

CONTRIBUȚII ASUPRA PRODUCERII ȘI ÎMBINĂRII PRIN SUDARE A UNOR TABLE SUBȚIRI DIN MATERIALE COMPOZITE METALICE CU MATRICE DIN ALIAJ DE ALUMINIU

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea "Politehnica" din Timișoara
în domeniul INGINERIE MECANICĂ
de către

Ing. Remus Belu-Nica

Conducători științifici:

prof.univ.dr.ing. Doina Drăgulescu

prof.univ.dr.ing. Viorel Aurel Șerban

Referenți științifici:

prof.univ.dr.ing. Ion Vela

prof.dr.med. Dorin Dehelean

conf.univ.dr.ing. Mihaela Popescu

Ziua susținerii tezei: 12.10.2007

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

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

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2006

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

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

Cuvânt înainte

Teza de doctorat reprezintă sinteza activității profesionale depuse de către autor în domeniile privind elaborarea materialelor compozite metalice (MCM), cu focalizare pe MCM cu matrice din aliaj de Al și inserție de oțel, dar și cercetări experimentale de sudare prin presiune în puncte și sudare cu ultrasunete, a materialului compozit metalic nou creat Sil3-S235JR cuprat.

Prin abordarea unitară a domeniilor ingineresti interdisciplinare ale concepției , proiectării și realizării prin turnare centrifugală cu ax orizontal a MCM cu matrice din aliaj de Al și inserție de oțel, precum și tehnologiile originale de sudare prin presiune în puncte și sudare cu ultrasunete, a materialului compozit metalic realizat, s-au obținut anumite tehnologii de procesare și sudare încurajatoare pentru aplicații la nivel industrial.

Autorul aduce mulțumiri angajaților Universității „Politehnica” din Timișoara, cadrelor didactice din Facultatea de Mecanică , din cadrul Departamentului Ingineria Materialelor și Fabricației / Știința Materialelor și a Sudării, a Centrului de Cercetare CIDUCOS, cadrelor didactice din Universitatea „Eftimie Murgu” din Reșița, colectivului U.C.M.Reșița S.A. și a firmei Drexel Meyer - filiala Timișoara.

Cu această ocazie doresc să-mi exprim mulțumirile mele doamnei profesor dr ing. DOINA DRĂGULESCU m.c. al Academiei Tehnice Române și domnului profesor dr. ing. VIOREL AUREL ȘERBAN prorector al Universității „Politehnica” Timișoara - conducătorii științifici ai tezei de doctorat – pentru coordonarea ,propunerile , sugestiile și observațiile făcute, privind sistematizarea datelor , informațiilor și rezultatelor în elaborarea tezei.

Timișoara , octombrie 2007

ing. Remus BELU-NICA

Belu-Nica, Remus

Contribuții asupra producerii și îmbinării prin sudare a unor table subțiri din materiale compozite metalice cu matrice din aliaj de aluminiu

Teze de doctorat ale UPT, Seria 9, Nr. 12, Editura Politehnica, 2007, 150 pagini, 195 figuri, 86 tabele.

ISSN: 1842-4937

ISBN: 978-973-625-513-7

Cuvinte cheie:

Material compozit metalic, matrice metalică, tehnici de elaborare, turnare, laminare, sudare prin presiunea în puncte, sudare cu ultrasunete, determinări macro-microstructurale.

Rezumat:

Materialele Compozite Metalice (MCM) sunt materiale nou create, care fac parte din categoria noilor materiale sau materiale avansate, urmare dezvoltării unor domenii moderne industriale, progresului tehnologic și științific din ultimi ani.

S-a conceput și realizat experimental un MCM original, cu matrice din aliaj de Al tip Silumin 3 și inserția este o plasă din oțel tip S235JR. Se justifică prin calcule alegerea procedurii de obținere a MCM-ului nou creat **Sil3-S235JR cuprat**, procedeul de turnare centrifugală cu ax orizontal și necesitatea ca armătura să fie cuprată prin depunere electrochimică. S-au obținut bucșe cilindrice de MCM realizat; acestea au fost decupate în segmente și laminate pentru obținerea unor table subțiri de grosimi diferite.

