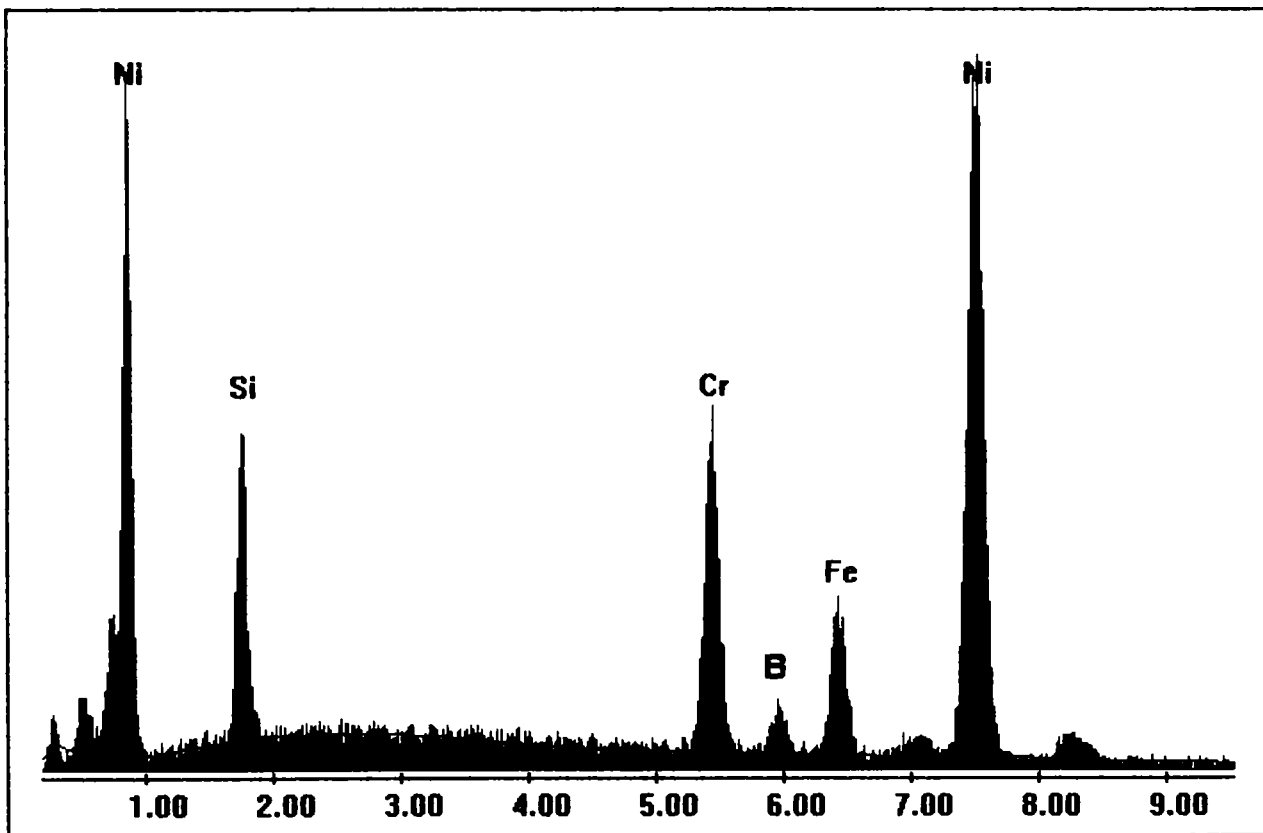


Fig.4.29 Diagrama EDX a probei lipite electric pri presiune în puncte în zona îmbinării lipite

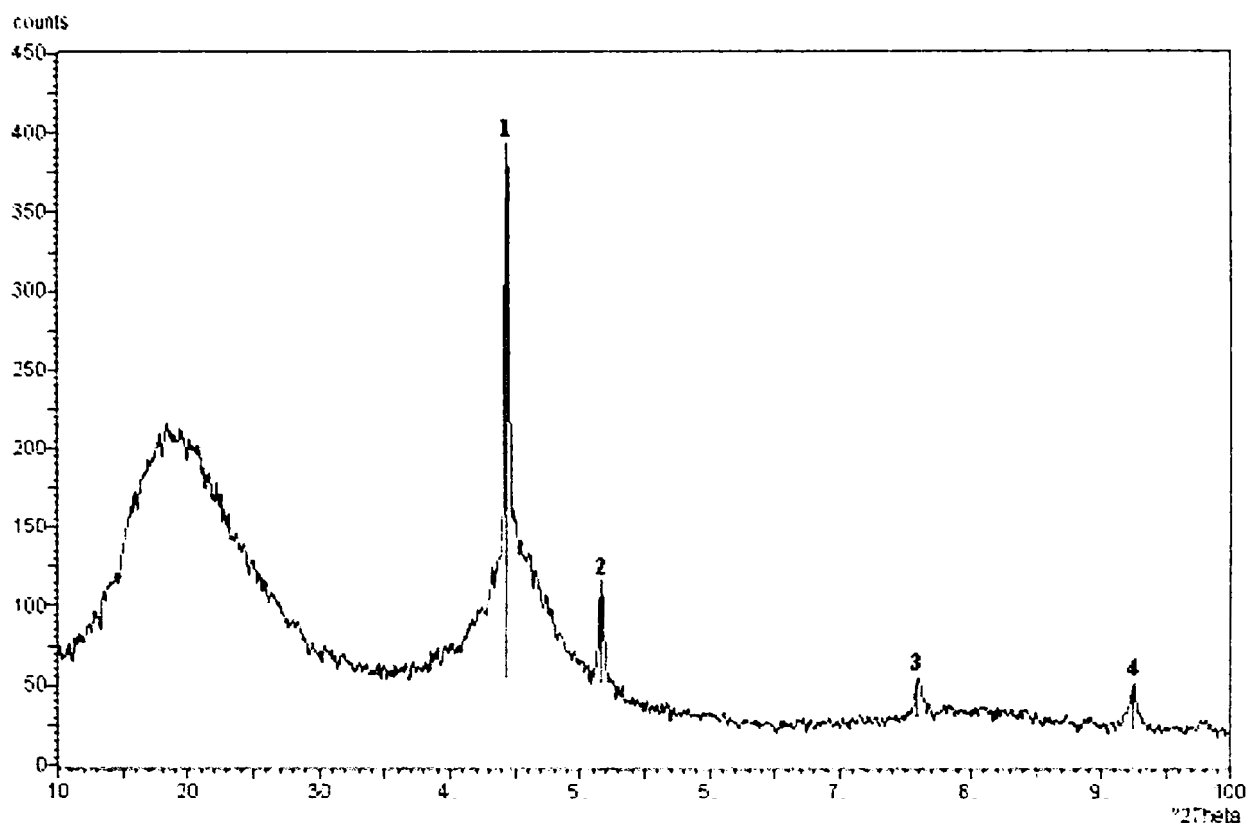


Fig.4.30 Difractograma probei LP2, în zona îmbinării lipite

4.4 Unele caracteristici mecanice al îmbinărilor lipite.

Ținând cont de geometria îmbinărilor lipite, realizate prin suprapunerea platbenzilor din oțel inoxidabil, acestea nu s-au putu supune încercărilor de tracțiune, care presupuneau îmbinare cap la cap. Prin urmare, îmbinările lipite au fost supuse încercării de rupere la forfecare.

Încercarea la forfecare constă în aplicarea lentă și fără șocuri, până la rupere, pe direcția longitudinală a epruvetei, a unei sarcini de tracțiune. Astfel se determină rezistența la rupere prin forfecare. Schema încercării este redată în figura 4.31.

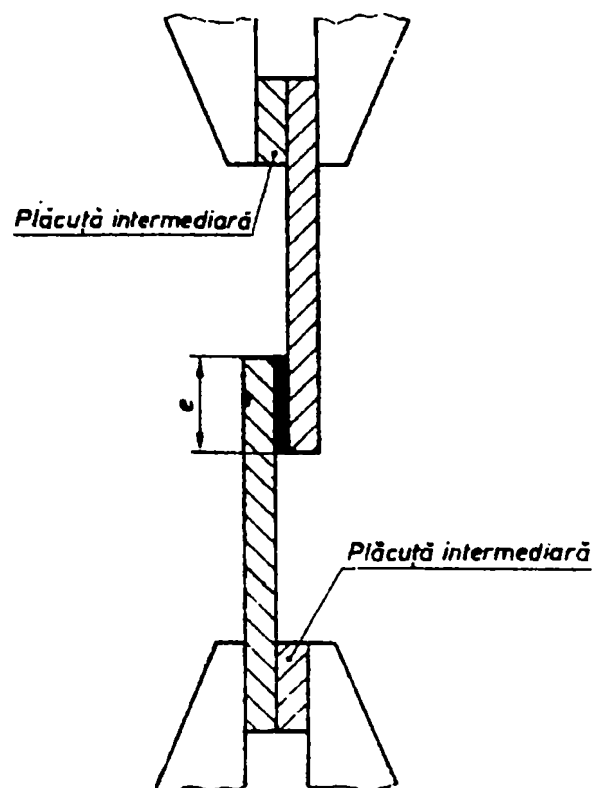


Fig.4.31. Schema încercării la rupere prin forfecare [105]

Încercarea la forfecare a fost realizată pe o mașină de încercat Instron 5584, prezentată în capitolul 3.

Curbele de tracțiune ale tuturor probelor încercate prezintă aspectul din figurile 4.32 și 4.33. Se remarcă faptul că este vorba despre un comportament ductil, materialul suferind o deformare plastică înainte de rupere. De altfel și aspectul microscopic al suprafeței de rupere atestă faptul că ruperea este ductilă (fig.4.34).

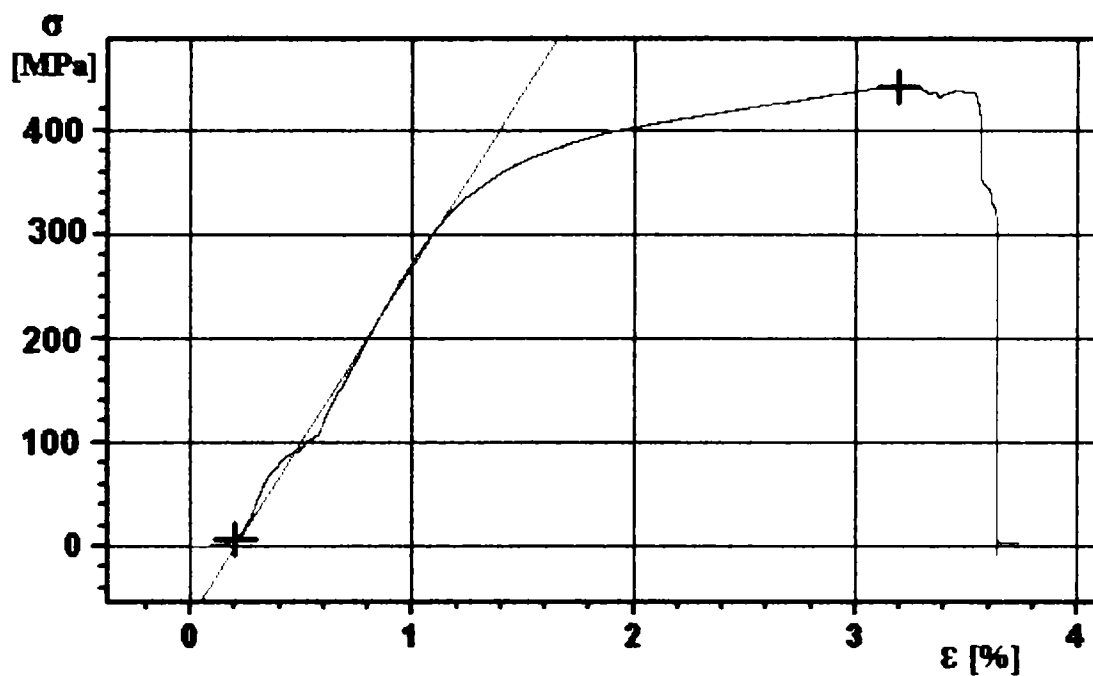


Fig.4.32 Curba de tracțiune a probei LC4 lipită în cuptor

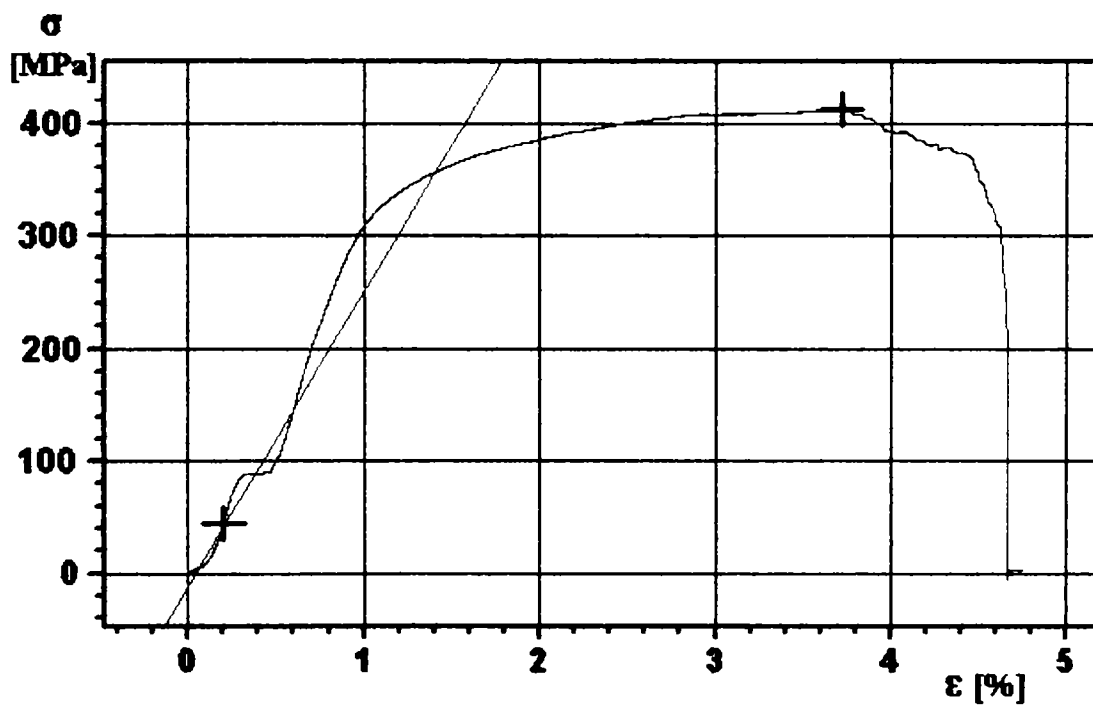


Fig.4.33 Curba de tracțiune a probei LP5, lipită electric prin presiune în puncte

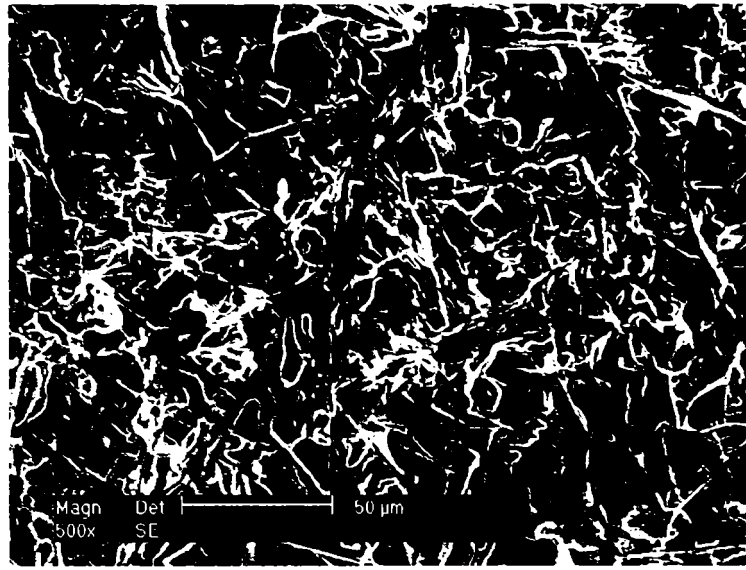


Fig. 4.34 Aspectul microscopic al suprafeței de rupere al probei LC4

Rezultatele obținute în urma încercării la forfecare a probelor lipite prin suprapunere simplă în cuptor și electric prin presiune în puncte sunt sintetizate în tabelul 4.5

Tabelul 4.5. Rezistența la rupere prin forfecare a îmbinărilor lipite

Proba	Forța max. [kN]	Rezistența la rupere prin forfecare [MPa]
LC1	0,655	262
LC2	0,800	320
LC3	1,025	410
LC4	1,105	442
LP1	0,922	369
LP2	0,975	390
LP3	0,990	396
LP4	1,015	406
LP5	1,032	413

Din analiza rezultatelor obținute se poate constata faptul că în toate cazurile rezistența la rupere prin forfecare a îmbinării lipite depășește limita de curgere a materialului de bază (260 MPa). De asemenea, se observă că la lipirea în cuptor s-au înregistrat valori ceva mai ridicate ale rezistenței la forfecare, și că durata de lipire influențează comportarea la forfecare a îmbinării lipite. Așa cum se poate remarca și

din figurile 4.35 și 4.36, atât în cazul lipirii în cuptor cât și în cazul lipirii electrice prin presiune în puncte, rezistența la rupere prin forfecare crește cu durata de lipire.

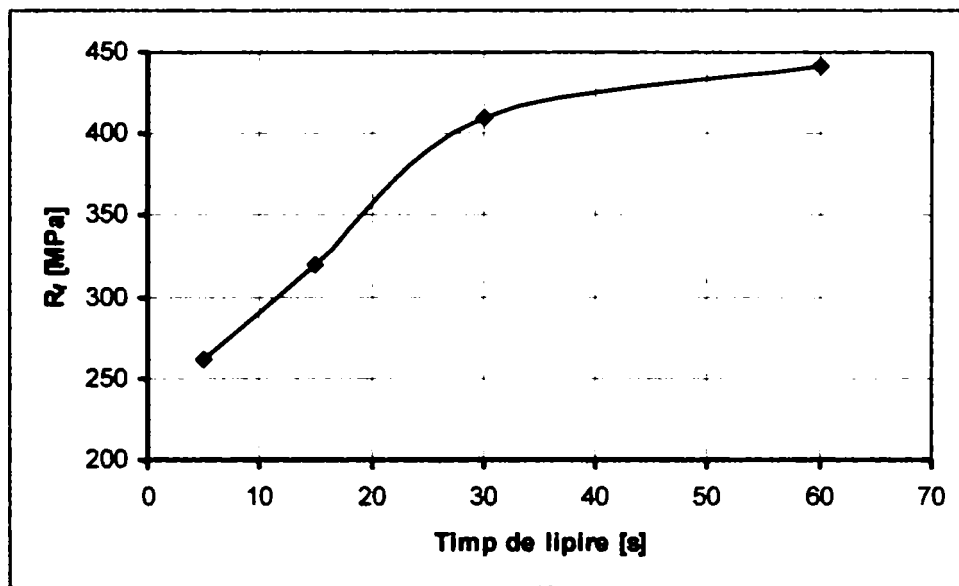


Fig 4.35. Variația rezistenței la rupere prin forfecare (R_f) cu durata de lipire, la lipirea în cuptor cu vid

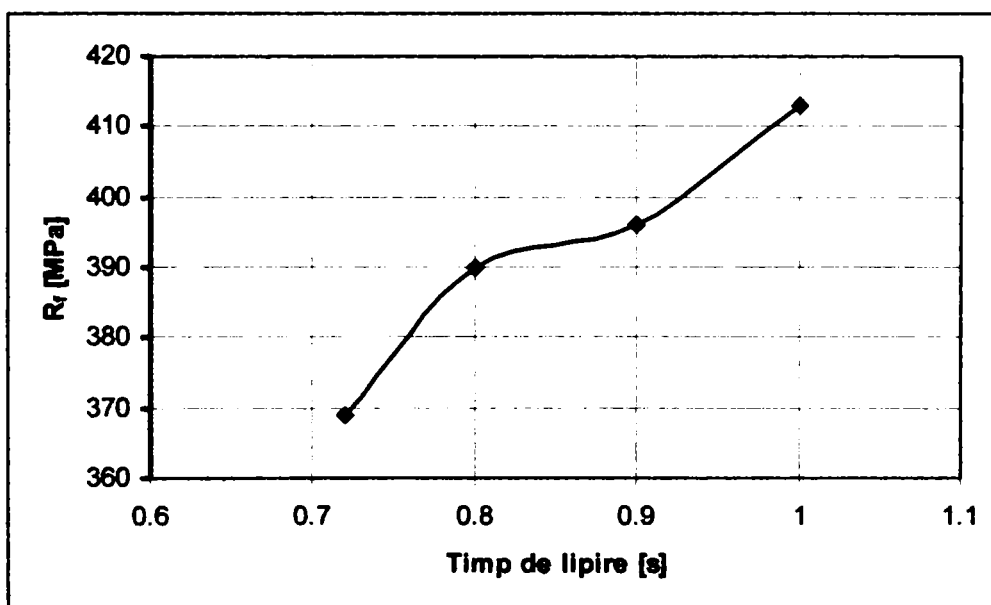


Fig 4.36. Variația rezistenței la rupere prin forfecare (R_f) cu durata de lipire, la lipirea electrică prin presiune în puncte

Încercarea la forfecare a probelor lipite cu eclisă (fig.4.37) indică o creștere a rezistenței la rupere prin forfecare ($R_f = 544 \text{ MPa}$), față de cazul lipirii prin suprapunere simplă, în condițiile unei creșteri evidente și a alungirii la rupere.

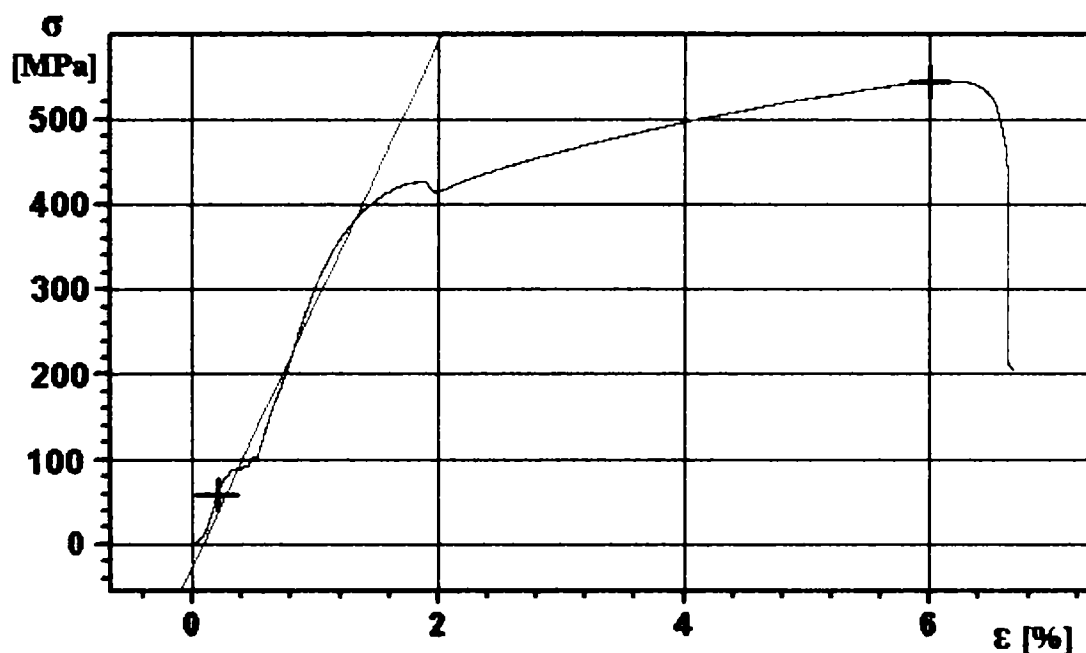


Fig.4.37 Curba de tracțiune a probei LP10, lipită electric prin presiune în puncte

4.5. Concluzii

Cercetările cu privire la lipirea oțelurilor inoxidabile cu aliaje de lipire din familia Ni-Cr-Fe-B-Si-Co având structură metastabilă au condus la următoarele concluzii:

- Metodele de lipire în cuptor cu vid și lipirea electrică prin presiune în puncte sunt metode viabile de lipire a oțelurilor inoxidabile, ele asigurând fie o atmosferă protectoare, fie viteze mari de încălzire și răcire. Astfel se evită precipitarea carburilor de Cr și formarea oxizilor duri și stabili pe suprafața pieselor. De asemenea, aceste metode permit lipirea fără utilizarea fluxului de lipire.