S-au obținut relațiile de calcul pentru caracteristicile mecanice ale MCM-urilor, funcție de orientarea fibrelor și direcția solicitărilor. S-a studiat comportarea la tracțiune a MCM **Sil3-S235JR cuprat**, comparativ cu componenta matrice din aliaj de Al tip Sil3. S-au evidențiat caracteristici superioare a MCM elaborat, față de cea a materialului matricei (forța maximă la MCM este mai mare cu peste 40%).

S-a creat un program „Structura Materialului Elaborat”, în scopul conceperii unui MCM cu orientarea fibrelor unidirecțional, pornind de la materialele dorite pentru matrice și inserție, aflate în bazele de date create în acest scop.

Cercetările au urmărit obținerea, testarea și stabilirea unor tehnologii moderne de îmbinare pentru MCM-ul nou creat **Sil3-S235JR cuprat**, la **sudarea prin presiune în puncte și sudarea cu ultrasunete**. S-au realizat încercări experimentale, cu prezentarea echipamentelor tehnice, tehnologiilor originale de sudare prin presiune în puncte și ultrasunete, pentru table de MCM de diferite grosimi. S-au realizat încercări macro, microstructurale, precum și determinări ale microdurităților în zona îmbinării. A rezultat o comportare bună a MCM cu inserție din oțel a cărui contact cu matricea este păstrat fără desprinderi, după aplicarea procedurilor de îmbinare prin sudare

Cele două procedee experimentale de sudare din cadrul tezei se pretează la sudarea MCM cu matrice din aliaj de Al și inserție de oțel, obținându-se anumite tehnologii, încurajatoare pentru aplicații la nivel industrial.

CUPRINS

INTRODUCERE	7
Capitolul I - MATERIALE COMPOZITE METALICE. METODE DE OBȚINERE	
I.1. Generalități. Utilizare	10
I.2. Materiale compozite metalice cu matrice din aliaje de aluminiu	13
I.2.1. Caracteristici generale	13
I.2.2. Procedee de obținere	15
• Procedee în stare lichidă	15
• Procedee în stare solidă	17
• Procedee de depunere	18
• Procedee „in situ”	19
I.3. Proiectarea tehnologiei de obținere prin turnare centrifugală a MCM din aluminiu armat cu fibre din oțel	22
I.3.1. Materialele matricei și inserției	22
I.3.2. Alegerea metodei de turnare centrifugală	28
I.3.3. Turnarea centrifugală a MCM	30
• Prezentarea instalației	30
• Condiții de umectare și temperatura de preîncălzire a inserției	32
I.3.4. Prescripții tehnologice suplimentare	34
I.3.5. Laminarea MCM-ului turnat	35
I.4. Concluzii	37
Capitolul II - CARACTERISTICI SI PROPRIETATI ALE MCM	38
II.1. Generalități	38
II.2. Caracteristicile MCM armate cu fibre continue unidireționale	39
II.3. Influența orientării fibrelor asupra comportării mecanice a MCM	44
• Fibre orientate ortogonal	44
• Fibre orientate aleator	45
II.4. Caracteristici mecanice ale MCM Si13-S235JR cuprat	46
II.5. Program de concepere și predicție a unui MCM cu componente impuse	53
II.6. Concluzii	58
Capitolul III - TEHNOLOGII DE SUDARE A MCM	59
III.1. Dificultăți ale procesului de sudare a MCM cu matrice din aliaje de Al	59
III.2. Caracteristici generale ale proceselor de sudare a compozitelor metalice	61
• Pregătirea materialelor pentru sudare	61
• Controlul aportului termic	62
• Proprietățile îmbinărilor sudate	63
III.3. Procedee de sudare	64
III.3.1. Sudarea cu arcul electric	64
III.3.1.1. Sudarea cu electrod de wolfram în mediu de gaz inert (WIG)	66
III.3.1.2. Sudarea cu arcul electric cu electrod fuzibil	69