- Aliajul de lipire a prezentat o bună întindere și umectare, unghiul de umectare fiind de aproximativ 25° , în absența fluxului de lipire, cu mult sub limita admisă în literatura despecialitate de 75° [19, 34].

- Analiza structurală a îmbinărilor lipite arată faptul că la durate de lipire mici și viteze de răcire mari aliajul de lipire prezintă o structură monofazică, metastabilă (cvasicristalină). Rezultate spectaculoase în acest sens s-au înregistrat în cazul lipirii electrice prin presiune în puncte, unde duratele foarte mici de lipire și vitezele mari de răcire au dus la evitarea precipitării unor compuși intermetalici și la apariția fazei amorfe.

- Structura monofazică a lipiturii este atestată și prin comportamentul ductil pe care îmbinările lipite l-au prezentat la încercare de rupere prin forfecare.

- Rezistența la rupere prin forfecare crește cu creșterea duratei de lipire.

În concluzie se poate afirma că aliajul de lipire din familia Ni-Cr-Fe-Si-B-Co, cu structură metastabilă se poate utiliza cu succes la lipire oțelurilor inoxidabile, atât în cuptor cât și electric prin presiune în puncte. Optimizarea parametrilor de proces (temperatura de lipire dar mai ales durata de lipire) conduce la o îmbinare lipită cu o structură monofazică, cvasicristalină, cu un comportament ductil și cu o bună rezistență la rupere prin forfecare.

CAPITOLUL V

MODELAREA CÂMPULUI TERMIC LA LIPIREA ELECTRICĂ PRIN PRESIUNE CU ALIAJE AVÂND STRUCTURĂ METASTABILĂ

5.1. Modelarea cu elemente finite

Cu toate că astăzi există foarte mult cărți și articole care tratează modul de rezolvare a problemelor ingineresti folosind metoda elementelor finite, cu circa 25 de ani în urmă, această abordare era la începuturi, fiind considerată încă o unealtă accesibilă doar cercetărilor de vârf, cu precădere concentrate în industria aerospațială. Într-o lucrare publicată de Clough în anul 1960, în Proceedings of the 2nd Conference on Electronic Computation: ASCE, s-a consfințit și termenul de „metoda elementelor finite”, care mai apoi a fost unanim acceptat.

Dezvoltarea acestei metode a cunoscut o adevărată „explozie” odată cu utilizarea pe scară tot mai largă a calculatoarelor electronice, care au făcut posibilă rezolvarea complexelor sisteme matematice într-un timp rezonabil.

Astfel au apărut:

- ✓ NASTRAN (NASA Structural Analysis, proprietary to National Aeronautics and Space Administration – NASA);
- ✓ MSC/NASTRAN (o versiune dezvoltată de MacNeal-Schwendler Corporation);
- ✓ SAP (Structural Analysis Program);

Metoda elementelor finite pornește de la ecuațiile care guvernează rezolvarea unor probleme ingineresti, care includ: echilibrul, forțele care acționează asupra unor corpuri cu masă cunoscută (în abordare Newtoniană), energia potențială, energia de deformare, conservarea energiei totale, lucrul mecanic virtual, termodinamica, conservarea maselor, ecuațiile lui Maxwell, etc. Problema existentă înaintea apariției metodei elementelor finite consta în faptul că odată stabilită

formularea matematică, rezolvarea ecuațiilor, în majoritatea cazurilor diferențiale – uneori lineare, dar de cele mai multe ori neliniare – rezultate, era aproape imposibilă. În foarte puține cazuri, în care geometria era simplă, iar condițiile de frontieră de asemenea simple, era posibilă rezolvarea sistemului de ecuații rezultat.

Pentru simplificare, metoda elementelor finite constă în împărțirea întregului domeniu de interes, într-un număr finit de elemente simple, foarte mici, pentru care ecuația diferențială complexă poate fi rezolvată relativ ușor prin aproximare cu o ecuație algebrică. În acest mod elementul este reprezentat printr-o matrice cu dimensiunea egală cu numărul de necunoscute pentru elementul respectiv.

Asamblând matricile elementelor într-un sistem de ecuații algebrice, relativ simple, similar modului în care elementele sunt asamblate pentru a obține întregul domeniu studiat, obținem sistemul de ecuații care trebuie rezolvat pentru a obține evaluarea comportării întregului domeniu.

Deoarece calculatoarele sunt în acest moment capabile să assembleze și să rezolve sistemul de ecuații, inginerul rămâne să-și concentreze atenția asupra problemei ingineresti: obiectivele analizei, încărcări, condiții de frontieră și în final interpretarea rezultatelor obținute.

În realitate această analiză poate fi aplicată oricărei probleme care poate fi formulată ca o problemă de câmp continuu [2]. În aceste cazuri este necesară calcularea intensității câmpului definit ca o cantitate care variază continuu cu poziția punctului de interes în interiorul domeniului analizat. În strânsă legătură cu studierea câmpului se află și potențialul său.

După cum se observă în tabelul 5.1 [14], principalele câmpuri studiate în problemele ingineresti, sunt legate de potențialele lor (derivatele lor funcție de poziție/coordonate).

Tabelul 5.1 Probleme ingineresti abordate prin metoda elementelor finite

Câmpul	Potențialul
Flux termic	Temperatură
Tensiuni mecanice	Deformație
Câmp electric	Tensiune
Câmp magnetic	Vectorul potențialului magnetic
Viteza fluidului	Potențialul fluidului

Pentru realizarea unei analize cu metoda elementelor finite se pornește de la realizarea unui model al problemei ingineresti care trebuie rezolvată, ce constă în asamblarea unor „elemente finite”, cu formă corespunzătoare scopului analizei, obținându-se forma domeniului studiat. Modelul astfel realizat trebuie să conțină următoarele informații minime:

- ✓ geometria domeniului studiat, împărțită în elemente finite;
- ✓ materialele, cu toate proprietățile necesare analizei;
- ✓ excitațiile, încărcările modelului;
- ✓ constrângerile, determinate de condițiile de frontieră.

Elementele finite asamblate conduc la obținerea domeniului, în care se observă existența unor noduri (punctele în care se întâlnesc elementele finite) și a unor elemente, împreună formând rețeaua de discretizare.

Fiecare nod al rețelei are un potențial, cu unul sau mai multe grade de libertate, care în cazul unei analize termice este temperatura, reprezentată printr-o mărime scalară cu un singur grad de libertate pe fiecare nod al rețelei. În comparație cu acest caz particular, pentru analize structurale, potențialul îl constituie un vector deplasare, care are 6 grade de libertate, respectiv 3 translații și 3 rotații.

Fiecare dintre gradele de libertate ale unui nod pot fi neconstrânse sau constrânse. Un mod de constrângere constă în cunoașterea valorii gradului de libertate (constrângere singulară) dintr-un nod, care în cazul concret al unei analize termice este cunoașterea temperaturii într-un nod.

Un alt mod de constrângere constă în cunoașterea nu a valorii unui grad de libertate a potențialului ci cunoașterea relației existente între acesta și alte valori ale potențialului, în general în alte noduri ale rețelei. Acest tip de constrângere este cunoscut sub numele de constrângere multinod.

În general majoritatea nodurilor sunt neconstrânse, iar scopul analizei cu elemente finite este de a calcula valoarea potențialului în fiecare dintre nodurile rețelei.

În toate analizele cu metoda elementelor finite, obținerea temperaturii se realizează prin minimizarea unei funcții a energiei, care conține toate energiile

asociate modelului. Deoarece legea conservării energiei prevede că variația energiei unui sistem este egală cu cantitatea de energie introdusă din exterior sau evacuată în exterior, deci pe ansamblu putem spune că, exceptând energia atomică, energia totală a unui sistem este nulă și, prin urmare, și funcția energiei sistemului cu elemente finite trebuie să fie minimă.

Realizarea acestui lucru se face prin egalarea derivatei funcției cu zero, pentru fiecare nod al domeniului. Prin urmare, ecuația de bază în analiza cu elemente finite este:

$$\frac{\partial F}{\partial p} = 0 \quad (5.1)$$

unde:

F este funcția, iar

p este potențialul necunoscut al nodului din rețea care trebuie calculat.

Această ecuație stă la baza analizei cu elemente finite, atât funcția F cât și potențialul p depinzând de tipul analizei.

Indiferent de tipul problemei fizice care se modelează cu ajutorul metodei elementelor finite, există două categorii mari de probleme [93]:

A. Probleme în care încărcările și condițiile de frontieră sunt constante în timp, ceea ce face ca soluția căutată să aibă ca scop determinarea potențialului câmpului în condiții „staționare”, iar soluția să fie „soluție staționară”, respectiv să nu depindă de timp.

În aceste condiții analiza poate folosi pentru rezolvarea sistemului de ecuații diferite metode matematice de simplificare: Euler, Gauss, etc.

B. Probleme în care fie încărcările, fie condițiile de frontieră sunt variabile în timp, cunoscându-se modul lor de variație. Scopul analizei este în aceste condiții, determinarea evoluției în timp a potențialului câmpului. Și în aceste condiții există soluții de simplificare matematică a sistemelor de ecuații ce trebuie rezolvate. În principiu, în aceste cazuri, analiza constă într-o înlănțuire de „rezolvări” pentru „pași” de timp succesivi, fiecare soluție obținută pentru un anumit pas al timpului, stabilind condițiile inițiale ale „pasului” următor.

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

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

$$A_1 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} + A_2 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x \partial y} + A_3 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial y^2} = A_4 \left(x, y, \Phi, \frac{\partial \Phi}{\partial x}, \frac{\partial \Phi}{\partial y} \right) \quad (5.2)$$

unde A_1, A_2, A_3 și A_4 sunt funcții numai de x și y , iar forma funcției A_4 determină caracterul liniar sau neliniar al ecuației (5.2).

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

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

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

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

5.2. Analiza termică folosind metoda elementelor finite

Întotdeauna căldura se transmite spontan de la sursa termică caldă spre zonele cu temperatură mai scăzută. Acest proces este descris de ecuația fluxului termic [63]:

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial n} \quad (5.3)$$

unde:

q - fluxul termic;

T - temperatura;

n - coordonatele spațiale pe direcția fluxului termic;

k - conductivitatea termică a materialului.

Semnul minus semnifică faptul că fluxul termic este considerat a fi pozitiv în sensul în care temperatura scade.

Considerând un element paralelipipedic, cu lungimea infinit de mică dx și secțiunea unitară, conform figurii 5.1, putem scrie ecuația de echilibru termic sub forma:

$$q_i + Idx = q_0 + \rho \cdot Cdx \frac{\partial T}{\partial t} \quad (5.4)$$

În care:

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

q_0 - fluxul de căldură care iese din microvolumul considerat;

I - viteza specifică cu care se generează căldură internă;

ρC - capacitatea termică;

t - timpul.

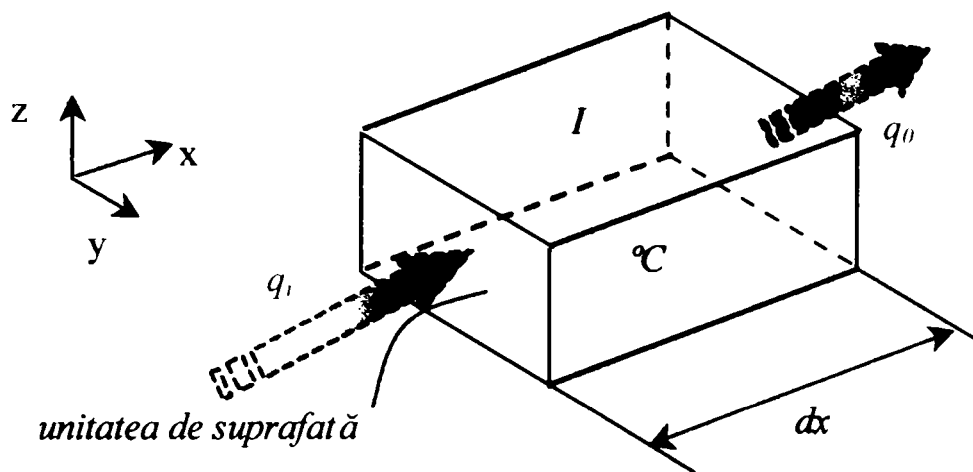


Fig. 5.1 Echilibrul termic stabilit într-un element de volum unitar, în cazul transmiterii căldurii unidirecțional.

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

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

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

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

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

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

Unii autori [14] exprimă fiecare dintre cele trei derivate parțiale din membrul stâng al ecuației (5.7) sub o formă mai extinsă, făcând diferențiala după direcția x, de exemplu:

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

În cazul lipirii electrice prin presiune în puncte câmpul termic este axial simetric. Prin urmare, toate problemele legate de acest proces de lipire pot fi simplificate prin reducerea lor la cazul unui domeniu bidimensional.

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

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

unde: Q reprezintă cantitatea de căldură generată în interiorul corpului, iar c este o constantă.

În cazul unui material izotrop, pentru care $K_x=K_y=K$, ecuația (5.9) devine:

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

Această ecuație va fi baza de la care vom pleca în calcularea câmpului termic într-o îmbinare lipită electric prin presiune în puncte.

Conductivitatea termică din ecuația (5.10) poate fi dependentă de:

- ✓ temperatură, reprezentând cazul unor procese dependente de temperatură;
- ✓ poziție, cazul materialelor neomogene;
- ✓ direcție, cazul materialelor anizotrope.

Capacitatea termică poate la rândul ei să fie dependentă de temperatură și neomogenă, iar cantitatea de căldură specifică dezvoltată în interior poate fi neomogenă și/sau dependentă de timp.

5.3. Condiții la limită

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

5.3.1 Condiții la limită de timp

Aceste condiții temporale stabilesc distribuția temperaturii la începutul procesului modelat.

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

În cazul lipirii cu material de adaos, în momentul inițial, al începerii procesului, temperatura componentelor este cunoscută și egală cu temperatura ambiantă.

5.3.2 Condiții la limită spațiale

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

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

$$T = T_p \quad (5.12)$$

A doua condiție de frontieră, așa numită condiție de încărcare pe frontieră, mai este cunoscută și sub denumirea de condiția de tip Cauchy. Matematic, expresia acestei condiții este următoarea:

$$K_x \frac{\partial T}{\partial x} \cos \theta_x + K_y \frac{\partial T}{\partial y} \cos \theta_y + q + \alpha(T - T_a) = 0 \quad (5.13)$$

În această relație q , α și T sunt constante, $\cos \theta_x$ și $\cos \theta_y$ sunt cosinuşii directori ai normalei \mathbf{n} la suprafața frontierei, față de axele \mathbf{Ox} și respectiv \mathbf{Oy} , iar T_a este temperatura mediului ambiant.

Dacă avem în vedere cazul lipirii, majoritatea materialelor metalice care se pretează la utilizarea acestui proces de asamblare, chiar dacă sunt anizotrope, din punct de vedere al caracteristicilor termo-fizice pot fi considerate izotrope, deoarece variația constantelor care definesc aceste proprietăți este foarte mică după cele trei axe. Prin urmare, $K_x = K_y = K$, ceea ce face ca ecuația (5.13) să devină:

$$K \frac{\partial T}{\partial n} + q + \alpha(T - T_a) = 0 \quad (5.14)$$

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

În cazul în care $\alpha=0$, ecuația (5.14) devine:

$$K \frac{\partial T}{\partial n} = -q \quad (5.15)$$

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

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

$$K \frac{\partial T}{\partial n} = 0 \quad (5.15)$$

Deoarece întotdeauna $K \neq 0$, 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 Newmann.

În cazul în care numai $q=0$, ecuația (5.14) devine:

$$K \frac{\partial T}{\partial n} = q \quad (5.16)$$

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.

După construirea sistemului de ecuații format din ecuațiile câmpului termic pentru fiecare nod al rețelei de discretizare, completate cu ecuațiile ce reprezintă condițiile pe frontiere, urmează găsirea funcției necunoscute care verifică toate ecuațiile. Pentru aceasta există mai multe abordări, pornind de la soluții complet analitice până la soluții complet numerice.

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

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

Pentru soluționarea problemelor ingineresti concrete se poate utiliza metoda elementelor finite, care poate fi abordată prin prisma formulării variaționale. Prin aceasta, în loc de a integra ecuațiile diferențiale, supuse anumitor condiții de frontieră, (minimizând sau maximizând) sau să facă staționară funcționala sau sistemul de funcționale, supus la aceleași condiții de frontieră date. În fapt problemele sunt echivalente deoarece funcția care satisface ecuațiile diferențiale și condițiile de frontieră extremizează sau face funcționalele staționare. Această echivalență rezultă din calculul variațional, care arată că funcționalele sunt extremizate sau făcute să staționeze numai când una sau mai multe ecuații Euler și condițiile lor de frontieră sunt satisfăcute. Aceste ecuații sunt chiar ecuațiile diferențiale care guvernează fenomenul studiat. Avantajele abordării funcționale constau în faptul că funcționala conține derivate de ordin inferior, comparativ cu ecuația diferențială, ceea ce conduce mai ușor la găsirea unei soluții aproximative, putând fi căutată într-o clasă mai largă de funcții. Totodată, problema poate avea formulări variaționale reciproce, ceea ce presupune ca o funcțională să fie minimizată, iar cealaltă funcțională, de formă diferită, să fie maximizată. Se pot

obține astfel limitele maxime și minime ale funcționalelor. Din punct de vedere matematic, formularea variațională este foarte importantă deoarece ea permite dovedirea existenței unei soluții, în cazul în care existența uneia este pusă la îndoială. Cu toate că abordarea variațională a problemelor este foarte des folosită, ea nu poate fi aplicată decât în cazurile în care există o formulare variațională a problemei studiate. În cazul în care nu se cunoaște principiul variațional pentru cazul concret studiat, în vederea aplicării metodei elementelor finite trebuie utilizate metode mai generale pentru derivarea ecuațiilor elementare. Una dintre metodele care permite obținerea ecuațiilor elementelor finite direct din ecuațiile diferențiale care guvernează fenomenul este metoda ponderilor reziduurilor sau metoda Galerkin, după cum mai este cunoscută. Această metodă - ca și celelalte bazate pe echilibrul energetic global - permit aplicarea metodei elementelor finite la orice problemă de fizică matematică.

Metoda *Galerkin* este o tehnică de obținere a unei soluții aproximative, pentru ecuațiile diferențiale parțiale liniare și neliniare. Pentru aceasta se pleacă de la ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu (ecuația 5.9) și de la ecuațiile care reprezintă transpunerea matematică a condițiilor de frontieră.

Astfel, se poate considera un domeniu D , (fig.5.2), în care distribuția temperaturii este guvernată de ecuația diferențială pentru un regim tranzitoriu (5.9). Frontierele sale pot fi porțiuni pe care se face un schimb de căldură cu mediul înconjurător prin convecție, notată S_2 sau porțiuni (S_1) pe care se face un schimb de căldură cu exteriorul cu un flux termic de valori cunoscute, q , pe unitatea de suprafață.

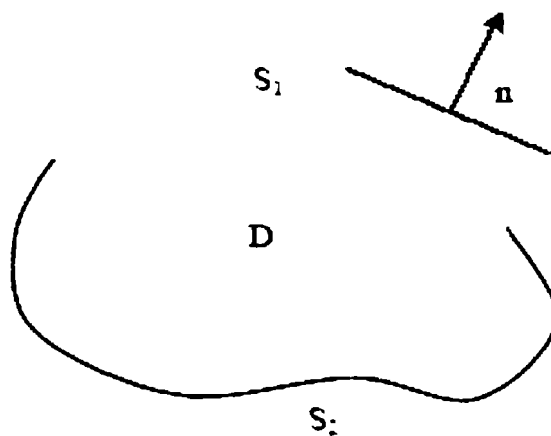


Fig.5.2 Modelul unui domeniu bidimensional în care căldura variază în timp.

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

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

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

$$\Phi^{(e)}(x, y, t) \approx \tilde{\Phi} = \sum_{i=1}^m N_i(x, y) \cdot \Phi_{(i)} \quad (5.17)$$

unde: - m este numărul de noduri din rețeaua de discretizare;

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

- Φ_i sunt valorile în noduri ale funcției Φ

Deoarece funcția $\tilde{\Phi}$ aproximează funcția Φ , înseamnă că înlocuind această funcție în sistemul de ecuații diferențiale obținut, se vor obține niște erori în satisfacerea acestor ecuații. Erorile astfel obținute sunt numite erori reziduale. Metoda ponderii reziduurilor (metoda Galerkin) caută să determine acele necunoscute , astfel încât eroarea, pe întregul domeniu al soluțiilor, să fie cât mai mică. Acest lucru se realizează prin formarea unei medii ponderate a erorilor, la care se pune condiția să se anuleze pe întregul domeniu al soluțiilor.

5.4. Ipoteze simplificatoare

Pentru simularea matematică, folosind metoda elementelor finite, a procesului de lipire cu un aliaj amorf pe bază de nichel, vom face câteva

simplificări, cu scopul de a face mai ușoară rezolvarea sistemului de ecuații obținut, fără însă a ne îndepărta prea mult de realitate.

Schema lipirii electrice prin presiune în puncte este prezentată în figura 5.3, iar modelul geometric al îmbinării lipite este redat în figura 5.4.

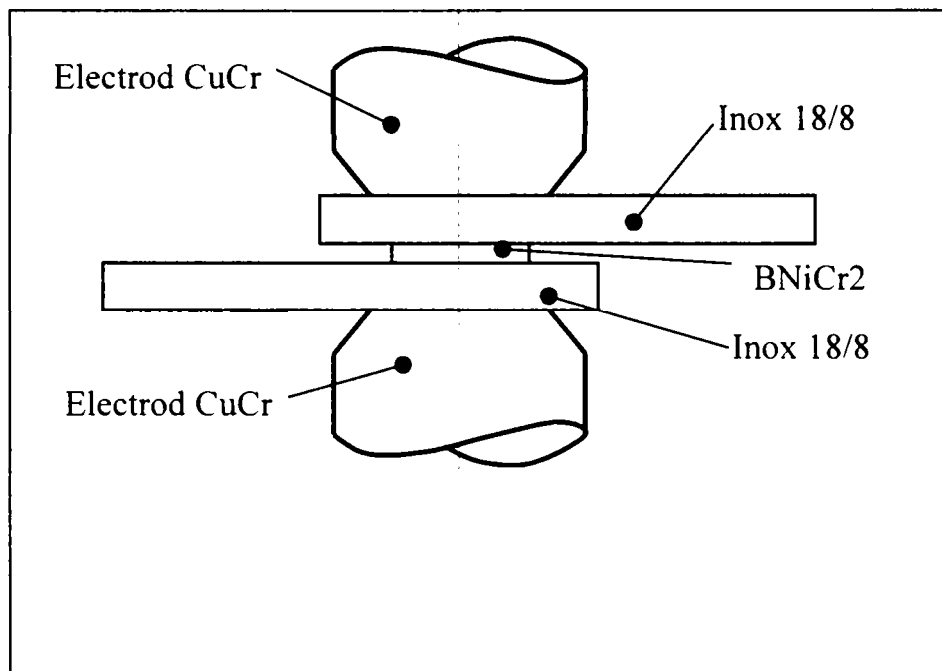


Fig.5.3 Schema procesului de lipire

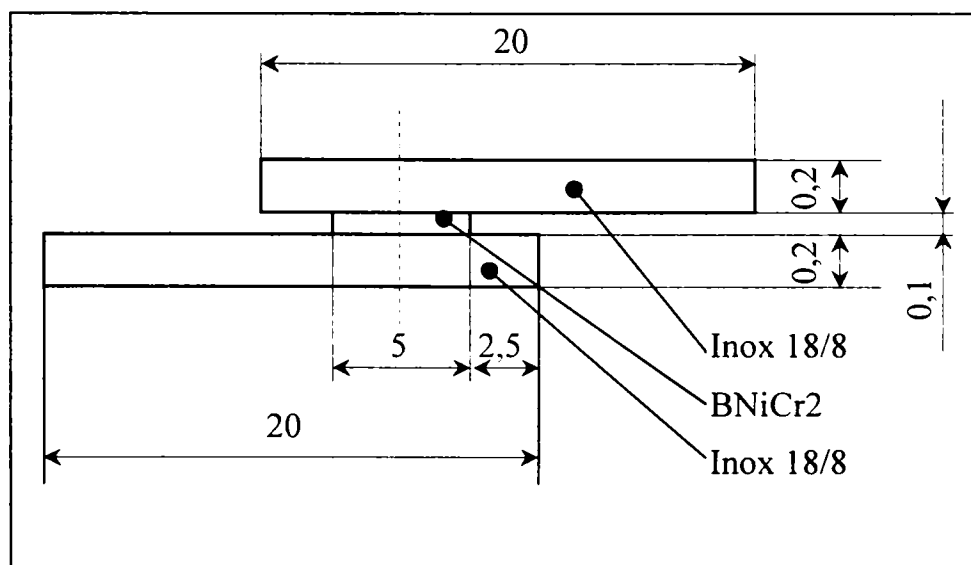


Fig. 5.4 Modelul geometric al îmbinării

Conform figurii 5.4, considerăm două plăci cu dimensiunile 20x15x0,2mm din oțel inoxidabil, care urmează a fi lipite cu un aliaj de lipire cvasiamorf, notat cu B-NiCr2, cu compoziția chimică. $Ni_{61}Cr_{13}Fe_8Si_{10}B_7Co_1$, plasat într-cele două plăci. Grosimea lipiturii s-a prevăzut de 0,1mm grosime.

Pentru a simula câmpul termic la lipirea electrică prin presiune folosind aliajul cvasiamorf B-NiCr2 am făcut următoarele ipoteze simplificatoare:

- a) considerăm că întreaga cantitate de căldură dezvoltată la trecerea curentului electric printre cei doi electrodni (ca efect Joule-Lentz), este concentrată în zona A – fig.5.5;
- b) cantitatea de căldură se distribuie uniform în această zonă (nu avem informații despre rezistivitatea electrică a aliajului amorf, respectiv rezistența de contact dintre electrodul de CuCr și oțelul inoxidabil, și cea dintre oțelul inoxidabil și aliajul amorf)
- c) mediul exterior se găsește întotdeauna la 20°C;
- d) neglijăm efectul de răcire produs de contactul cu electrozii de Cu-Cr, considerând că tablele lipite rămân în contact cu electrozii un interval foarte scurt de timp (imediat ce este realizată îmbinarea, electrozii sunt îndepărtați, iar tablele lipite sunt scoase dintre aceștia);

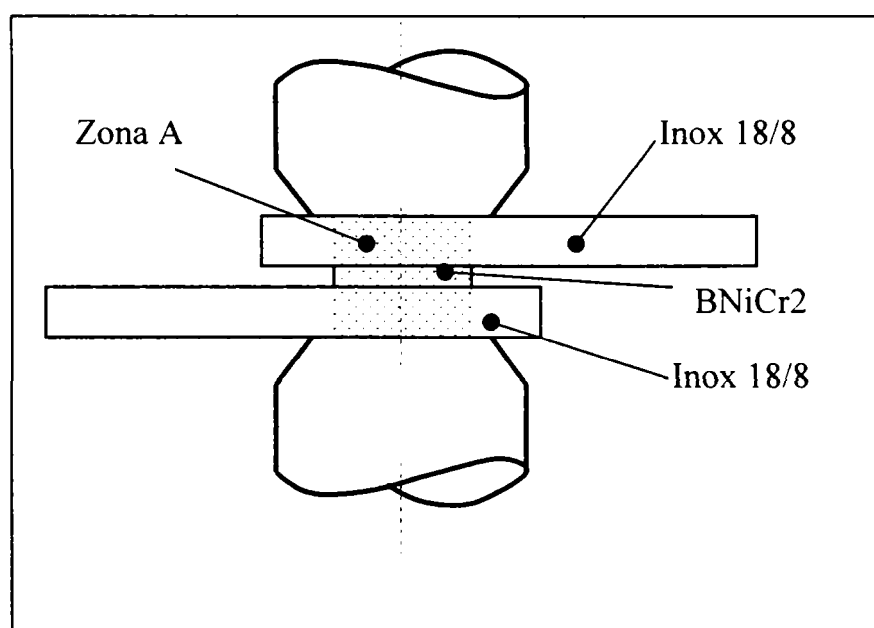


Fig.5.5 Zona de concentrare a căldurii

5.5. Condiții de frontieră

Având în vedere geometria modelului și ipotezele simplificatoare enunțate anterior, s-au stabilit frontierele modelului conform figurii 5.6. Se observă existența a trei frontiere (fig 5.6, 5.7):

- a) **frontiera 1** realizează un schimb de căldură prin convecție, cu exteriorul, care se găsește la 20°C;
- b) **frontiera 2** realizează un transfer termic prin conducție între punctul unde se realizează lipirea, reprezentat de metalul cvasiamorf topit (~1150°C) și tablele de oțel inoxidabil;
- c) **frontiera 3** este o frontieră izolată termic, prin care nu se face nici un schimb de căldură.

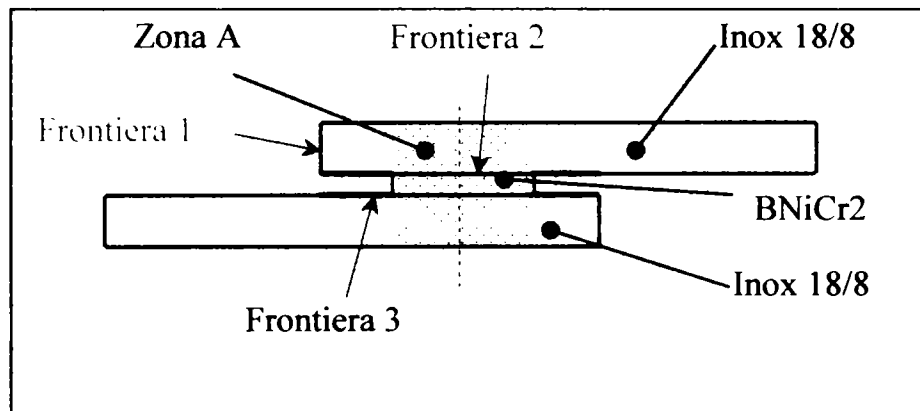
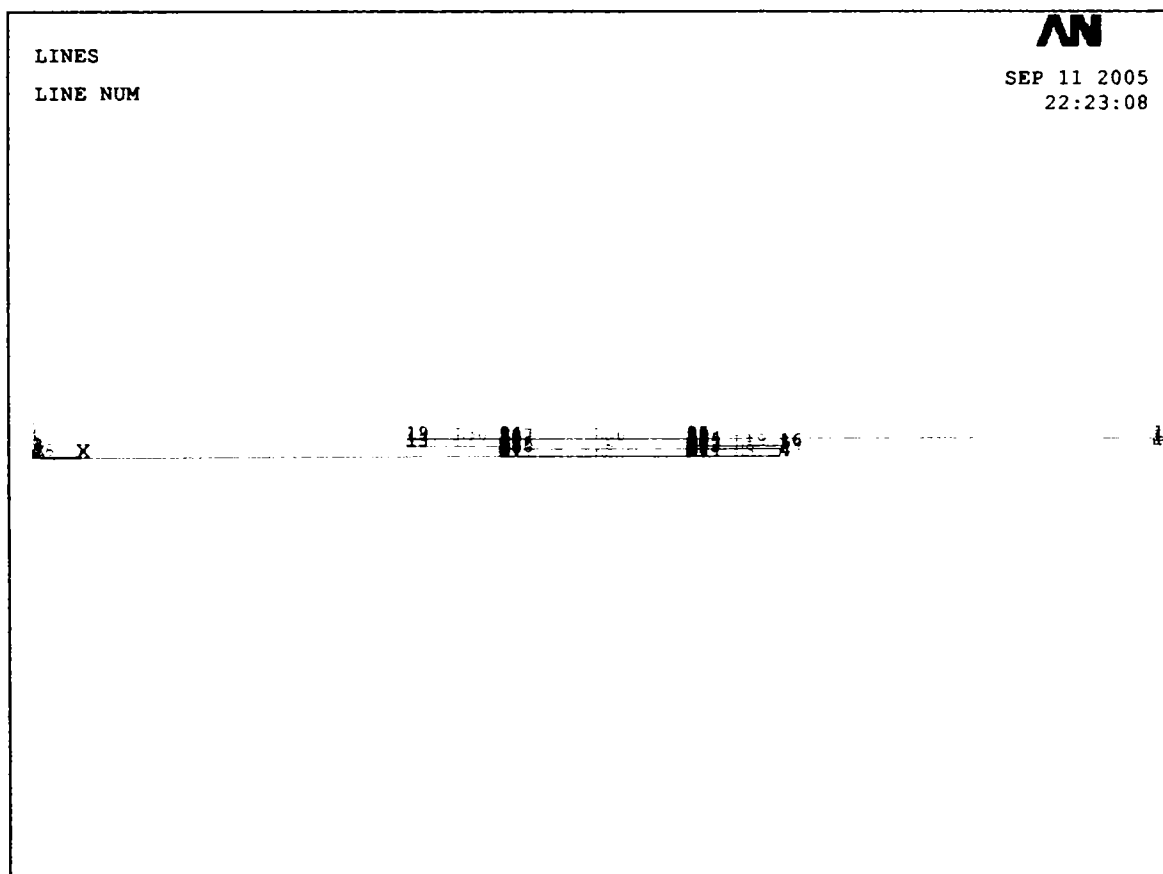
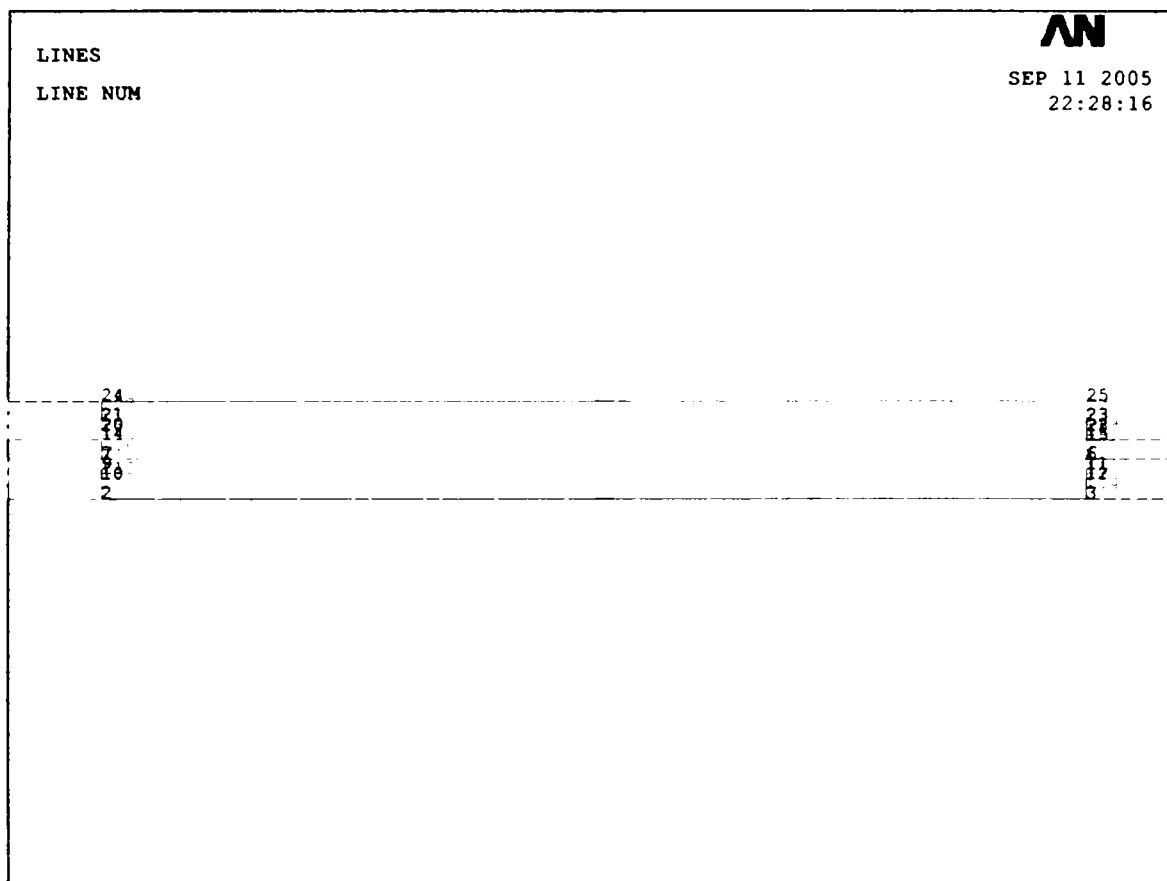


Fig.5.6 Frontierele modelului geometric analizat



(a)



(b)

Fig. 5.7 Frontierele sistemului analizat (a), detaliu (b)

5.6. Discretizarea modelului

Sistemul de ecuații matematice generate de ecuația diferențială a transmiterii căldurii în regim tranzitoriu împreună cu ecuațiile care definesc stările și schimburile de căldură pe frontiere, scrise pentru fiecare punct din domeniul sistemului format din cele două table lipite din oțel inoxidabil, se assemblează, formând un sistem complex care va fi rezolvat cu ajutorul calculatorului. Pentru aceasta, modelul geometric trebuie discretizat, ținând cont de simplificările pe care ni le oferă această problemă axial simetrică.

Metoda elementelor finite, (FEM) este o metodă de "aproximare", și ca urmare apar o serie de erori inevitabile, care pot conduce la rezultate necorepunzătoare, care vor determina obținerea unor soluții neadecvate realității. Principala cauză a acestor erori se datorează echipamentului de calcul, care are la dispoziție un număr limitat de cifre pentru descrierea oricărui număr, întreg sau

zecimal, care uneori se poate dovedi a fi prea mic pentru acest gen de probleme (în termeni de specialitate - lungimea cuvântului este prea mică). Erorile generate de această problemă sunt întâlnite în literatura de specialitate sub numele de "run-off error" [2, 63, 64, 66, 93, 94]. Pentru a minimiza efectele acumulării erorilor de calcul, la discretizarea domeniului s-au avut în vedere următoarele aspecte:

- Alegerea elementelor de discretizare s-a făcut astfel încât acestea să aibă o formă cât mai apropiată de cea a unui pătrat sau eventual triunghi echilateral deoarece problema este una axial simetrică în plan, în regim tranzitoriu, materialele fiind considerate a fi izotrope.

- Alegerea rețelei de discretizare trebuie să țină cont de următoarele aspecte divergente:

- o rețea de discretizare rară permite scurtarea procesului de calcul, care poate dura foarte mult (pentru calculele analitice ale modelului elaborat, rularea programului pe calculator a durat între 8h și 32h - funcție de desimea rețelei și mărimea pasului de timp ales), dar acest lucru poate conduce la instabilitatea sistemului și obținerea unor rezultate neconcludente în special în zona centrală a îmbinării, unde temperatura se modifică foarte rapid atât în timp cât și în spațiu;
- o rețea de discretizare deasă și un număr mare de pași de timp, cu durate scurte, conduce la obținerea unui sistem stabil și a unor rezultate corespunzătoare, cu indicarea destul de precisă a evoluției temperaturii în timp, în zona centrală de interes maxim pentru cercetarea și modelarea procesului de lipire electrică în puncte, dar lungește foarte mult durata calculelor matematice.

Ținând cont de aspectele prezentate anterior, pentru discretizarea structurii s-au ales elemente de tipul TXF3 (cu trei noduri) și cele de tipul QXF4 (cu patru noduri) – figura 5.8.

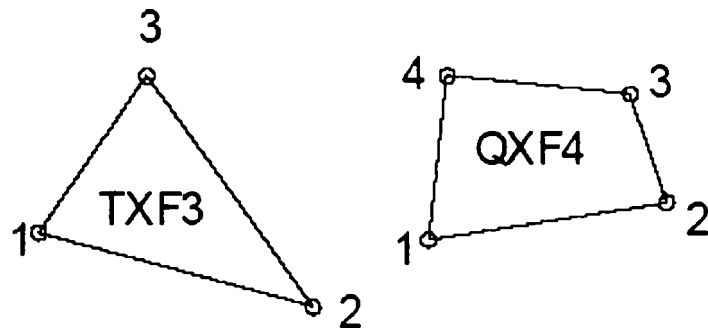
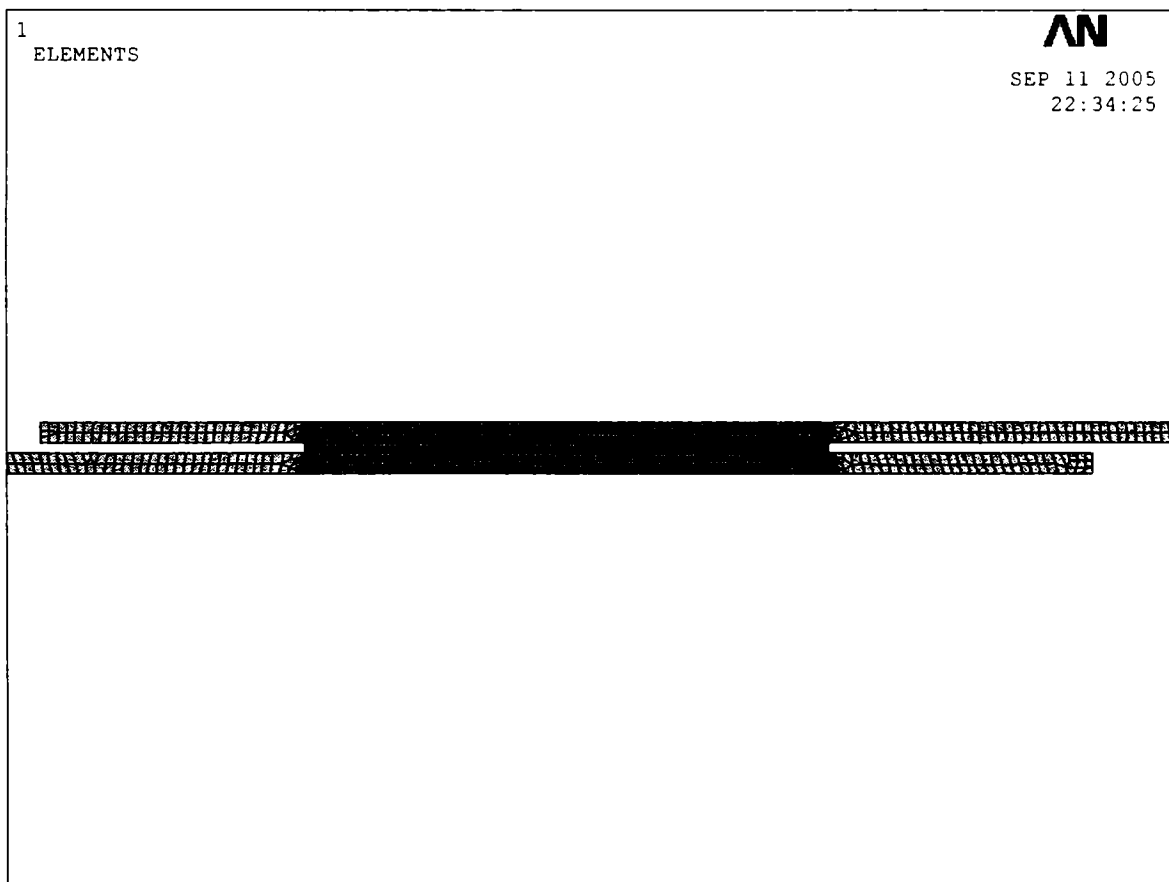


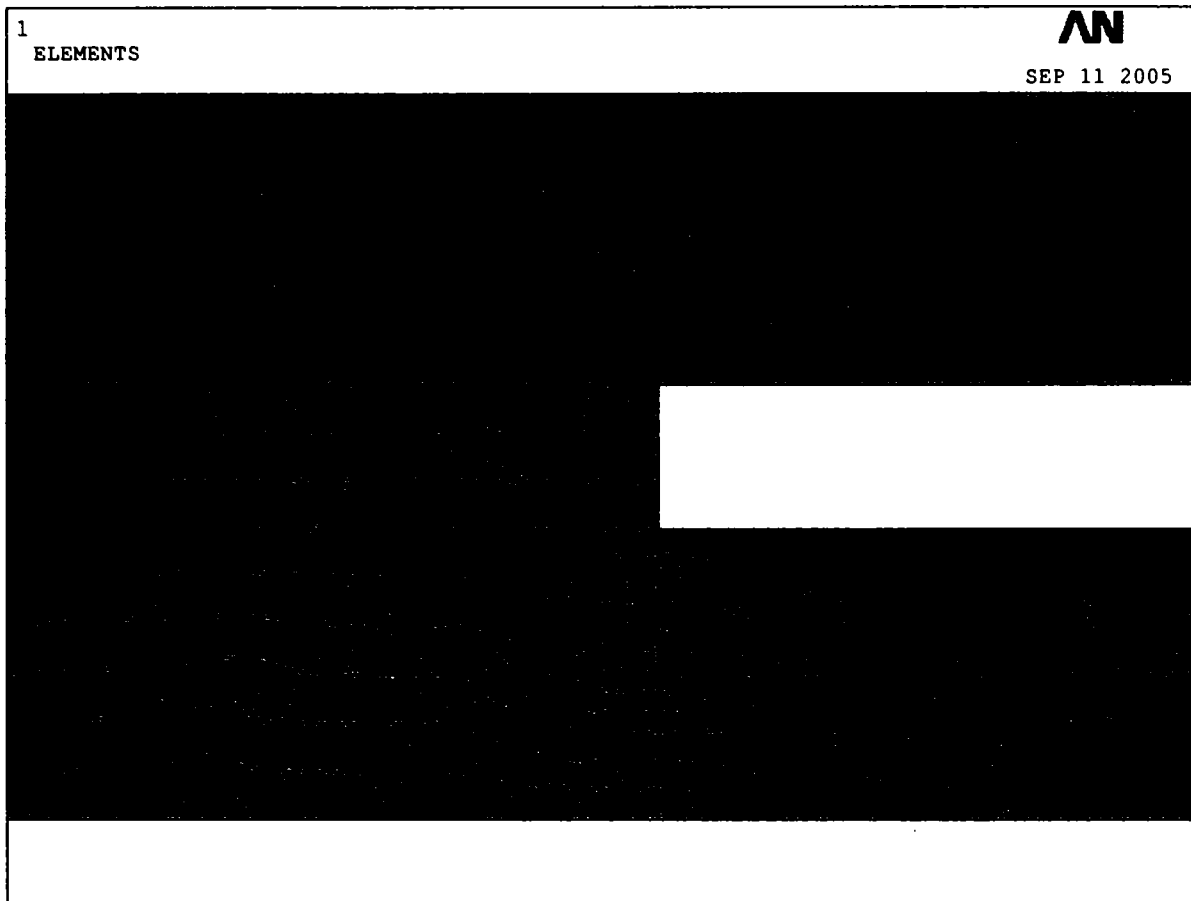
Fig.5.8 Schița elementelor de discretizare

De asemenea, s-a realizat o rețea de discretizare mult mai fină în zonele în care evoluția temperaturii este mai rapidă și prezintă interes mai mare. (în zona realizării îmbinării lipite).

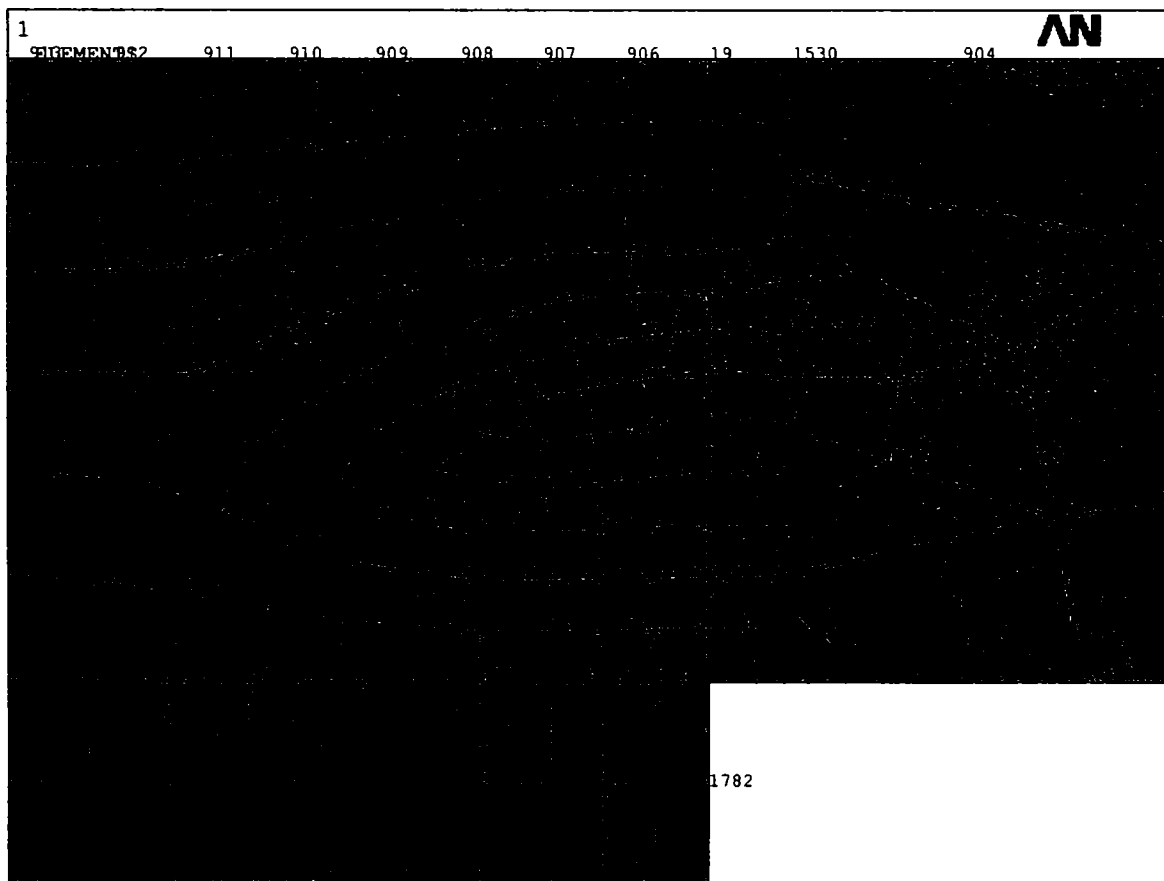
În figura 5.9 este prezentată discretizarea structurii, atât ca imagine de ansamblu a întregii îmbinări lipite, cât și ca detaliu, unde se pot remarca nodurile și elementele (ochiurile).



(a)



(b)



(c)

Fig.5.9 Schema de discretizare a structurii(a) – imagine de ansamblu, (b), (c), – detalii

5.7. Câmpul termic la lipirea electrică prin presiune în puncte

Pentru a putea realiza simulare folosind metoda elementelor finite, trebuie să introducem ca mărimi inițiale și valorile constantelor de material, atât pentru materialul de bază cât și pentru materialul de adaos. Acestea sunt sintetizate în tabelul 5.2.[36, 39, 56, 81].

Tabelul 5.2 Constantele de material pentru materialul de bază și cel de adaos.

Mărimea	Temperatura, °C	Inox 18/8	Aliaj cvasiamorfo B-NiCr2
Densitatea, kg/m ³		7920	7820
Modulul de elasticitate, N/mm ²		200000	125000
Conductivitatea termică, kcal/mh°C	20	-	11
	200	14.8	13
	400	16.9	16
	600	19.8	19
	800	22.3	20
	1000	-	22
Căldura specifică, kcal/kg°C	20	-	0.177
	200	0.127	0.123
	400	0.136	0.128
	600	0.155	0.134
	800	0.153	0.139
	900	-	0.140
	1000	-	0.142

Pentru a stabili calitatea modelării cu ajutorul analizei cu elemente finite, s-au trasat curbe de variație a temperaturii în funcție de timp în diferite puncte ale îmbinării lipite modelate. În acest scop s-au ales trei seturi de puncte amplasate de-a lungul a patru direcții (fig.5.10):

- direcția I-I este amplasată în axa de simetrie a îmbinării;
- direcția II-II este amplasată la limita materialului de adaos;
- direcția III-III se află la 4 mm de axa îmbinării;
- direcția IV-IV se află la limita tablei inferioare.

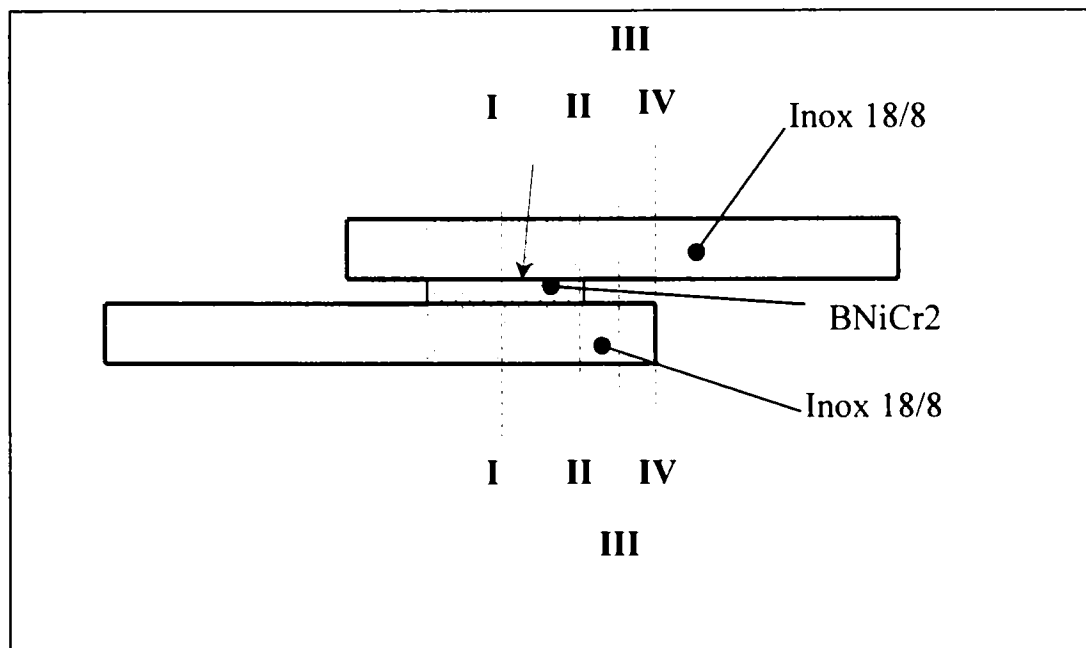


Fig. 5.10 Direcțiile pe care se află punctele în care s-a determinat variația temperaturii în timp

Nodurile corespunzătoare celor patru direcții și punctele de pe grafic aferente pentru care s-a determinat variația de temperatură sunt sintetizate în tabelul 5.3

Tabelul 5.3 Nodurile și punctele corespunzătoare celor patru direcții

Direcția	Material de bază	Material de bază /aliaj de lipire	Aliaj de lipire/matereial de bază	Material de bază
I-I punct pe grafic	1274; 1178 2; 3	1088 6	1085 7	1175; 1272 8; 9
II-II punct pe grafic	1336; 1244 10; 11	1152 12	1109 13	1201; 1296 14; 15
III-III punct pe grafic	1836; 2032; 1369 16; 17; 18	-	-	1365; 1364 19; 20
IV-IV punct pe grafic	1845; 2041; 1658 21; 22; 23	-	-	1507; 1996; 1491 24; 25; 26

Reprezentările grafice a variațiilor de temperatură în funcție de timp pentru diferite noduri situate pe cele patru direcții sunt redată în figurile 5.11.....5.18. Sugestive sunt și reprezentările grafice ce prezintă variația temperaturii în timp pentru aceeași zonă din imbinarea lipită, dar în puncte situate pe direcții diferite – figurile 5.19...5.21.

Se face precizarea că variațiile de temperatură pentru toate nodurile rețelei de discretizare sunt prezentate în ANEXA I.

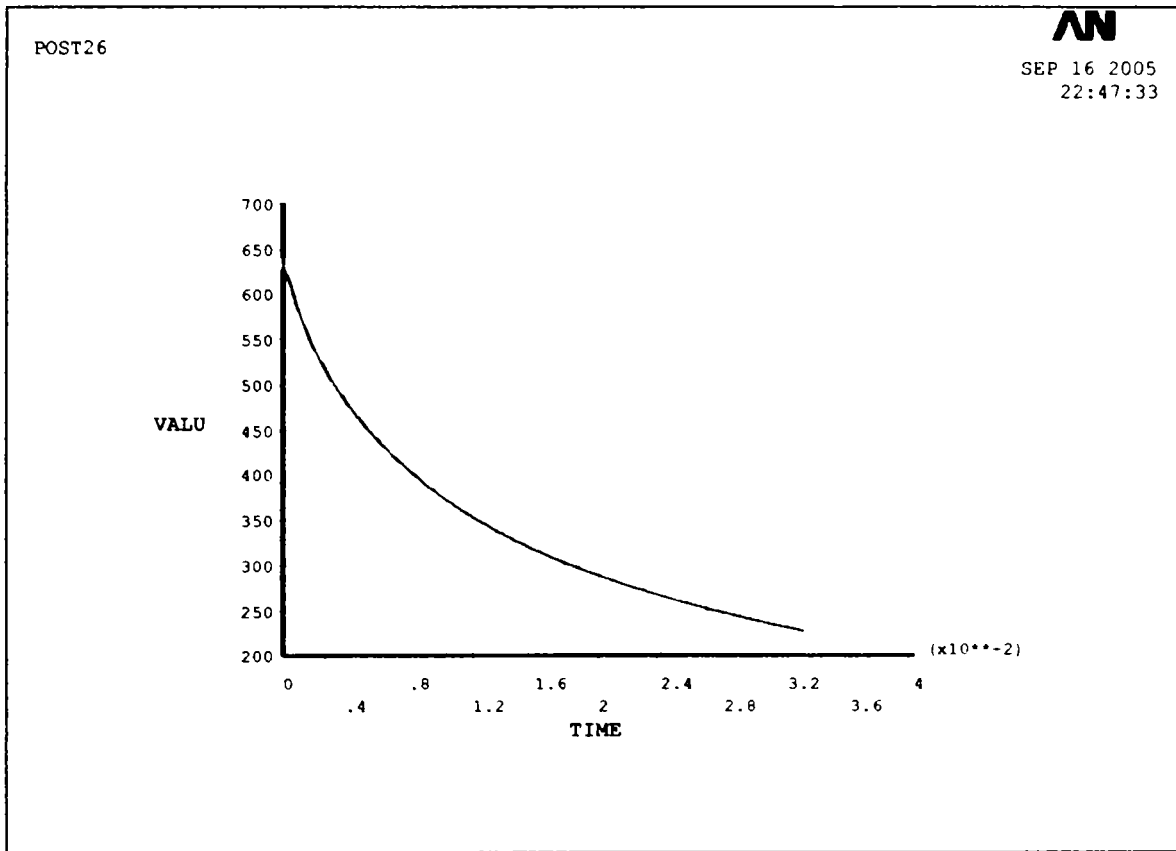


Fig.5.11. Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1274

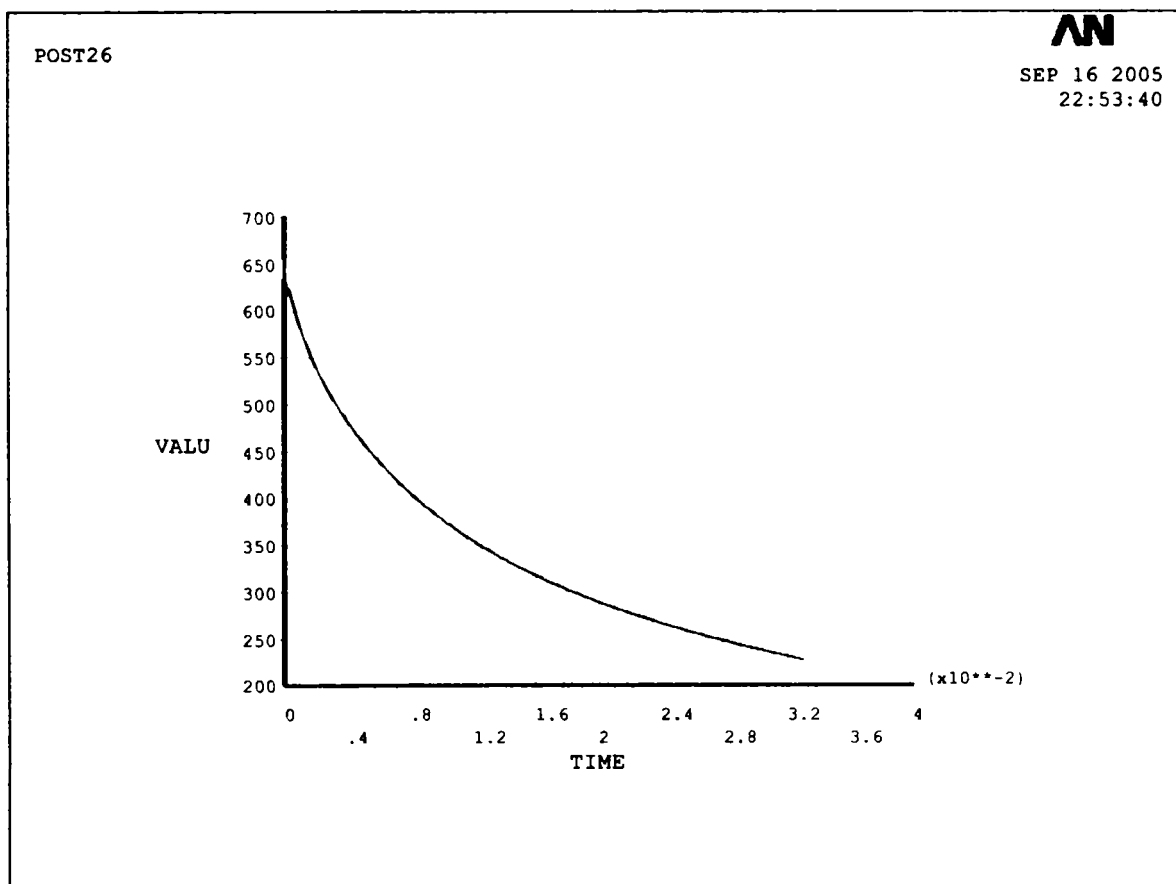


Fig.5.12. Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1178

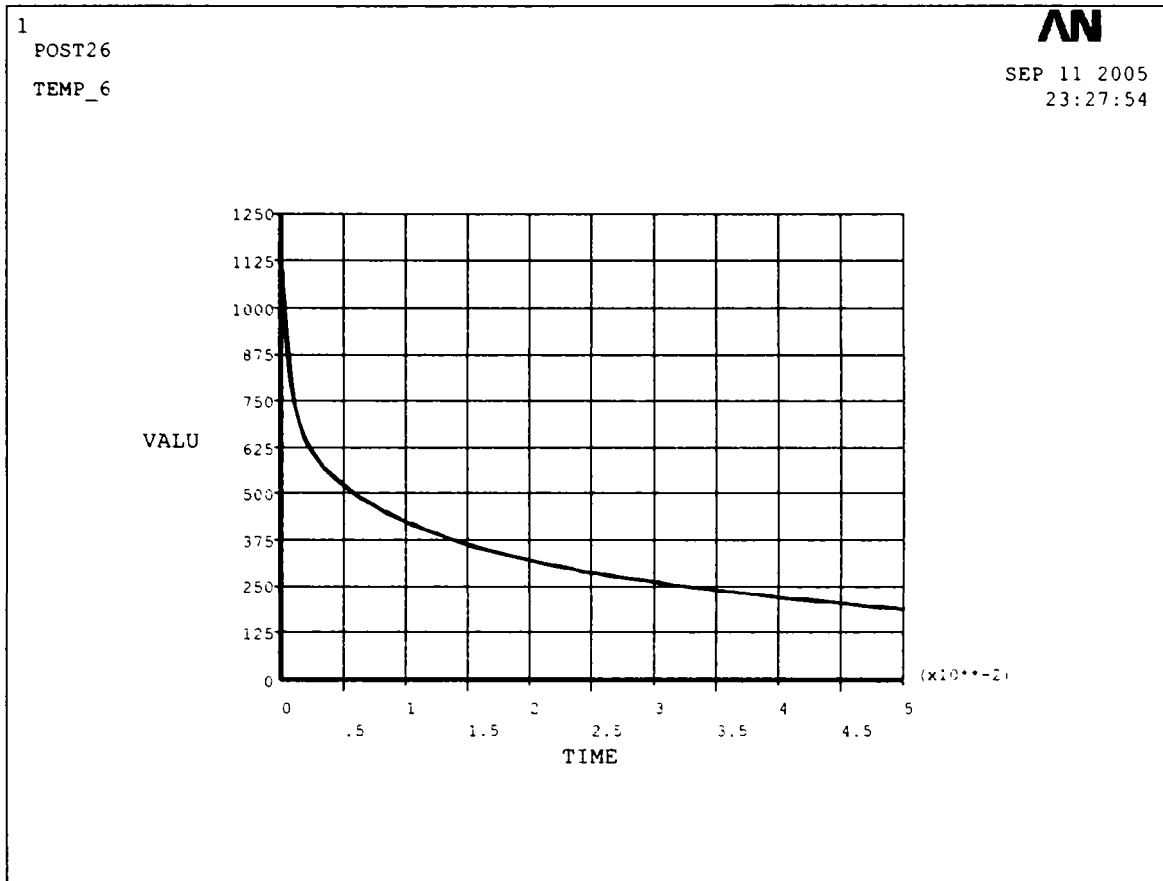


Fig.5.13. Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1088

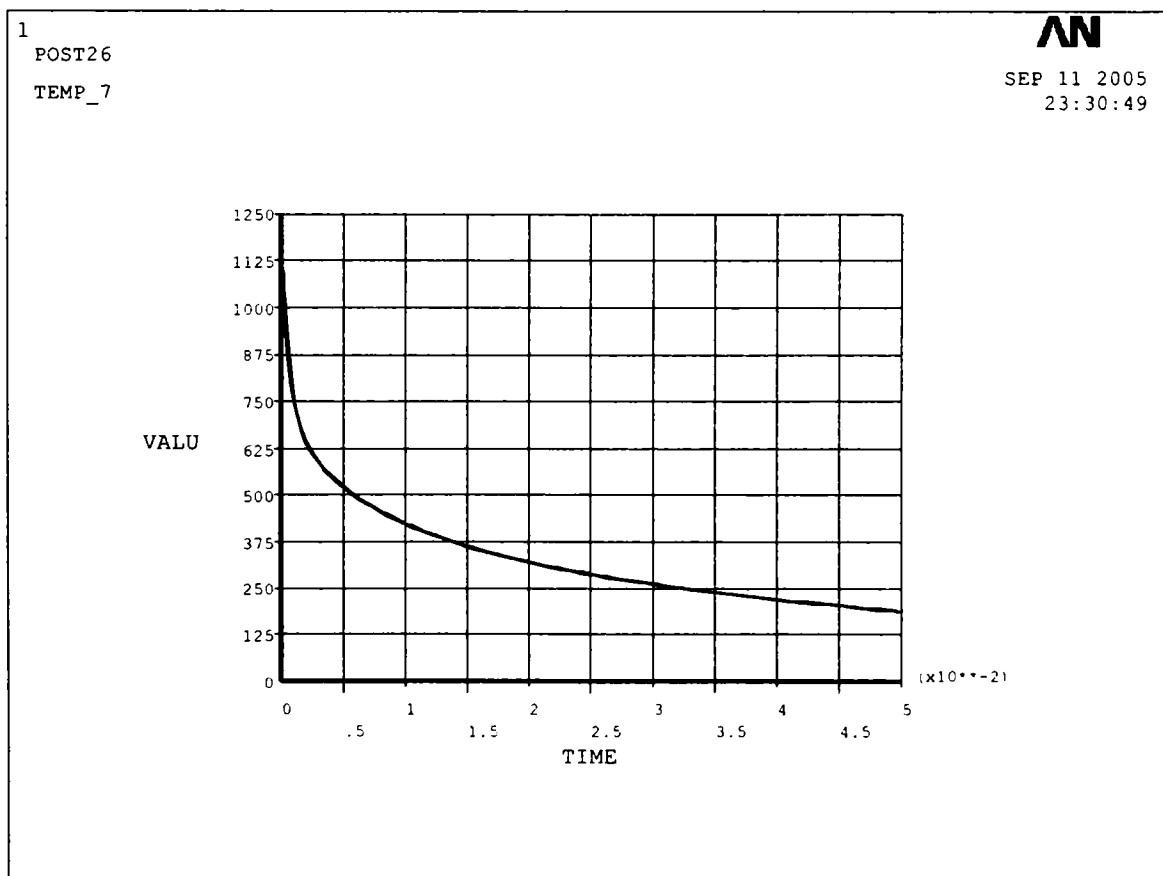


Fig.5.14. Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1085

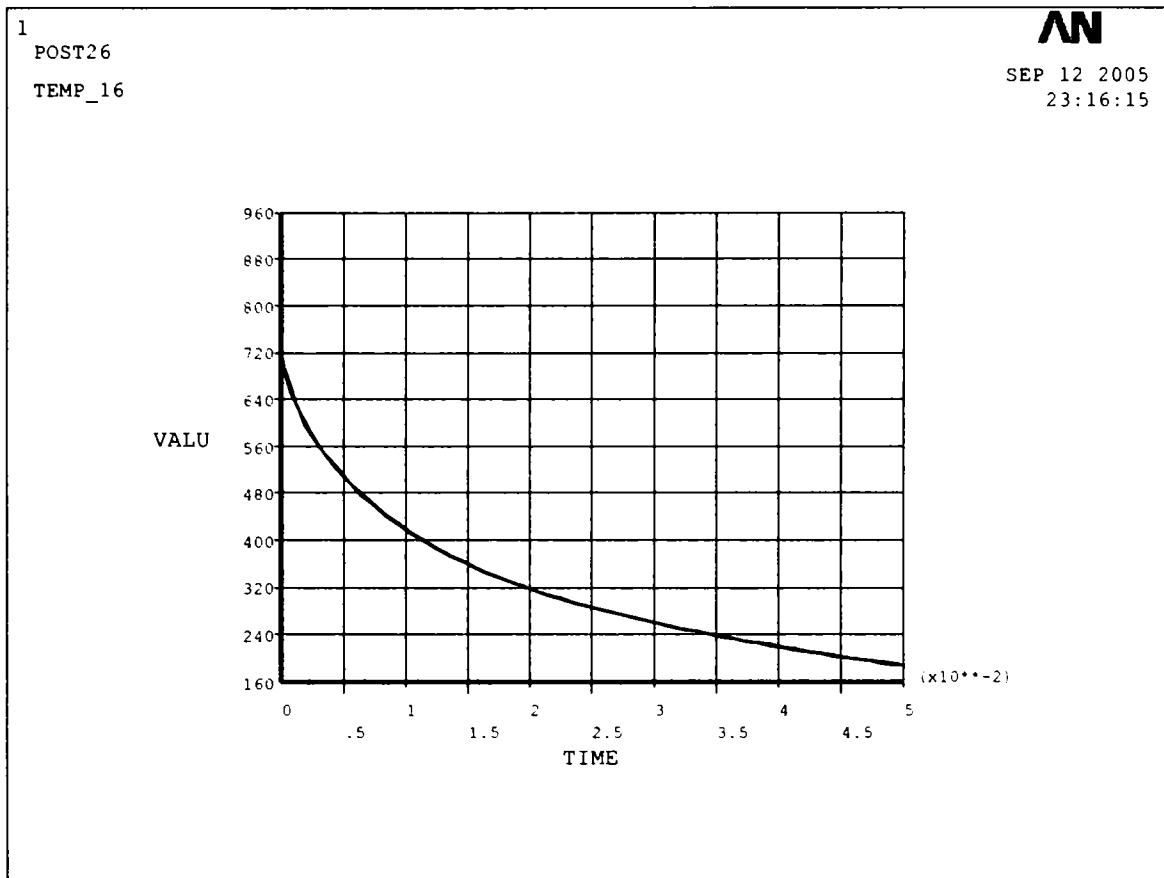


Fig.5.15.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1836

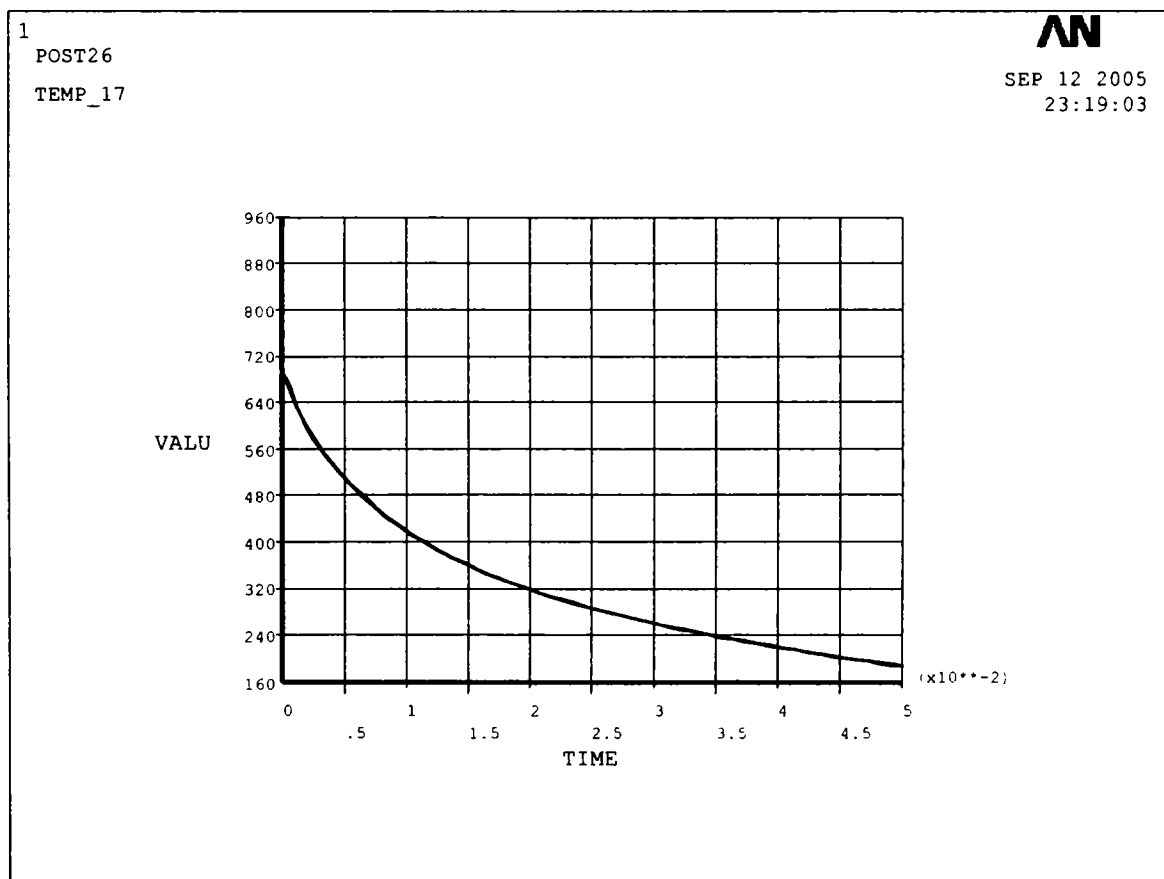


Fig.5.16.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 2032

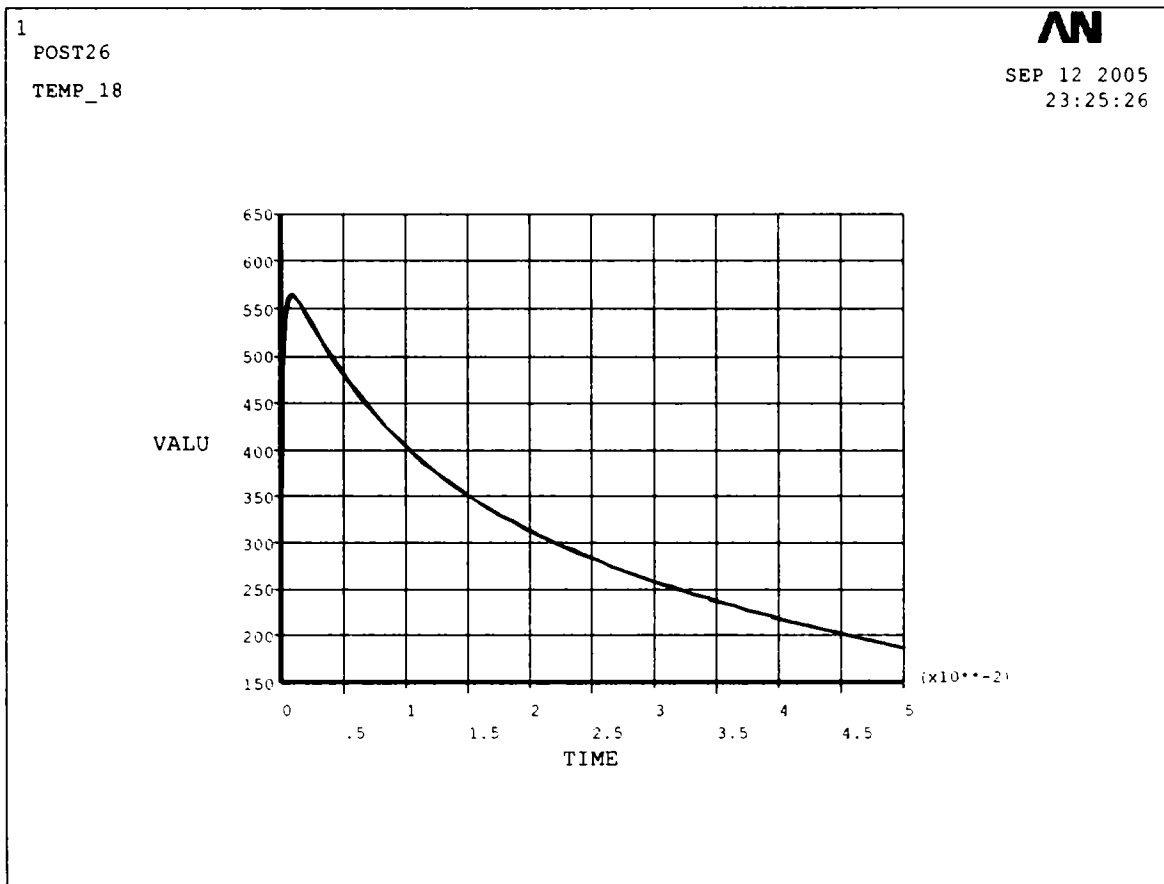


Fig.5.17.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1369

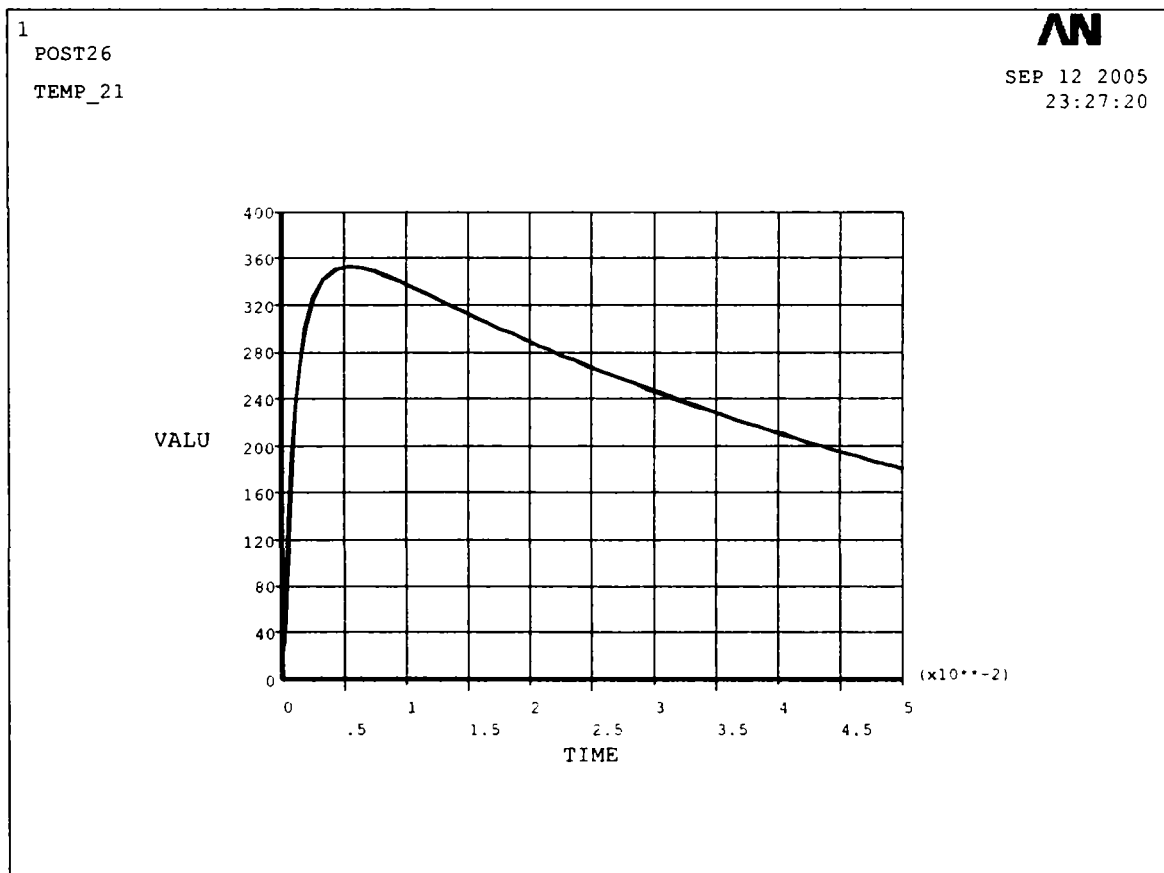


Fig.5.18.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodul 1845

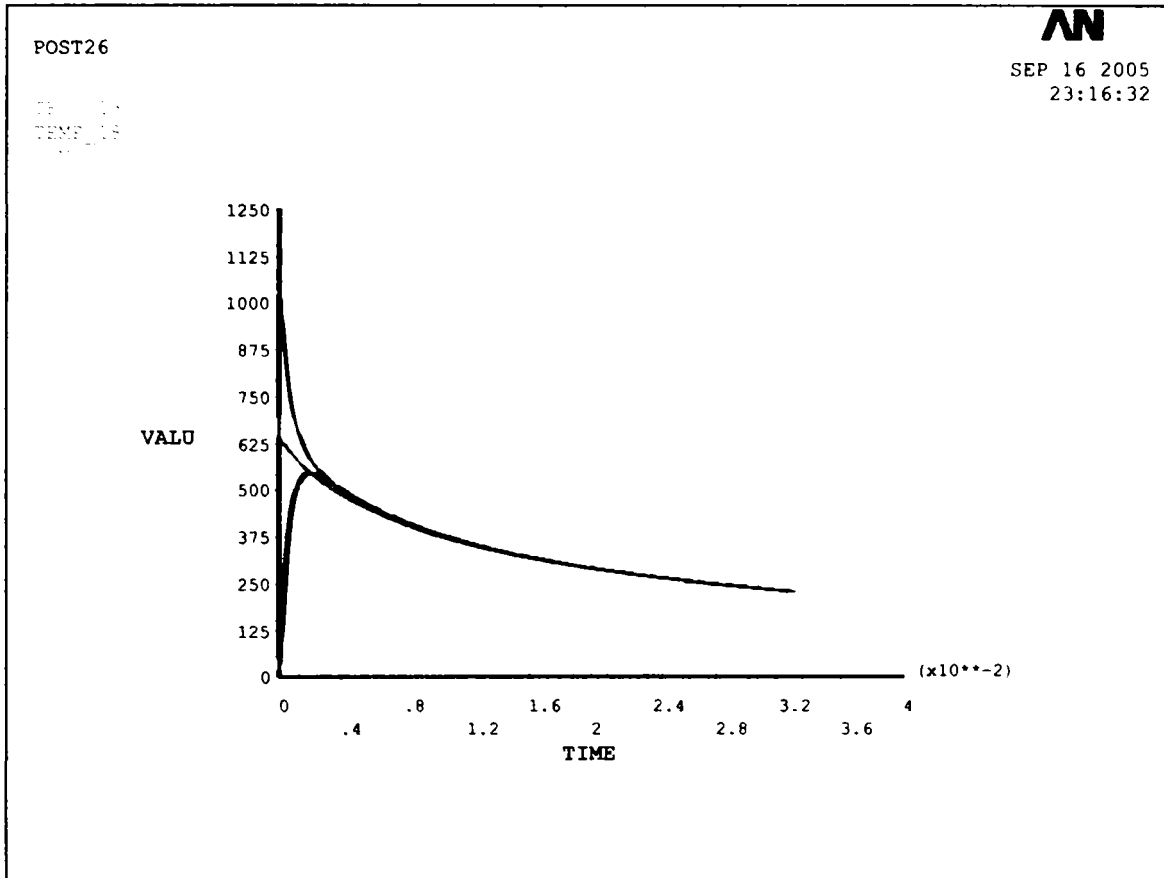


Fig.5.19.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodurile 1085, 1201, 1365, 1507

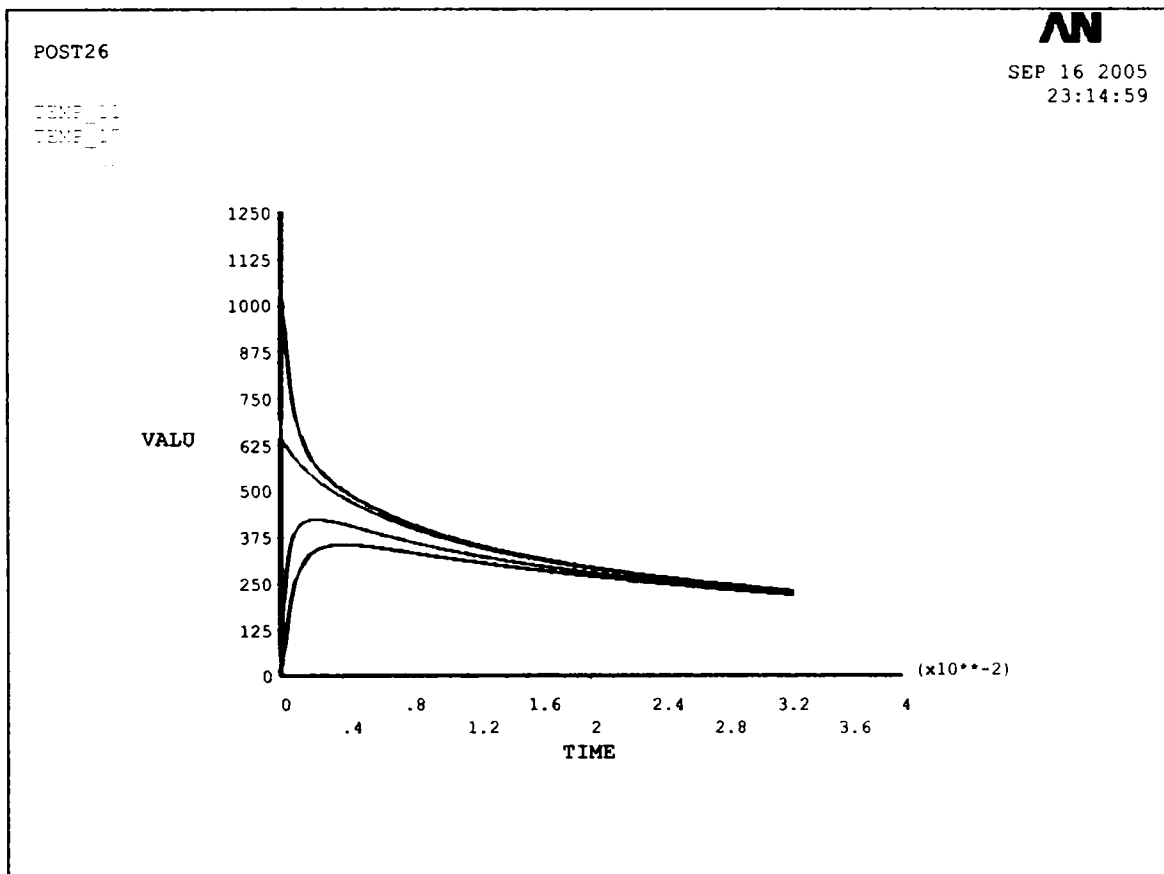


Fig.5.20.Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodurile 1088, 1152, 2032, 1658

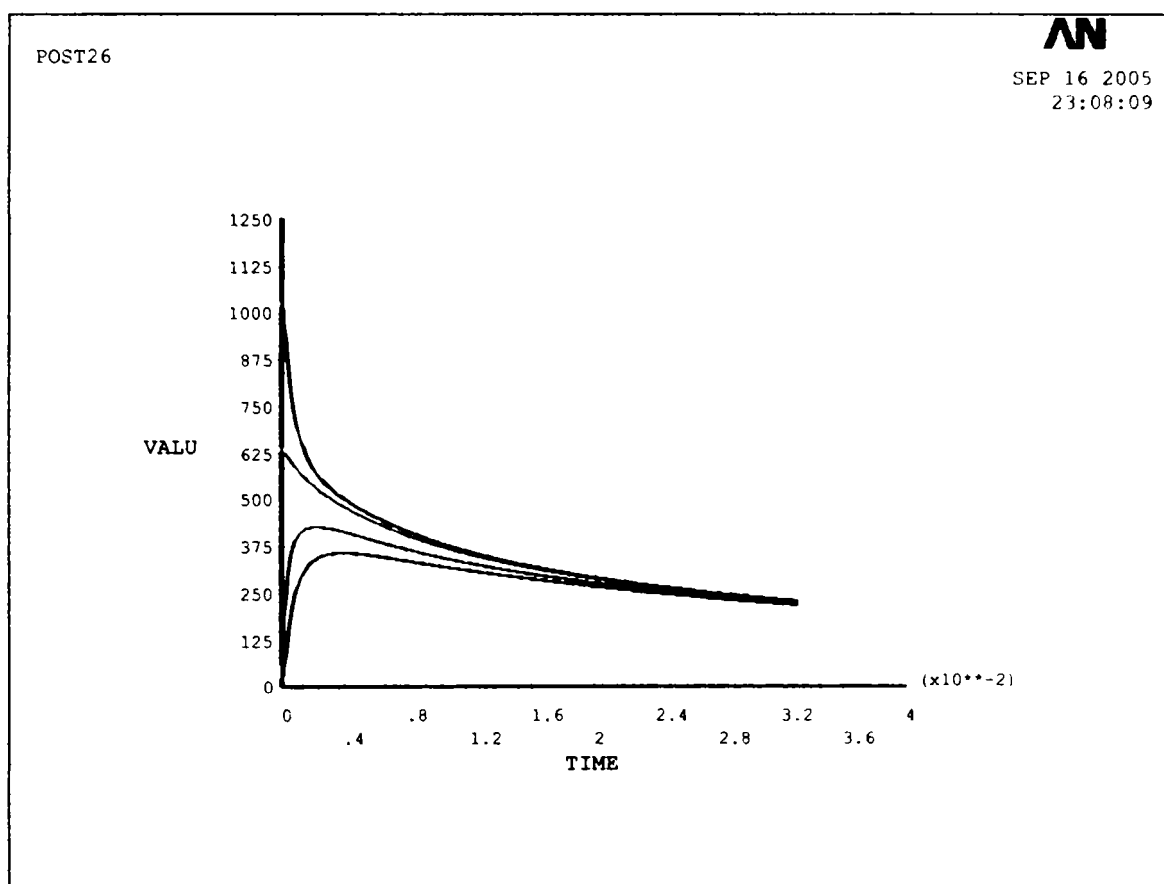


Fig.5.21. Variația temperaturii în funcție de timp pentru nodurile 1274, 1336, 1836, 1845

Analizând aspectul câmpului termic simulat se pot face următoarele observații:

- a) Temperatura variază după o lege exponențială
- b) În punctele situate în zona aliajului de lipire (punctele 1088, 1085) se remarcă o scădere bruscă a temperaturii imediat după întreruperea curentului de lipire, într-un interval de timp foarte scurt. Așa cum se poate observa și din figura 5.13, temperatura scade brusc de la aproximativ 1150°C până la 875°C în $0,1 \times 10^{-2}$ s, ceea ce corespunde unei viteze de răcire de $2,75 \times 10^5$ $^{\circ}\text{C/s}$. Această viteză de răcire mare duce la apariția fazei amorfe în aliajul de lipire și la blocarea separării din soluția solidă pe bază de Ni a compușilor intermetalici duriși fragili. Acest fapt este confirmat de analizele structurale realizate asupra îmbinărilor lipite. Atât analiza microscopică cât și cea prin difracție cu raze X, detaliate în capitolul 4, confirmă existența fazei amorfe în structura îmbinării lipite.

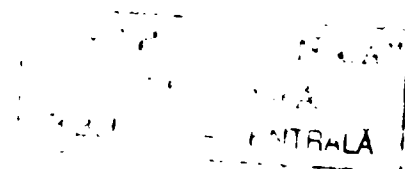
c) În materialul de bază temperatura nu depășește 650 °C în zona centrală a îmbinării, prin urmare acesta nu suferă transformări structurale. Acest aspect a fost confirmat de analizele structurale efectuate la capitolul 4, care au pus în evidență în materialul de bază o structură austenitică specifică unui oțel inoxidabil austenitic.

d) Analizând variația temperaturii în funcție de timp în diferite noduri situate în aceeași zonă a îmbinării lipite dar pe direcții diferite (figurile 5.19, 5.20, 5.21) se poate remarca faptul că pe măsură ce ne îndepărtăm de axa de simetrie a îmbinării temperatura maximă care se atinge în acel punct este tot mai mică. Astfel se poate aprecia că de la 2,5 mm față de axa de simetrie temperatura în îmbinarea lipită nu depășește 400 – 450 °C

Distribuția câmpului termic în timpul procesului de lipire în toate zonele caracteristice ale îmbinării lipite este redat în ANEXA II.

În concluzie putem arăta că s-a reușit realizarea unui model analitic de simulare a câmpului termic în cazul lipirii electrice prin presiune în puncte a două table din oțel inoxidabil. Acesta simulează bine procesele termice care se desfășoară în timpul lipirii, oferind o modalitate reală și eficientă de previzionare a comportării la lipire electrică prin presiune în puncte a oricărui cuplu de materiale. Singurele probleme sunt legate de capacitatea de calcul pe care o avem la dispoziție și de timpul de rulare al modelului matematic de care se dispune.

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



CAPITOLUL VI

CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

6.1. Concluzii finale

Lipirea, ca și sudarea, aparține procedeeelor de îmbinare nedemontabilă, cu largă aplicabilitate, bazate pe procese termice. Spre deosebire de sudare, lipirea este considerată un procedeu „rece”, având în vedere faptul că temperatura de lipire este inferioară temperaturii de topire a metalului de bază.

Lipirea oțelurilor inoxidabile și refractare face parte din categoria lipirilor la temperatură înaltă ($T_f \geq 900^\circ\text{C}$), având o largă aplicabilitate în domenii de vârf, cum ar fi: aviația, vehicule aerospațiale, centrale nucleare și electrice, sape de foraj, construcții de autovehicule.

Aliajele de lipire utilizate pentru lipirea în condiții economice a oțelurilor inoxidabile și refractare sunt cele pe bază de Ni sau Co, cu adaos de metaloizi (Si, B, P), cu scopul formării unor eutectice și, implicit, al reducerii temperaturii de fuziune a aliajului. Un mare dezavantaj al tuturor materialelor de adaos pe bază de Ni sau Co, utilizate la brazarea oțelurilor inoxidabile și refractare este stabilitatea fazelor dure ca boruri sau combinații chimice ale fosforului și siliciului cu Ni și Cr

Îndepărtarea fazelor dure din zona cusăturii lipite în vederea creșterii ductilității și îmbunătățirea proprietăților mecanice, poate fi făcută prin mărirea timpilor de lipire sau cu un tratament termic pentru difuzia fazelor dure în materialul de bază.

Tratamentul termic ulterior la temperaturi înalte poate dura mai multe ore până la îndepărtarea completă a fazelor dure din zona cusăturii și duce, pentru temperaturi mai mari decât cea de recristalizare, la mărirea grăunților materialului de bază și astfel influențează proprietățile de utilizare ale acestuia.

Având în vedere problemele ce apar la lipirea oțelurilor inoxidabile cu aliaje pe bază de Ni sau Co elaborate clasic, am efectuat studii și cercetări privind posibilitatea obținerii prin răcirea rapidă a topiturii de aliaje de lipire la temperaturi înalte a oțelurilor inoxidabile și refractare pe bază de Ni-Cr la care să se evite formarea compușilor intermetalici duri și fragili.

Compozițiile chimice ale aliajelor de lipire pe bază de Ni-Cr se apropie de compozițiile favorabile amorfizării, prin urmare, încercările privind obținerea unor astfel de aliaje sub formă de benzi ductile, uniforme din punct de vedere geometric, cu o structură amorfă sau cvasicristalină, sunt realiste.

În compoziția chimică a acestor aliaje un rol important în vederea obținerii de benzi cu structură amorfă sau cvasiamorfă o au elementele amorfizante Si și B. Având în vedere materiile prime avute la dispoziție, Si și B necesare s-au obținut din feroaliaje. Din cauză că feroborul conține destul de puțin B și introduce mult fier și carbon în aliaj, s-a căutat reducerea conținutului de B, în condițiile în care suma procentelor elementelor amorfizante să fie constantă. Cercetările întreprinse au arătat că Si nu poate realiza amorfizarea, fiind necesar un conținut de cel puțin 1,5% masice de B pentru a obține benzi ductile și uniforme din punct de vedere geometric, cu structură cvasiamorfă.

Cercetările efectuate au arătat că se pot obține benzi continui, ductile, cu structură cvasiamorfă din aliaje pe bază de Ni-Cr prin răcirea ultrarapidă a topiturii pe un cilindru aflat în mișcare de rotație. S-a remarcat faptul că parametrii de proces, în special turația rolei și presiunea aplicată topiturii, influențează geometria benzii obținute. Creșterea turației rolei conduce la micșorarea grosimii benzii, în timp ce creșterea presiunii determină o creștere a grosimii benzii. Prin urmare este absolut necesară corelarea între turația rolei de răcire, de care depinde în mod esențial obținerea structurii amorse sau cvasiamorse, cu presiunea aplicată topiturii, astfel încât să se obțină benzi cu grosimi mai mari.

Analizele efectuate asupra aliajului de lipire elaborat sub formă de benzi prin răcirea ultrarapidă a topiturii au arătat că în compoziția chimică a acestor aliaje un rol important în vederea obținerii de benzi cu structură amorfă sau cvasiamorfă o au elementele amorfizante: Si și în special B. Siliciul nu poate realiza singur amorfizarea, fiind necesar un conținut de cel puțin 1,5% masice de bor pentru a obține benzi ductile și uniforme din punct de vedere geometric, cu structură cvasiamorfă. S-a constatat că la parametri de proces identici, aliajul cu un conținut de 1,5% B a condus la obținerea de benzi ce prezintă în structură fază amorfă și soluție solidă pe bază de Ni, în timp ce aliajul cu 1% B a condus la obținerea de benzi cu structură cristalină, la care erau prezenți și compuși intermetalici.

Analiza prin difracție de raze X și analiza termică diferențială efectuate asupra benzilor obținute din aliajul cu 1,5% B au pus în evidență existența fazei amorfe, a soluției solide pe bază de Ni și absența compușilor intermetalici. Prin urmare, răcirea rapidă a topiturii a avut ca efect și evitarea precipitării din soluția solidă pe bază de Ni a compușilor intermetalici fragili.

Încercările mecanice la tracțiune și de duritate efectuate asupra benzilor elaborate arată ca acestea au caracteristici de rezistență ridicate, caracterizate prin valori de rezistență la rupere de 810 MPa și microdurități de 737 HV5.

Studiul stabilității termice asupra benzilor cu structură cvasiamorfă efectuată prin analiză termică diferențială a pus în evidență procese de cristalizare a fazei amorfe și de transformare a fazei cristaline rezultată. Astfel, determinarea energiei de activare a cristalizării arată că faza amorfă este mai puțin stabilă. Valoarea energiei de activare a cristalizării primare de numai 64,6 kJ/mol este inferioară valorii critice de 80 kJ/mol prevăzută în literatura de specialitate. În schimb, energia de activare a procesului de transformare a fazei cristaline rezultate este mult mai mare (115,25 kJ/mol).

Studiind procesul de cristalizare la încălzirea anizotermă s-a trasat o diagramă de cristalizare pe care s-a pus în evidență temperatura la care are loc cristalizarea (445°C), la încălzirea cu o viteză de încălzire de 10 °C/min.

Cercetările cu privire la lipirea oțelurilor inoxidabile cu aliaje de lipire din familia Ni-Cr-Fe-B-Si-Co având structură metastabilă au condus la concluzia că metodele de lipire în cuptor cu vid și lipirea electrică prin presiune în puncte sunt metode viabile de lipire a oțelurilor inoxidabile, ele asigurând fie o atmosferă protectoare, fie viteze mari de încălzire și răcire, evitându-se astfel precipitarea carburilor de Cr și formarea oxizilor duri și stabili pe suprafața pieselor. De asemenea, aceste metode permit lipirea fără utilizarea fluxului de lipire.

Aliajul de lipire a prezentat o bună întindere și umectare, unghiul de umectare fiind de aproximativ 25° , în absența fluxului de lipire, cu mult sub limita admisă în literatura de specialitate de 75° [19, 34].

Analiza structurală a îmbinărilor lipite arată faptul că la durate de lipire mai mici și viteze de răcire mari, cusătura lipită prezintă o structură monofazică, metastabilă (cvasicristalină). Rezultate spectaculoase în acest sens s-au înregistrat în cazul lipirii electrice prin presiune în puncte, unde duratele foarte mici de lipire și vitezele mari de răcire au dus la evitarea precipitării unor compuși intermetalici și la apariția fazei amorfe.

Structura monofazică a lipiturii este atestată și prin comportamentul ductil pe care îmbinările lipite l-au prezentat la încercare de rupere prin forfecare. Rezistența la rupere prin forfecare ce a prezentate valori superioare limitei de curgere a materialului de bază (260 MPa) crește cu creșterea duratei de lipire. Prin urmare, este necesară optimizarea parametrilor de proces (temperatura de lipire dar mai ales durata de lipire) care să conducă la o îmbinare lipită cu o structură monofazică, cvasicristalină, cu un comportament ductil și cu o bună rezistență la rupere prin forfecare.

Modelul matematic realizat simulează bine procesele termice care se desfășoară în timpul lipirii, fapt confirmat de analizele structurale efectuate, oferind o modalitate reală și eficientă de previzionare a comportării la lipire electrică prin presiune în puncte a oricărui cuplu de materiale

6.2. Contribuții originale

Prin studiile și cercetările efectuate în cadrul acestei teze, s-au adus următoarele contribuții originale:

❖ S-a realizat o prezentare sintetică a stadiului actual privind lipirea la temperaturi înalte a oțelurilor inoxidabile, identificându-se problemele ce apar la lipirea cu aliaje de lipire pe bază de Ni sau Co, elaborate clasic.

❖ S-au efectuat cercetări teoretice și practice privind posibilitatea elaborării unui aliaj de lipire pe bază de Ni, cu structură metastabilă, lipsită de compuși intermetalici, prin răcirea ultrarapidă a topiturii.

❖ S-a elaborat un aliaj de lipire pe bază de Ni-Cr sub formă de bandă continuă, ductilă și uniformă din punct de vedere geometric, prin metoda melt-spinning, având o structură cvasiamorfa.

❖ S-a modernizat instalația de elaborare a aliajelor amorfe și nanocristaline prin răcirea ultrarapidă a topiturii prin metoda melt-spinning din dotarea catedrei SMTT, prin adaptarea unei plăci de achiziții și a unui soft care să permită înregistrarea parametrilor de proces și stocarea lor.

❖ S-a realizat caracterizarea structurală a aliajului de lipire elaborat, punându-se în evidență structura cvasiamorfa a acestuia prin metode moderne de investigație: microscopie electronică (SEM, EDX), difracție de raze X (RDX), analiză termică diferențială (DTA), analiză calorimetrică diferențială (DSC).

❖ S-au determinat caracteristicile mecanice ale aliajului de lipire elaborat prin încercări statice la tracțiune și încercări de microduritate, care au evidențiat foarte bune caracteristici de rezistență ale aliajului elaborat.

❖ S-au efectuat cercetări privind lipirea oțelurilor inoxidabile cu aliajul de lipire elaborat, fără utilizarea fluxului de lipire. S-au abordat două procedee: unul clasic, de lipire în cuptor cu vid, și unul neconvențional, în ceea ce privește lipirea oțelurilor inoxidabile, și anume lipirea electrică prin presiune în puncte.

❖ S-au caracterizat din punct de vedere structural și al proprietăților mecanice îmbinările lipite, punându-se în evidență structura monofazică a cusăturii lipite și comportamentul ei ductil. De asemenea, s-a remarcat faptul că îmbinările lipite prezintă o bună rezistență la rupere prin forfecare, superioară limitei de curgere a materialului de bază.

❖ S-a realizat un model analitic de simulare a câmpului termic în cazul lipirii electrice prin presiune în puncte a două table din oțel inoxidabil. Acesta simulează bine procesele termice care se desfășoară în timpul lipirii, fapt confirmat de analizele structurale efectuate asupra îmbinării lipite.

6.3. Probleme de viitor

Rezultatele obținute deschid calea unor noi direcții privind dezvoltarea aliajelor cu structură metastabilă pentru lipirea tare a oțelurilor inoxidabile și refractare. Astfel, în viitor se pot aborda următoarele cercetări:

- influența temperaturii asupra structurii și proprietăților îmbinărilor lipite;
- comportarea îmbinărilor lipite în medii corozive;
- lărgirea gamei compoziționale și de dimensiuni a benzilor din aliaj cu structură metastabilă pentru lipirea tare a oțelurilor inoxidabile și refractare;
- dezvoltarea unor tehnologii alternative de lipire tare a oțelurilor inoxidabile și refractare cu aliaje cu structură metastabilă.

Bibliografie

1. Borok, B.,A., Shchegoleva, R.,P., Golubeva, L.,S., Ostrovskaya, É.,N., Chikunov, M.,I., and Kunis, M.,I., . *Manufacture of powders of nickel-base brazing alloys*, Poroshkovaya Metallurgiya, No. 5 (113), pp. 82–88, May, 1972.
2. Brauer J.R., *Finite Element Analysis – What Every Engineer Should Know About*, 2nd Edition, Ed. Marcel Dekker, Inc. New York, 1993
3. Botstein, O., Schwarzman, A., Rabinkin, A., *Induction brazing of Ti-6AL-4V alloy with amorphous 25Ti-25Zr-50Cu brazing filler metal*, Materials Science and Engineering, A206 (1995), p.14-23.
4. Ceccone G., s.a., *The Brazing of Si₃N₄ with Ni-Cr-Si Alloys*, Journal of European Ceramic Society, 1995, p.563-572
5. Chen, H.S., leamy, H.J., Miller, C.E., *Preparation of Glassy Metals*, An.Rev.Mater. Sci., 1980, 363-391
6. Chenal, B., Dubois, J.M., Bilde, A., Venturini, G., *Etude de la cristallisation d'un alliage amorphe a base d'aluminium*, C.R. Acad.Sc. Paris, t. 304, Serie II, no. 10, 1987, p. 501-506.
7. Codrean C., *Tendencii in the Development of Brazing Alloys at High Temperatures*, Buletinul Științific al Universității „Politehnica” din Timișoara, Tom 46 (60), 2001
8. Codrean, C., *Analiza numerică a procesului de lipire tare cu aliaje amorfe*, Referatul nr. 3, 2003.
9. Codrean, C., *Cercetări experimentale privind lipirea tare cu aliaje amorfe*, Referatul nr. 2, 2003.
10. Codrean, C., *Stadiul actual al cercetărilor privind lipirea tare a oțelurilor inoxidabile și refractare*, Referatul nr. 1, 2000.

11. Codrean, C., Șerban, V.A., *Efectul borului asupra structurii aliajelor de brazare pe bază de Ni-Cr, obținute prin răcire ultrarapidă*, Conferința internațională „Metode de examinare a componentelor structurilor sudate”, ISIM, Timișoara, 19-29 noiembrie, Ed. Sudura, (2003) ISBN 973-8359-20-1.
12. Codrean, C., Șerban, V.A., *Elaborarea aliajelor din familia Ni-Cr-Fe-Si-B sub formă de benzi prin răcirea ultrarapidă a topiturii*, Zilele Academice Timișene, Simpozion „Materiale avansate, procesare și caracterizare”, 87-90, (2003) ISBN: 973-687-127-4.
13. Codrean, C., Șerban, V.A., Firu, C., , *Ni-Cr Brazing Alloys With Metastable Structure*, The VIth International Symposium „Young People and Multidisciplinary Research”, 23-24 September, Timișoara, (2004) ISBN: 973-7911-77-6.
14. Cook, R. D., *Concept and Applications of Finite Element Analysis*, 2nd Edition Wiley, New York, 1981.
15. Datta, A., Bose, D., DeCristofaro, N., Rabinkin, A., *High Strength Nickel-Palladium-Chromium Brazing Alloys*, Welding Journal, 64, 23-s (1985).
16. Datta, A., Bose, D., Rabinkin, A., *Rapidly Solidified Copper-Phosphorus Base Brazing Foils*, Welding Journal, 63, October, 14 (1984).
17. DeCristofaro, N., Bose, D., *Brazing and Soldering With Rapidly Solidified Filler Metals*, Allied Metals Products Parsippany, NJ 07043, USA.
18. DeCristofaro, N., *Amorphous Metals in Electric Powder Distribution Application*, Materials Research Society, MRS Bulletin, V.23, Nr.5 (1998), p.50-56.
19. Dorn, L., s.a., *Hartlöten. Grundlagen und Anwendungen*, Expert Verlag, 1985.
20. Dumitrescu T., *Optimizarea proceselor tehnologice de lipire tare a oțelurilor carbon pentru obținerea îmbinărilor cu rezistență ridicată*, Teză de Doctorat, IPTVT, 1985.
21. Eagar, T.W., Zhuang, W.D., *High Temperature Brazing by Liquid Infiltration*, Welding Journal, vol. 78, nr. 12, 1997, p. 520-535.
22. Gâdea S., s.a., *Aliaje amorse*, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1988
23. Haga T., Suzuki S., *Single Roll Method for Foil Casting of The Aluminum Alloy*, Journal of Materials Processing Technology 137, 2003, p.86-91

24. Heap, H.R., Riley C.C., *Development of Brazed Austenitic-Ferritic Steel Steam Pipe Joints for Turbines*, Welding Journal Supplement 50, 1971, p. 253.
25. Huschke, E.G., Hoppin, G.S., *High Temperature Vacuum Brazing of Jet-Engine Materials*, Welding Journal Supplement 37, 1958, p. 233.
26. Jones H., *A Perspective on The Development of Rapid Solidification and Nonequilibrium Processing and Its Future*, Materials Science and Engineering A304-306, 2001, p.11-19
27. Kalin, B.A., Fedotov, V.T., Grigoriev, A.V., Sevriukov, O.N., Pliushev, A.N., Skuratov, L.A., Polski, V.I., Yakusin, V.L., Virgiliev, Y.S., Vasiliev, V.L., Tserevitinov, S.S., *Application of Amorphous Filler Metals in Production of Fusion Reactor High Heat Flux Component*, Fusion Engineering and Design, 28 (1995), p. 119-124.
28. Kalin, B.A., Fedotov, V.T., Sevryukov, O.N., Grigoryev, A.E., Plyushev, A.N, Ivanov, V.M., Strebkov, Y.S, *Application of Amorphous and Microcrystalline Filler Metals for Brazing of Beryllium With Metals*, Journal of Nuclear Materials 233-237 (1996)
29. Khorunov, V.F., *Brazing: achievements and prospects*, "AVT. SV.", nr. 11, 1998, p. 51-53.
30. Kohlmeler, A., *Lipirea tare cu material de adaos a aluminiului*, "Pract. Sud", an II, nr. 1, 1998, p.12-15.
31. Kurt, E., *Rapidly Solidified Active Filler Alloys for Direct Brazing of Non-metallized Ceramics*, Vaccumschmelze GmbH Research and Development Division
32. Lakedemonski, A.V., Hreapin, V.E., *Lipirea și aliaje pentru lipit*, E.T., București, 1962
33. Linderoth S., *Synthesis and Properties of Amorphous and Nanocrystalline Alloys*, Proceedings of 22nd Riso International Symposium on materials Science, Denmark, 2001.
34. Million, A., Million, C., *Lipirea și aliaje de lipit*, vol. I, II, Editura tehnică, București, 1975.
35. Mitelea, I., Budău, V., *Studiul materialelor – îndreptar tehnic*, Ed. Facla, Timișoara, 1987.

36. Mitelea, I., Lugscheider, E., Tillmann, W., *Știința materialelor în construcția de mașini*, Editura Sudura, Timișoara, 1999.
37. Mitelea, I., Radu, B. Petcu, S., *Numerical Modelling of Heat Transfer and Microstructure Development in Friction Welding of Spheroidal Graphite Irons - Mild Steel*, 5th International Seminar "Numerical Analysis of Weldability", Graz-Seggau, Austria 4-6 October 1999.
38. Mitelea, I., Radu, B., *Modelling of Diffusion Phenomena in Case of Heterogeneous Friction Welded Joints*, Revista Sudura nr. 4, 1999, 17-25.
39. Mitelea, I., Radu, B., *Selecția și utilizarea materialelor inginerești*, Ed. Politehnica, Timișoara, 2004, ISBN: 973-625-134-9.
40. Mitelea, I., Radu, B., *Thermal Field Numerical Analysis in Case of Friction Welding of Dissimilar Materials*, "Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4", Edited by H. Cerjak, The Institute of Materials, The University Press, Cambridge UK 1998, pp. 444-454.
41. Mori, M., Shibayanagi, T., Maeda, M. and Naka, M., *Role of Amorphous Phase and Grain Boundaries in the Micro-hardness of Nanostructured Cr-B and Ni-Cr alloy Films*, Proc. Int. Conf. on Designing of Interfacial Structures in Advanced Materials and their Joints (DIS'02), Osaka (Japan), Nov. 2002, 266-271.
42. Park, C.H., Han, Y.S., Kim, Y.K., Jang, K.J., Lee, J.Y., Choi, C.B., Sim, K.S., *Thermal Stability and Brazing Characteristics of Zr-Be Binary Amorphous Filler Metals for Zirconium Alloy*, Journal of Nuclear Materials, 254 (1998), 34-41.
43. Park, J.S., Na, S.J., *Heat Transfer in a Stud-to-Plate Laser Braze Considering Filler Metal Movement, A thermal computation model with the aid of high/speed motion analyzer helps the development of a stainless steel to aluminum laser brazing process*, Welding Journal, vol.77, nr.4., April, 1998, p.155-163.
44. Popovici, V., s.a., *Ghidul lucrărilor de sudare, tăiere, lipire*, Scrisul Românesc, Craiova, 1984.
45. Rabinkin A. *Optimization of Brazing Technology, Structure integrity and Performance of Multi-Channeled, Three Dimensional Metallic Structures*, International brazing and Soldering Conference Proceedings, 2-5 April, 2000.
46. Rabinkin A., *Brazing With (NiCoCr)-B-Si Amorphous. Brazing Filler Metals: Alloys, Processing, Joint Structure, Properties, Applications*, Honeywell int. METGLAS Solutions

47. Rabinkin A., *Brazing with amorphous foil performs*, Advanced Materials and Processes, June, 2001
48. Rabinkin, A. *Honeycomb Structure Brazing*, Chapter 32, "Brazing Manual", 2nd Edition, 1991. American Welding Society.
49. Rabinkin, A., Chapter *Selection Criteria for Brazing and Soldering Consumables*, in "Metals Handbook". 10th Ed., ASM, 1994, vol. 6, "Welding, Brazing and Soldering", p. 903.
50. Rabinkin, A., Liebermann, H., *Brazing Alloys by Rapid Solidification*, in "Encyclopedia of Materials Science and Engineering, First Supp.", R. Cahn, Ed., Pergamon Press, p. 59 (1989).
51. Rabinkin, A., Liebermann, H., *Brazing and Soldering Using RS Alloys*, Chapter in a textbook "Rapidly Solidified Alloys: Processes, Structures and Properties, and Applications", Ed. H.H. Liebermann, NY, 1993.
52. Rabinkin, A., Liebermann, H., Pounds, S., Taylor, T., Reidinger, F., Siu-Ching Lui, *Amorphous Ti-Zr-base Metglas® Brazing Filler Metals*, Scripta Met. et. Mat., 25, 399 (1991).
53. Rabinkin, A., *Melting Characteristics. Glass-Forming-Ability and Stability of Ni-Pd-Si and Ni-Pd-TM-Si Alloys in the Concentration Range 10 to 22 at % Si*, Materials Science and Engineering, A124, 251 (1990).
54. Rabinkin, A., *New Nickel-Chromium-based Amorphous Foil for Brazing Corrosion Resistant Heat Exchangers*, 1996 BABS Conference, p. 1-6.
55. Rabinkin, A., Pounds, S., *Effects of Load on Brazing with METGLAS® MBF-2005 Filler Metal*, Welding Journal, 67, N5, 33, (1998).
56. Rabinkin, A., *Recent Development in Metglas® Alloy Brazing Foil Applications*, Ibid., 68, N10, 39 (1989).
57. Rabinkin, A., Reidinger, F., Marti, J., Bendersky, L., *Processing, Structure and Performance of RS "Classical" Silver-Base Brazing Alloys*, in "Rapidly Quenched Materials," Part 1, Elsevier, 1991, p. 256.
58. Rabinkin, A., *Resistance of Copper/Copper Joints Brazed with Silver-Base and Amorphous Metglas® Alloys*, Materials Letters, 2, N 6A&B, 487 (1984).

59. Rabinkin, A., *Solders and Brazing Filler Metals*, Kirk-Othmer "Encyclopedia of Chemical Technology", vol. 22, pp. 482-496, John Wiley & Sons, NY, 1997.
60. Rabinkin, A., *Stability to Aging of Copper-to-Copper Joints Brazed with Metglas® MBF-2005 and BCuP-5 Filler Metals*, Ibid., 67, N10, 29 (1988).
61. Rabinkin, A., *Tinkering with Wettability, Fillet Formation, Erosion and Brazement Strength*, BABS Conference on Brazing and Soldering, Coventry, UK, 1988.
62. Rabinkin, A., Wenski, E., Ribando, A., *Brazing Stainless Steel Using a New MBF-Series of Ni-Cr-B-Si Amorphous Brazing Foils*, Welding Journal, Vol.77, Nr.2, 1998, p.66-75.
63. Radu, B., *A Mathematical Model of Heat Developed During Conventional Friction Welding*, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 44(58), Mecanica, Fascicola 2 (ISSN 1224-6077), 1999, 205-210.
64. Radu, B., *A Mathematical Model of Thermal Field During Continuous Friction Welding*, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 44(58), Mecanica, Fascicola 2 (ISSN 1224-6077), 1999, 211-216.
65. Radu, B., Belgiu, G., *Thermal Evolution Model for Dissimilar Friction Welded Joints*, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara, Tom 43(57), Mecanica, Fascicola 1 (ISSN 1224-6077), 1998, 245-253.
66. Radu, B., *Modelarea matematică a câmpului termic în cazul îmbinărilor disimilare sudate prin frecare*, A IV-a conferință, cu participare internațională "Tehnologii și metode moderne de proiectare în construcția de mașini", Craiova 16-17 octombrie 1998, Vol. III, pp. 48-53, (ISSN 1223-5296).
67. Radu, B., Codrean, C., *Finite Element Modeling of Thermal Field Developed in Induction Brazing of Stainless Steels With Quasi-amorphous Brazing Alloys*, M.T.P., IXth Edition Timișoara academic Days International Symposium, May 26-27, 2005, p.67-72, ISSN 1224-6077.
68. Raduță, A., Liță, M., Trușculescu, M., *Thermostability of Fe-Ni-P-B, Amorphous Alloys*, Proceedings International Conference on Powder Metalurgy, RoPM'96, p.519-524, 4-7 July, 1996, Cluj-Napoca, Romania.
69. Răduță A., *Studii și cercetări asupra proceselor solidificării ultrarapide a materialelor magnetice moi*, Teză de Doctorat, 1997

70. Sakamoto C., s.a., *Optimizing Processing Variables in High-Temperature Brazing With Nickel-Based Filler Metal*, Welding Journal, 1997, p.157-162.

71. Senkov O.N., Miracle D.B., *Effect of The Atomic Size Distribution on Glass Forming Ability of Amorphous Metallic Alloys*, Materials research Buletin 36, 2001, p.2183-2198

72. Sitte, G., *Punktförmiges Widerstandslöten-Die Alternative zum Widerstandspunktschweißen*. „Der Praktiker“ 53, 2001, H.5, p.196-200.

73. Sitte, G., *Widerstandspunktlöten an Stahlbechen bis 3 mm Dike*, Revista Sudura XIII, 2-2003, p.58-60, ISSN 1453-0384.

74. Sitte, G., Koppe, K., *Punktförmiges Widerstandslöten – oberflächenschonende Prozesse für Überlappverbindungen*. Vortrag zur Sondertagung „Widerstandsschweißen“ im Mai 2001 in Duisburg. DVS-Bericht 213, p.81-86, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2001.

75. Steffens, H.D., *Vereinfachtes Hochtemperaturlotferfahren für Titanwerkstoffe mit Hilfe eines amorphen Lotes*, "Schw.Schn." vol. 42, nr. 5, 1990, p. 217-223.

76. Szewieczek, D., Tyrlik – Held, J., *Designing the Brazed Joint Properties With Application of Amorphous Tapes as a Filler Metal*, Journal of Materials Processing Technology, 53 (1995), p.405-412.

77. Șerban, V.A., *Traitements thermiques aus verres metalliques*, Buletin Șt. UPT-Mec. Tom 42(56), 180-187 (1997), ISSN 1224-6077.

78. Șerban, V.A., *Amorphous Alloy – from Laboratory to Industrial Production*, Advanced materials, Ed. Orizonturi Universitare, Timișoara, 53-73, (2002), ISBN 973-8391-49-0.

79. Șerban, V.A., *Applications des verres metalliques Fe-Cr-P-C*, Buletin Șt. UPT-Mec Tom 41(55), 186-193 (1996), ISSN 1224-6077

80. Șerban, V.A., Codrean, C., *Expérimentation concernant l'obtention des métaux d'apport pour brasage par la refroidissement rapide*, Buletinul Științific al U.P.T., Tom 44(58), 1999.

81. Șerban, V.A., *Elemente de știința și ingineria materialelor – Ingineria materialelor*, Vol.2, Ed. Politehnica, Timișoara, 1998.

82. Șerban, V.A., Witt, C.A., Cucuruz, R.L., , *Metallische Glaeser der Familie Fe-Cr(Mn)-P-Si-C*, Metall 51, Nr10/97, Berlin, 544 – 548, (1997) ISSN 0026-0746.
83. Șerban, V.A., *Studii și cercetări asupra materialelor amorfe feroase cu proprietăți magnetice deosebite*, Teza de Doctorat, 1991
84. Trușculescu M., Șerban, V.A., Trușculescu, D., *Metale Amorfe*, Editura Tehnică, București, 1988
85. Trușculescu, M., Eremia, A., - *Oțeluri inoxidabile și refractare* – Ed. Facla, 1983.
86. Turnbull, D., *Thermodynamics and Kinetics of Formation of the Glass State and Initial Devitrification*, Division of Engineering Applied Physics, Harvard University, U.S.A.
87. Udrescu, L., *Transfer termic și masic la aliaje metalice*, Editura Politehnica, Timișoara, 1998.
88. Vacu, S., Berceanu, E., Niță, P.S., Nicolae, M., *Metalurgia feroaliajelor*, EDP, București, 1980
89. Wells, M.A., Maijer, D. M., Jupp, S., Lockhart, G. and M. R. van der Winden, "A Mathematical Model of Deformation and Microstructural Evolution During Hot Rolling of AA5083 Aluminum Alloy", *Materials Science and Technology*.
90. Wielage, B., ș.a., *Hochtemperaturlöten von X5CrNi 18 10 und NiCr20TiAl bei durch thermisches Spritzen aufgebrachten Loten*, Schweißen und Schneiden, nr.5, 1990, p.228-231.
91. Wu X.W., s.a., *Wide Gap Brazing of Stainless Steel to Nickel-Based Superalloy*, *Journal of Materials Processing Technology* 113, 2001, p.215-221
92. Wu, X., Chandel, R.S., Li, H., Seow, H.P., Wu, S., *Induction Brazing of Inconel 718 to Inconel X-750 using Ni-Cr-Si-B Amorphous Foil*, *Journal of Materials Processing Technology* 104 (2000), p. 34-43.
93. Zienkiewicz O.C., Tazlor R.L., *The Finite Eement Method, The Basis* volume 1, 5th Edition, Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2002.
94. Zienkiewicz O.C., Tazlor R.L., *The Finite Eement Method*, volume 2 & 3, 5th Edition, Ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2002.

95. *** "Best Practice" brazing via anodic, "Welding", April, vol.67, nr. 3, 1999,p.18-22.
96. *** Brazing Handbook, AWS, 1991
97. *** Neues in der Schweißtechnik 1997, Schweißen & Schneiden, 1998, Heft5, p. 293-303.
98. *** Neues in der Schweißtechnik 1997, Schweißen & Schneiden, 1998, Heft 6, p. 336-383.
99. *** Ultrasonic Soldering - a farewell to flux, "Welding", April, vol.67, nr. 3, 1999,p.15-18.
100. *** Welding Handbook, Eight Edition, Vol.2, Welding Processes, American Welding Society, 1991.
101. *** STAS 11212/1-84 Lipirea metalelor. Terminologie.
102. *** STAS 11212/2-84 Lipirea metalelor. Procedee de lipire. Clasificare și terminologie.
103. *** STAS R 11593-83 comportarea la lipire a metalelor. Elemente de bază.
104. *** STAS 12113-82 Fluxuri pentru lipirea tare.
105. *** EN 1044-1993 Aliaje pentru brazare.
106. *** STAS 10897/1-83. Încercări mecanice ale îmbinărilor lipite, Încercarea la tracțiune.
107. *** STAS 10897/2-83.Încercări mecanice ale îmbinărilor lipite, Încercarea la forfecare.
108. *** STAS 10897/3-82, Încercarea la încovoiere prin șoc a îmbinărilor prin lipire tare.
109. *** STAS 10897/4-83, Încercări mecanice ale îmbinărilor lipite. Încercarea la îndoire.
110. * http://cybebuzz.gatech.edu/asm_tms/phase_diagrams

111. * <http://www.metglas.com>
112. * <http://www.ametekmetals.com/brief-brazing.asp>
113. * <http://www.camcoequipment.com/>
114. * www.lucas-milhaupt.com/htmdocs/brazing_products/brazing_filler_metals/high_temp.html
115. * www.mtu.de/en/glossar/H/high_temperature_vacuum_brazing.html
116. * http://www.stormingmedia.us/keywords/vacuum_furnaces.html
117. * www.materials-science.net/Ni-Cr_Alloys.htm
118. * www.ttp.net/brazing_microstructure.htm
119. * www.scipress.com/brazing_alloys.htm
120. * <http://www.secowarwick.com/vacuum/v-400-2.pdf>
121. * http://www.brazing.com/products/Weld_nickel/#NiCr
122. * http://www.reade.com/Products/Alloys/nickel_chromium.html

***** ANSYS POST26 VARIABLE LISTING *****

TIME	19 TEMP	TEMP_2	0.39430E-01	222.558
0.10000E-03	666.381	0.40430E-01	218.966	
0.13333E-03	671.103	0.41430E-01	215.450	
0.16357E-03	672.645	0.42430E-01	212.006	
0.19380E-03	673.271	0.43430E-01	208.631	
0.25427E-03	672.951	0.44430E-01	205.322	
0.37520E-03	668.991	0.45430E-01	202.077	
0.59952E-03	656.929	0.46430E-01	198.893	
0.86753E-03	641.168	0.47430E-01	195.774	
0.11703E-02	624.480	0.48430E-01	192.717	
0.15193E-02	607.533	0.49430E-01	189.721	
0.19456E-02	589.698	0.50000E-01	188.033	
0.25240E-02	569.058			
0.34303E-02	541.902	TIME	905 TEMP	
0.44303E-02	516.153		TEMP_3	
0.54303E-02	493.486	0.10000E-03	666.455	
0.64303E-02	473.228	0.13333E-03	671.176	
0.74303E-02	454.939	0.16357E-03	672.705	
0.84303E-02	438.308	0.19380E-03	673.325	
0.94303E-02	423.103	0.25427E-03	672.997	
0.10430E-01	409.138	0.37520E-03	669.029	
0.11430E-01	396.266	0.59952E-03	656.962	
0.12430E-01	384.397	0.86753E-03	641.198	
0.13430E-01	373.415	0.11703E-02	624.510	
0.14430E-01	363.217	0.15193E-02	607.561	
0.15430E-01	353.715	0.19456E-02	589.725	
0.16430E-01	344.831	0.25240E-02	569.083	
0.17430E-01	336.499	0.34303E-02	541.924	
0.18430E-01	328.659	0.44303E-02	516.172	
0.19430E-01	321.259	0.54303E-02	493.503	
0.20430E-01	314.255	0.64303E-02	473.243	
0.21430E-01	307.605	0.74303E-02	454.953	
0.22430E-01	301.275	0.84303E-02	438.320	
0.23430E-01	295.233	0.94303E-02	423.114	
0.24430E-01	289.451	0.10430E-01	409.149	
0.25430E-01	283.905	0.11430E-01	396.275	
0.26430E-01	278.575	0.12430E-01	384.406	
0.27430E-01	273.440	0.13430E-01	373.423	
0.28430E-01	268.484	0.14430E-01	363.225	
0.29430E-01	263.693	0.15430E-01	353.722	
0.30430E-01	259.052	0.16430E-01	344.838	
0.31430E-01	254.552	0.17430E-01	336.505	
0.32430E-01	250.181	0.18430E-01	328.665	
0.33430E-01	245.930	0.19430E-01	321.265	
0.34430E-01	241.792	0.20430E-01	314.261	
0.35430E-01	237.759	0.21430E-01	307.611	
0.36430E-01	233.824	0.22430E-01	301.280	
0.37430E-01	229.982	0.23430E-01	295.238	
0.38430E-01	226.228	0.24430E-01	289.456	

ANEXA I

0.25430E-01	283.910	0.17430E-01	336.519
0.26430E-01	278.579	0.18430E-01	328.677
0.27430E-01	273.444	0.19430E-01	321.277
0.28430E-01	268.488	0.20430E-01	314.271
0.29430E-01	263.697	0.21430E-01	307.621
0.30430E-01	259.056	0.22430E-01	301.290
0.31430E-01	254.556	0.23430E-01	295.247
0.32430E-01	250.185	0.24430E-01	289.464
0.33430E-01	245.934	0.25430E-01	283.918
0.34430E-01	241.795	0.26430E-01	278.587
0.35430E-01	237.762	0.27430E-01	273.451
0.36430E-01	233.827	0.28430E-01	268.495
0.37430E-01	229.985	0.29430E-01	263.703
0.38430E-01	226.231	0.30430E-01	259.063
0.39430E-01	222.561	0.31430E-01	254.562
0.40430E-01	218.969	0.32430E-01	250.191
0.41430E-01	215.453	0.33430E-01	245.940
0.42430E-01	212.009	0.34430E-01	241.801
0.43430E-01	208.634	0.35430E-01	237.767
0.44430E-01	205.325	0.36430E-01	233.832
0.45430E-01	202.080	0.37430E-01	229.990
0.46430E-01	198.896	0.38430E-01	226.236
0.47430E-01	195.777	0.39430E-01	222.566
0.48430E-01	192.720	0.40430E-01	218.974
0.49430E-01	189.724	0.41430E-01	215.458
0.50000E-01	188.036	0.42430E-01	212.014
		0.43430E-01	208.639
		0.44430E-01	205.329
		0.45430E-01	202.084
		0.46430E-01	198.900
		0.47430E-01	195.781
		0.48430E-01	192.724
		0.49430E-01	189.727
		0.50000E-01	188.040

TIME	1523 TEMP
	TEMP_4
0.10000E-03	666.860
0.13333E-03	671.408
0.16357E-03	672.891
0.19380E-03	673.487
0.25427E-03	673.134
0.37520E-03	669.143
0.59952E-03	657.059
0.86753E-03	641.288
0.11703E-02	624.595
0.15193E-02	607.643
0.19456E-02	589.802
0.25240E-02	569.154
0.34303E-02	541.985
0.44303E-02	516.225
0.54303E-02	493.548
0.64303E-02	473.283
0.74303E-02	454.988
0.84303E-02	438.351
0.94303E-02	423.142
0.10430E-01	409.174
0.11430E-01	396.298
0.12430E-01	384.427
0.13430E-01	373.442
0.14430E-01	363.242
0.15430E-01	353.738
0.16430E-01	344.852

TIME	1524 TEMP
	TEMP_5
0.10000E-03	667.489
0.13333E-03	671.776
0.16357E-03	673.188
0.19380E-03	673.746
0.25427E-03	673.354
0.37520E-03	669.325
0.59952E-03	657.214
0.86753E-03	641.429
0.11703E-02	624.730
0.15193E-02	607.773
0.19456E-02	589.925
0.25240E-02	569.266
0.34303E-02	542.082
0.44303E-02	516.307
0.54303E-02	493.619
0.64303E-02	473.344
0.74303E-02	455.042
0.84303E-02	438.400

ANEXA I

0.16357E-03	673.742	0.50000E-01	188.052
0.19380E-03	674.232		
0.25427E-03	673.766		
0.37520E-03	669.665		
0.59952E-03	657.501	TIME	20 TEMP
0.86753E-03	641.691		TEMP 8
0.11703E-02	624.980	0.10000E-03	669.353
0.15193E-02	608.012	0.13333E-03	672.953
0.19456E-02	590.151	0.16357E-03	674.140
0.25240E-02	569.472	0.19380E-03	674.579
0.34303E-02	542.259	0.25427E-03	674.060
0.44303E-02	516.457	0.37520E-03	669.907
0.54303E-02	493.748	0.59952E-03	657.704
0.64303E-02	473.457	0.86753E-03	641.876
0.74303E-02	455.141	0.11703E-02	625.154
0.84303E-02	438.487	0.15193E-02	608.178
0.94303E-02	423.263	0.19456E-02	590.307
0.10430E-01	409.283	0.25240E-02	569.613
0.11430E-01	396.396	0.34303E-02	542.380
0.12430E-01	384.515	0.44303E-02	516.561
0.13430E-01	373.522	0.54303E-02	493.837
0.14430E-01	363.314	0.64303E-02	473.533
0.15430E-01	353.804	0.74303E-02	455.208
0.16430E-01	344.912	0.84303E-02	438.547
0.17430E-01	336.574	0.94303E-02	423.316
0.18430E-01	328.728	0.10430E-01	409.330
0.19430E-01	321.323	0.11430E-01	396.439
0.20430E-01	314.314	0.12430E-01	384.553
0.21430E-01	307.661	0.13430E-01	373.557
0.22430E-01	301.327	0.14430E-01	363.346
0.23430E-01	295.281	0.15430E-01	353.832
0.24430E-01	289.496	0.16430E-01	344.938
0.25430E-01	283.948	0.17430E-01	336.597
0.26430E-01	278.615	0.18430E-01	328.749
0.27430E-01	273.478	0.19430E-01	321.343
0.28430E-01	268.520	0.20430E-01	314.332
0.29430E-01	263.727	0.21430E-01	307.677
0.30430E-01	259.086	0.22430E-01	301.342
0.31430E-01	254.584	0.23430E-01	295.295
0.32430E-01	250.212	0.24430E-01	289.510
0.33430E-01	245.960	0.25430E-01	283.961
0.34430E-01	241.820	0.26430E-01	278.627
0.35430E-01	237.786	0.27430E-01	273.489
0.36430E-01	233.850	0.28430E-01	268.531
0.37430E-01	230.008	0.29430E-01	263.737
0.38430E-01	226.253	0.30430E-01	259.095
0.39430E-01	222.582	0.31430E-01	254.593
0.40430E-01	218.990	0.32430E-01	250.220
0.41430E-01	215.473	0.33430E-01	245.968
0.42430E-01	212.029	0.34430E-01	241.828
0.43430E-01	208.653	0.35430E-01	237.793
0.44430E-01	205.344	0.36430E-01	233.858
0.45430E-01	202.098	0.37430E-01	230.015
0.46430E-01	198.913	0.38430E-01	226.260
0.47430E-01	195.794	0.39430E-01	222.588
0.48430E-01	192.737	0.40430E-01	218.996
0.49430E-01	189.740	0.41430E-01	215.479

ANEXA I

0.42430E-01	212.035	0.34430E-01	241.840
0.43430E-01	208.659	0.35430E-01	237.804
0.44430E-01	205.349	0.36430E-01	233.868
0.45430E-01	202.103	0.37430E-01	230.025
0.46430E-01	198.919	0.38430E-01	226.270
0.47430E-01	195.799	0.39430E-01	222.598
0.48430E-01	192.742	0.40430E-01	219.005
0.49430E-01	189.745	0.41430E-01	215.488
0.50000E-01	188.057	0.42430E-01	212.043

TIME	1525 TEMP
	TEMP_9
0.10000E-03	670.454
0.13333E-03	673.705
0.16357E-03	674.751
0.19380E-03	675.114
0.25427E-03	674.512
0.37520E-03	670.279
0.59952E-03	658.016
0.86753E-03	642.158
0.11703E-02	625.420
0.15193E-02	608.431
0.19456E-02	590.544
0.25240E-02	569.829
0.34303E-02	542.564
0.44303E-02	516.717
0.54303E-02	493.971
0.64303E-02	473.650
0.74303E-02	455.310
0.84303E-02	438.637
0.94303E-02	423.396
0.10430E-01	409.402
0.11430E-01	396.503
0.12430E-01	384.611
0.13430E-01	373.608
0.14430E-01	363.393
0.15430E-01	353.874
0.16430E-01	344.977
0.17430E-01	336.632
0.18430E-01	328.781
0.19430E-01	321.373
0.20430E-01	314.360
0.21430E-01	307.702
0.22430E-01	301.365
0.23430E-01	295.317
0.24430E-01	289.530
0.25430E-01	283.979
0.26430E-01	278.644
0.27430E-01	273.505
0.28430E-01	268.546
0.29430E-01	263.752
0.30430E-01	259.109
0.31430E-01	254.606
0.32430E-01	250.233
0.33430E-01	245.980

0.43430E-01	208.668
0.44430E-01	205.358
0.45430E-01	202.111
0.46430E-01	198.927
0.47430E-01	195.807
0.48430E-01	192.750
0.49430E-01	189.753
0.50000E-01	188.064

TIME	1526 TEMP
	TEMP_10
0.10000E-03	671.795
0.13333E-03	674.658
0.16357E-03	675.528
0.19380E-03	675.793
0.25427E-03	675.086
0.37520E-03	670.750
0.59952E-03	658.408
0.86753E-03	642.510
0.11703E-02	625.750
0.15193E-02	608.743
0.19456E-02	590.836
0.25240E-02	570.093
0.34303E-02	542.790
0.44303E-02	516.907
0.54303E-02	494.134
0.64303E-02	473.791
0.74303E-02	455.434
0.84303E-02	438.746
0.94303E-02	423.493
0.10430E-01	409.489
0.11430E-01	396.581
0.12430E-01	384.681
0.13430E-01	373.671
0.14430E-01	363.449
0.15430E-01	353.926
0.16430E-01	345.024
0.17430E-01	336.675
0.18430E-01	328.820
0.19430E-01	321.408
0.20430E-01	314.392
0.21430E-01	307.732
0.22430E-01	301.393
0.23430E-01	295.343
0.24430E-01	289.554
0.25430E-01	284.002

ANEXA I

0.26430E-01	278.665	0.18430E-01	328.868
0.27430E-01	273.525	0.19430E-01	321.452
0.28430E-01	268.565	0.20430E-01	314.432
0.29430E-01	263.769	0.21430E-01	307.769
0.30430E-01	259.125	0.22430E-01	301.427
0.31430E-01	254.622	0.23430E-01	295.374
0.32430E-01	250.248	0.24430E-01	289.583
0.33430E-01	245.994	0.25430E-01	284.029
0.34430E-01	241.853	0.26430E-01	278.691
0.35430E-01	237.818	0.27430E-01	273.549
0.36430E-01	233.881	0.28430E-01	268.587
0.37430E-01	230.037	0.29430E-01	263.790
0.38430E-01	226.282	0.30430E-01	259.145
0.39430E-01	222.609	0.31430E-01	254.641
0.40430E-01	219.016	0.32430E-01	250.266
0.41430E-01	215.499	0.33430E-01	246.011
0.42430E-01	212.054	0.34430E-01	241.870
0.43430E-01	208.678	0.35430E-01	237.833
0.44430E-01	205.368	0.36430E-01	233.896
0.45430E-01	202.121	0.37430E-01	230.052
0.46430E-01	198.936	0.38430E-01	226.296
0.47430E-01	195.816	0.39430E-01	222.623
0.48430E-01	192.758	0.40430E-01	219.030
0.49430E-01	189.761	0.41430E-01	215.512
0.50000E-01	188.073	0.42430E-01	212.066
		0.43430E-01	208.690
		0.44430E-01	205.379
		0.45430E-01	202.132
		0.46430E-01	198.947
		0.47430E-01	195.827
		0.48430E-01	192.769
		0.49430E-01	189.772
		0.50000E-01	188.083

TIME	21 TEMP
	TEMP_11
0.10000E-03	673.561
0.13333E-03	675.903
0.16357E-03	676.544
0.19380E-03	676.682
0.25427E-03	675.836
0.37520E-03	671.364
0.59952E-03	658.914
0.86753E-03	642.960
0.11703E-02	626.167
0.15193E-02	609.135
0.19456E-02	591.200
0.25240E-02	570.420
0.34303E-02	543.068
0.44303E-02	517.143
0.54303E-02	494.336
0.64303E-02	473.966
0.74303E-02	455.587
0.84303E-02	438.881
0.94303E-02	423.613
0.10430E-01	409.596
0.11430E-01	396.677
0.12430E-01	384.767
0.13430E-01	373.749
0.14430E-01	363.519
0.15430E-01	353.989
0.16430E-01	345.081
0.17430E-01	336.727

TIME	1527 TEMP
	TEMP_12
0.10000E-03	676.042
0.13333E-03	677.590
0.16357E-03	677.923
0.19380E-03	677.889
0.25427E-03	676.856
0.37520E-03	672.196
0.59952E-03	659.596
0.86753E-03	643.559
0.11703E-02	626.718
0.15193E-02	609.647
0.19456E-02	591.673
0.25240E-02	570.844
0.34303E-02	543.428
0.44303E-02	517.446
0.54303E-02	494.595
0.64303E-02	474.190
0.74303E-02	455.783
0.84303E-02	439.054
0.94303E-02	423.767

ANEXA I

0.16357E-03	684.179	0.50000E-01	188.144
0.19380E-03	683.368		
0.25427E-03	681.478		
0.37520E-03	675.944		
0.59952E-03	662.592	TIME	1782 TEMP
0.86753E-03	646.105		TEMP_15
0.11703E-02	628.978	0.10000E-03	711.240
0.15193E-02	611.692	0.13333E-03	699.474
0.19456E-02	593.520	0.16357E-03	695.869
0.25240E-02	572.471	0.19380E-03	693.609
0.34303E-02	544.792	0.25427E-03	690.127
0.44303E-02	518.591	0.37520E-03	682.992
0.54303E-02	495.570	0.59952E-03	668.326
0.64303E-02	475.033	0.86753E-03	651.101
0.74303E-02	456.520	0.11703E-02	633.524
0.84303E-02	439.704	0.15193E-02	615.888
0.94303E-02	424.345	0.19456E-02	597.368
0.10430E-01	410.248	0.25240E-02	575.918
0.11430E-01	397.261	0.34303E-02	547.718
0.12430E-01	385.290	0.44303E-02	521.062
0.13430E-01	374.219	0.54303E-02	497.685
0.14430E-01	363.943	0.64303E-02	476.866
0.15430E-01	354.372	0.74303E-02	458.125
0.16430E-01	345.428	0.84303E-02	441.122
0.17430E-01	337.043	0.94303E-02	425.604
0.18430E-01	329.155	0.10430E-01	411.374
0.19430E-01	321.714	0.11430E-01	398.270
0.20430E-01	314.673	0.12430E-01	386.198
0.21430E-01	307.990	0.13430E-01	375.038
0.22430E-01	301.631	0.14430E-01	364.683
0.23430E-01	295.563	0.15430E-01	355.043
0.24430E-01	289.758	0.16430E-01	346.038
0.25430E-01	284.192	0.17430E-01	337.598
0.26430E-01	278.843	0.18430E-01	329.663
0.27430E-01	273.691	0.19430E-01	322.179
0.28430E-01	268.721	0.20430E-01	315.099
0.29430E-01	263.916	0.21430E-01	308.383
0.30430E-01	259.264	0.22430E-01	301.994
0.31430E-01	254.753	0.23430E-01	295.899
0.32430E-01	250.373	0.24430E-01	290.070
0.33430E-01	246.114	0.25430E-01	284.483
0.34430E-01	241.968	0.26430E-01	279.115
0.35430E-01	237.927	0.27430E-01	273.947
0.36430E-01	233.986	0.28430E-01	268.961
0.37430E-01	230.138	0.29430E-01	264.143
0.38430E-01	226.379	0.30430E-01	259.479
0.39430E-01	222.704	0.31430E-01	254.957
0.40430E-01	219.108	0.32430E-01	250.567
0.41430E-01	215.587	0.33430E-01	246.299
0.42430E-01	212.140	0.34430E-01	242.145
0.43430E-01	208.761	0.35430E-01	238.097
0.44430E-01	205.449	0.36430E-01	234.149
0.45430E-01	202.200	0.37430E-01	230.296
0.46430E-01	199.013	0.38430E-01	226.531
0.47430E-01	195.891	0.39430E-01	222.851
0.48430E-01	192.832	0.40430E-01	219.250
0.49430E-01	189.833	0.41430E-01	215.726

ANEXA I

0.42430E-01	212.274	0.34430E-01	242.237
0.43430E-01	208.892	0.35430E-01	238.186
0.44430E-01	205.576	0.36430E-01	234.234
0.45430E-01	202.324	0.37430E-01	230.378
0.46430E-01	199.134	0.38430E-01	226.610
0.47430E-01	196.010	0.39430E-01	222.927
0.48430E-01	192.948	0.40430E-01	219.324
0.49430E-01	189.946	0.41430E-01	215.797
0.50000E-01	188.256	0.42430E-01	212.344

TIME	1781 TEMP TEMP_16
0.10000E-03	711.950
0.13333E-03	699.610
0.16357E-03	695.946
0.19380E-03	693.677
0.25427E-03	690.220
0.37520E-03	683.218
0.59952E-03	668.907
0.86753E-03	652.083
0.11703E-02	634.840
0.15193E-02	617.422
0.19456E-02	598.997
0.25240E-02	577.527
0.34303E-02	549.170
0.44303E-02	522.324
0.54303E-02	498.778
0.64303E-02	477.818
0.74303E-02	458.960
0.84303E-02	441.860
0.94303E-02	426.261
0.10430E-01	411.960
0.11430E-01	398.796
0.12430E-01	386.671
0.13430E-01	375.464
0.14430E-01	365.069
0.15430E-01	355.393
0.16430E-01	346.356
0.17430E-01	337.887
0.18430E-01	329.927
0.19430E-01	322.421
0.20430E-01	315.322
0.21430E-01	308.588
0.22430E-01	302.183
0.23430E-01	296.074
0.24430E-01	290.233
0.25430E-01	284.635
0.26430E-01	279.257
0.27430E-01	274.080
0.28430E-01	269.086
0.29430E-01	264.261
0.30430E-01	259.591
0.31430E-01	255.063
0.32430E-01	250.668
0.33430E-01	246.395

0.43430E-01	208.960
0.44430E-01	205.642
0.45430E-01	202.389
0.46430E-01	199.197
0.47430E-01	196.071
0.48430E-01	193.008
0.49430E-01	190.005
0.50000E-01	188.314

TIME	6 TEMP TEMP_17
0.10000E-03	690.898
0.13333E-03	685.862
0.16357E-03	684.584
0.19380E-03	683.727
0.25427E-03	681.929
0.37520E-03	676.933
0.59952E-03	665.035
0.86753E-03	650.199
0.11703E-02	634.444
0.15193E-02	618.060
0.19456E-02	600.284
0.25240E-02	579.143
0.34303E-02	550.811
0.44303E-02	523.818
0.54303E-02	500.096
0.64303E-02	478.974
0.74303E-02	459.978
0.84303E-02	442.760
0.94303E-02	427.060
0.10430E-01	412.674
0.11430E-01	399.435
0.12430E-01	387.245
0.13430E-01	375.982
0.14430E-01	365.537
0.15430E-01	355.817
0.16430E-01	346.741
0.17430E-01	338.238
0.18430E-01	330.247
0.19430E-01	322.714
0.20430E-01	315.590
0.21430E-01	308.835
0.22430E-01	302.411
0.23430E-01	296.285
0.24430E-01	290.428
0.25430E-01	284.817

ANEXA I

0.26430E-01	279.427	0.18430E-01	324.015
0.27430E-01	274.239	0.19430E-01	317.012
0.28430E-01	269.236	0.20430E-01	310.359
0.29430E-01	264.402	0.21430E-01	304.021
0.30430E-01	259.724	0.22430E-01	297.968
0.31430E-01	255.190	0.23430E-01	292.171
0.32430E-01	250.788	0.24430E-01	286.608
0.33430E-01	246.510	0.25430E-01	281.258
0.34430E-01	242.347	0.26430E-01	276.101
0.35430E-01	238.291	0.27430E-01	271.121
0.36430E-01	234.335	0.28430E-01	266.303
0.37430E-01	230.475	0.29430E-01	261.636
0.38430E-01	226.704	0.30430E-01	257.107
0.39430E-01	223.018	0.31430E-01	252.706
0.40430E-01	219.412	0.32430E-01	248.425
0.41430E-01	215.883	0.33430E-01	244.255
0.42430E-01	212.426	0.34430E-01	240.190
0.43430E-01	209.040	0.35430E-01	236.223
0.44430E-01	205.720	0.36430E-01	232.349
0.45430E-01	202.465	0.37430E-01	228.562
0.46430E-01	199.272	0.38430E-01	224.858
0.47430E-01	196.144	0.39430E-01	221.233
0.48430E-01	193.079	0.40430E-01	217.684
0.49430E-01	190.075	0.41430E-01	214.207
0.50000E-01	188.382	0.42430E-01	210.799

TIME	899 TEMP
	TEMP 18
0.10000E-03	349.258
0.13333E-03	418.297
0.16357E-03	456.750
0.19380E-03	482.179
0.25427E-03	511.525
0.37520E-03	539.933
0.59952E-03	558.939
0.86753E-03	564.346
0.11703E-02	562.236
0.15193E-02	555.943
0.19456E-02	546.528
0.25240E-02	533.242
0.34303E-02	513.179
0.44303E-02	492.586
0.54303E-02	473.588
0.64303E-02	456.095
0.74303E-02	439.982
0.84303E-02	425.121
0.94303E-02	411.394
0.10430E-01	398.687
0.11430E-01	386.917
0.12430E-01	376.008
0.13430E-01	365.865
0.14430E-01	356.402
0.15430E-01	347.547
0.16430E-01	339.235
0.17430E-01	331.408

TIME	1505 TEMP
	TEMP 19
0.10000E-03	343.144
0.13333E-03	412.277
0.16357E-03	451.266
0.19380E-03	477.195
0.25427E-03	507.243
0.37520E-03	536.476
0.59952E-03	556.295
0.86753E-03	562.263
0.11703E-02	560.544
0.15193E-02	554.539
0.19456E-02	545.354
0.25240E-02	532.269
0.34303E-02	512.401
0.44303E-02	491.951
0.54303E-02	473.054
0.64303E-02	455.636
0.74303E-02	439.583
0.84303E-02	424.771
0.94303E-02	411.085

ANEXA I

0.10430E-01	398.413	0.25240E-02	531.207
0.11430E-01	386.673	0.34303E-02	511.550
0.12430E-01	375.791	0.44303E-02	491.253
0.13430E-01	365.670	0.54303E-02	472.466
0.14430E-01	356.227	0.64303E-02	455.131
0.15430E-01	347.390	0.74303E-02	439.142
0.16430E-01	339.093	0.84303E-02	424.383
0.17430E-01	331.280	0.94303E-02	410.741
0.18430E-01	323.899	0.10430E-01	398.106
0.19430E-01	316.907	0.11430E-01	386.399
0.20430E-01	310.263	0.12430E-01	375.546
0.21430E-01	303.934	0.13430E-01	365.450
0.22430E-01	297.888	0.14430E-01	356.029
0.23430E-01	292.098	0.15430E-01	347.211
0.24430E-01	286.541	0.16430E-01	338.931
0.25430E-01	281.195	0.17430E-01	331.133
0.26430E-01	276.043	0.18430E-01	323.765
0.27430E-01	271.067	0.19430E-01	316.785
0.28430E-01	266.253	0.20430E-01	310.151
0.29430E-01	261.589	0.21430E-01	303.831
0.30430E-01	257.063	0.22430E-01	297.793
0.31430E-01	252.665	0.23430E-01	292.011
0.32430E-01	248.386	0.24430E-01	286.460
0.33430E-01	244.219	0.25430E-01	281.120
0.34430E-01	240.155	0.26430E-01	275.973
0.35430E-01	236.190	0.27430E-01	271.002
0.36430E-01	232.317	0.28430E-01	266.192
0.37430E-01	228.531	0.29430E-01	261.532
0.38430E-01	224.829	0.30430E-01	257.009
0.39430E-01	221.205	0.31430E-01	252.613
0.40430E-01	217.657	0.32430E-01	248.337
0.41430E-01	214.181	0.33430E-01	244.172
0.42430E-01	210.774	0.34430E-01	240.111
0.43430E-01	207.433	0.35430E-01	236.147
0.44430E-01	204.155	0.36430E-01	232.276
0.45430E-01	200.939	0.37430E-01	228.492
0.46430E-01	197.783	0.38430E-01	224.791
0.47430E-01	194.691	0.39430E-01	221.169
0.48430E-01	191.660	0.40430E-01	217.622
0.49430E-01	188.688	0.41430E-01	214.147
0.50000E-01	187.013	0.42430E-01	210.741
		0.43430E-01	207.400
		0.44430E-01	204.124
		0.45430E-01	200.908
		0.46430E-01	197.753
		0.47430E-01	194.662
		0.48430E-01	191.632
		0.49430E-01	188.660
		0.50000E-01	186.986
		TIME	868 TEMP
TIME	610 TEMP		
	TEMP_20		TEMP_21
0.10000E-03	336.671	0.10000E-03	26.0773
0.13333E-03	405.847	0.13333E-03	29.0295
0.16357E-03	445.380	0.16357E-03	32.6155
0.19380E-03	471.833		
0.25427E-03	502.627		
0.37520E-03	532.740		
0.59952E-03	553.433		
0.86753E-03	560.004		
0.11703E-02	558.705		
0.15193E-02	553.012		
0.19456E-02	544.074		

ANEXA I

0.19380E-03	37.1713		
0.25427E-03	49.5540		
0.37520E-03	80.1078		
0.59952E-03	134.952		
0.86753E-03	188.620		
0.11703E-02	234.025		
0.15193E-02	270.513		
0.19456E-02	299.988		
0.25240E-02	324.069		
0.34303E-02	342.534		
0.44303E-02	351.118		
0.54303E-02	353.451		
0.64303E-02	352.348		
0.74303E-02	349.331		
0.84303E-02	345.251		
0.94303E-02	340.594		
0.10430E-01	335.644		
0.11430E-01	330.567		
0.12430E-01	325.461		
0.13430E-01	320.381		
0.14430E-01	315.359		
0.15430E-01	310.409		
0.16430E-01	305.538		
0.17430E-01	300.748		
0.18430E-01	296.040		
0.19430E-01	291.413		
0.20430E-01	286.863		
0.21430E-01	282.390		
0.22430E-01	277.990		
0.23430E-01	273.663		
0.24430E-01	269.406		
0.25430E-01	265.217		
0.26430E-01	261.095		
0.27430E-01	257.039		
0.28430E-01	253.047		
0.29430E-01	249.118		
0.30430E-01	245.251		
0.31430E-01	241.445		
0.32430E-01	237.700		
0.33430E-01	234.013		
0.34430E-01	230.385		
0.35430E-01	226.815		
0.36430E-01	223.300		
0.37430E-01	219.842		
0.38430E-01	216.439		
0.39430E-01	213.090		
0.40430E-01	209.794		
0.41430E-01	206.551		
0.42430E-01	203.360		
0.43430E-01	200.218		
0.44430E-01	197.128		
0.45430E-01	194.093		
0.46430E-01	191.110		
0.47430E-01	188.180		
0.48430E-01	185.301		
0.49430E-01	182.473		
0.50000E-01	180.878		
		TIME	1474 TEMP
			TEMP_22
		0.10000E-03	25.9860
		0.13333E-03	28.8948
		0.16357E-03	32.4302
		0.19380E-03	36.9256
		0.25427E-03	49.1717
		0.37520E-03	79.4880
		0.59952E-03	134.083
		0.86753E-03	187.628
		0.11703E-02	233.028
		0.15193E-02	269.569
		0.19456E-02	299.124
		0.25240E-02	323.304
		0.34303E-02	341.891
		0.44303E-02	350.576
		0.54303E-02	352.986
		0.64303E-02	351.946
		0.74303E-02	348.979
		0.84303E-02	344.942
		0.94303E-02	340.321
		0.10430E-01	335.401
		0.11430E-01	330.350
		0.12430E-01	325.268
		0.13430E-01	320.209
		0.14430E-01	315.204
		0.15430E-01	310.269
		0.16430E-01	305.412
		0.17430E-01	300.635
		0.18430E-01	295.937
		0.19430E-01	291.319
		0.20430E-01	286.778
		0.21430E-01	282.312
		0.22430E-01	277.919
		0.23430E-01	273.597
		0.24430E-01	269.345
		0.25430E-01	265.161
		0.26430E-01	261.043
		0.27430E-01	256.990
		0.28430E-01	253.001
		0.29430E-01	249.075
		0.30430E-01	245.211
		0.31430E-01	241.408
		0.32430E-01	237.664
		0.33430E-01	233.979
		0.34430E-01	230.353
		0.35430E-01	226.784
		0.36430E-01	223.271
		0.37430E-01	219.814
		0.38430E-01	216.412
		0.39430E-01	213.064
		0.40430E-01	209.769
		0.41430E-01	206.527
		0.42430E-01	203.336

ANEXA I

0.43430E-01	200.195	0.35430E-01	226.744
0.44430E-01	197.106	0.36430E-01	223.232
0.45430E-01	194.071	0.37430E-01	219.777
0.46430E-01	191.089	0.38430E-01	216.376
0.47430E-01	188.160	0.39430E-01	213.029
0.48430E-01	185.281	0.40430E-01	209.735
0.49430E-01	182.454	0.41430E-01	206.494
0.50000E-01	180.859	0.42430E-01	203.304
		0.43430E-01	200.164
		0.44430E-01	197.076
		0.45430E-01	194.041
		0.46430E-01	191.060
		0.47430E-01	188.131
		0.48430E-01	185.254
		0.49430E-01	182.427
		0.50000E-01	180.832
TIME	639 TEMP	TIME	1824 TEMP
	TEMP_23		TEMP_24
0.10000E-03	25.9021	0.10000E-03	1105.88
0.13333E-03	28.7709	0.13333E-03	1092.24
0.16357E-03	32.2598	0.16357E-03	1076.94
0.19380E-03	36.6996	0.19380E-03	1059.91
0.25427E-03	48.8191	0.25427E-03	1024.01
0.37520E-03	78.9142	0.37520E-03	959.091
0.59952E-03	133.275	0.59952E-03	869.375
0.86753E-03	186.700	0.86753E-03	794.367
0.11703E-02	232.092	0.11703E-02	735.698
0.15193E-02	268.680	0.15193E-02	688.662
0.19456E-02	298.308	0.19456E-02	648.829
0.25240E-02	322.580	0.25240E-02	611.806
0.34303E-02	341.277	0.34303E-02	572.192
0.44303E-02	350.056	0.44303E-02	539.232
0.54303E-02	352.538	0.54303E-02	512.251
0.64303E-02	351.555	0.64303E-02	489.087
0.74303E-02	348.635	0.74303E-02	468.651
0.84303E-02	344.638	0.84303E-02	450.329
0.94303E-02	340.050	0.94303E-02	433.734
0.10430E-01	335.160	0.10430E-01	418.597
0.11430E-01	330.134	0.11430E-01	404.715
0.12430E-01	325.073	0.12430E-01	391.957
0.13430E-01	320.033	0.13430E-01	380.197
0.14430E-01	315.045	0.14430E-01	369.316
0.15430E-01	310.125	0.15430E-01	359.212
0.16430E-01	305.280	0.16430E-01	349.797
0.17430E-01	300.514	0.17430E-01	340.995
0.18430E-01	295.827	0.18430E-01	332.740
0.19430E-01	291.218	0.19430E-01	324.972
0.20430E-01	286.685	0.20430E-01	317.641
0.21430E-01	282.226	0.21430E-01	310.701
0.22430E-01	277.839	0.22430E-01	304.114
0.23430E-01	273.523	0.23430E-01	297.843
0.24430E-01	269.275	0.24430E-01	291.858
0.25430E-01	265.096	0.25430E-01	286.132
0.26430E-01	260.982	0.26430E-01	280.641
0.27430E-01	256.932		
0.28430E-01	252.947		
0.29430E-01	249.023		
0.30430E-01	245.162		
0.31430E-01	241.360		
0.32430E-01	237.619		
0.33430E-01	233.936		
0.34430E-01	230.311		

ANEXA I

0.27430E-01	275.363	0.19430E-01	324.977
0.28430E-01	270.279	0.20430E-01	317.646
0.29430E-01	265.374	0.21430E-01	310.706
0.30430E-01	260.632	0.22430E-01	304.119
0.31430E-01	256.041	0.23430E-01	297.848
0.32430E-01	251.588	0.24430E-01	291.863
0.33430E-01	247.264	0.25430E-01	286.137
0.34430E-01	243.060	0.26430E-01	280.645
0.35430E-01	238.967	0.27430E-01	275.367
0.36430E-01	234.979	0.28430E-01	270.284
0.37430E-01	231.088	0.29430E-01	265.379
0.38430E-01	227.290	0.30430E-01	260.637
0.39430E-01	223.579	0.31430E-01	256.045
0.40430E-01	219.951	0.32430E-01	251.592
0.41430E-01	216.401	0.33430E-01	247.268
0.42430E-01	212.927	0.34430E-01	243.064
0.43430E-01	209.523	0.35430E-01	238.971
0.44430E-01	206.188	0.36430E-01	234.982
0.45430E-01	202.919	0.37430E-01	231.092
0.46430E-01	199.713	0.38430E-01	227.294
0.47430E-01	196.573	0.39430E-01	223.583
0.48430E-01	193.497	0.40430E-01	219.955
0.49430E-01	190.483	0.41430E-01	216.405
0.50000E-01	188.785	0.42430E-01	212.930

TIME	3665 TEMP
	TEMP_25
0.10000E-03	1105.95
0.13333E-03	1092.27
0.16357E-03	1076.97
0.19380E-03	1059.94
0.25427E-03	1024.05
0.37520E-03	959.128
0.59952E-03	869.405
0.86753E-03	794.390
0.11703E-02	735.717
0.15193E-02	688.677
0.19456E-02	648.842
0.25240E-02	611.817
0.34303E-02	572.202
0.44303E-02	539.241
0.54303E-02	512.260
0.64303E-02	489.095
0.74303E-02	468.658
0.84303E-02	450.336
0.94303E-02	433.741
0.10430E-01	418.604
0.11430E-01	404.721
0.12430E-01	391.963
0.13430E-01	380.203
0.14430E-01	369.322
0.15430E-01	359.218
0.16430E-01	349.803
0.17430E-01	341.001
0.18430E-01	332.745

0.43430E-01	209.527
0.44430E-01	206.192
0.45430E-01	202.922
0.46430E-01	199.716
0.47430E-01	196.576
0.48430E-01	193.500
0.49430E-01	190.486
0.50000E-01	188.788

TIME	3664 TEMP
	TEMP_26
0.10000E-03	1106.10
0.13333E-03	1092.31
0.16357E-03	1077.00
0.19380E-03	1059.98
0.25427E-03	1024.09
0.37520E-03	959.164
0.59952E-03	869.434
0.86753E-03	794.413
0.11703E-02	735.734
0.15193E-02	688.692
0.19456E-02	648.854
0.25240E-02	611.827
0.34303E-02	572.211
0.44303E-02	539.248
0.54303E-02	512.267
0.64303E-02	489.101
0.74303E-02	468.665
0.84303E-02	450.342
0.94303E-02	433.747
0.10430E-01	418.610

DISTRIBUȚIA CÂMPULUI TERMIC LA LIPIREA ELECTRICĂ ÎN PUNCTE