▪ Sudarea materialelor compozite cu matrice din aliaje Al – Mg și fibre de armare din Al ₂ O ₃ , SiC și Si ₃ N ₄	70
▪ Sudarea cu arcul electric a tablelor de MCM cu acoperirea specială a marginilor rostului	70
▪ Sudarea compozitelor cu matrice din aliaje de Al și fibre din sârmă din oțel și bor	70
III.3.2. Sudarea cu energie înmagazinată	70
III.3.3. Sudarea cu fascicul laser	71
III.3.4. Sudarea cu fascicul de electroni	74
III.3.5. Sudarea cu plasmă	75
III.3.6. Sudarea prin frecare	76
▪ Sudarea barelor din compozit din sistemul Al – Al ₂ O ₃	77
▪ Sudarea barelor din MCM din sistemul Al – SiC	80
III.3.7. Sudarea prin difuzie	80
▪ Sudarea MCM din sistemul Al – oțel, de tip KAS – 1A	80
▪ Sudarea MCM din sistemul Al – Al ₂ O ₃	81
▪ Sudarea MCM cu matrice din Cu și inserții de Ni-Ti pentru obținerea de materiale supraconductoare	81
▪ Sudarea MCM cu matrice din AA2124 (Al-Cu-Mg) și inserții de SiC (participare volumică de 12,5%)	82
III.3.8. Sudarea prin explozie	83
III.3.9. Sudarea electrică prin presiune în puncte	84
▪ Sudarea MCM din sistemul aluminiu-bor	84
▪ Sudarea MCM din sistemul aluminiu-oțel cu aliaje de Ti	88
▪ Sudarea MCM din sistemul aluminiu - grafit	91
▪ Sudarea MCM Si13-S235JR cuprat -încercări experimentale efectuate în cadrul tezei	93
- Tehnologia de sudare	93
- Analiza macro și microstructurală	97
- Incercări de microdurate	104
III.3.10. Sudarea cu ultrasunete	106
• Generalități	106
• Parametri tehnologici	109
• Sudarea cu ultrasunete a MCM Si13- S235JR cuprat - încercări experimentale efectuate în cadrul tezei	111
- Analiza macro și microstructurală	113
- Incercări de microdurate	127
III.4. Concluzii	132
Capitolul IV - CONCLUZII. CONTRIBUTII ORIGINALE	133
BIBLIOGRAFIE	138

INTRODUCERE

Materialele compozite fac parte din categoria **noilor materiale** sau **materialelor avansate**, constituind un domeniu prioritar, susținut de o continuă cercetare și realizări spectaculoase pe plan mondial. Dintre toate materialele noi, domeniul materialelor compozite se caracterizează, în cea mai mare măsură printr-o puternică interdisciplinaritate din punct de vedere științific, dar și al aplicațiilor industriale.

Teza este structurată astfel încât să ofere informații din domeniul producerii și îmbinării materialelor compozite metalice (MCM), cu focalizare spre cele cu matrice din aliaje de aluminiu.

În **Capitolul I. Materiale compozite metalice. Metode de obținere**, tratează aspecte relativ la răspândirea spectaculoasă a utilizării MCM în cele mai diferite ramuri de activitate, datorită proprietăților diversificate pe care acestea le pot obține prin combinații nelimitate ale componentelor. Se arată că aplicarea MCM este la fel de interesantă din punct de vedere economic atât la realizarea unor produse larg distribuite și care trebuie să fie ieftine, cât și la produse de serie mică și scumpe. Exemple, relativ la înlocuirea posibilă a materialelor clasice cu cele compozite sunt numeroase și se întâlnesc în domenii dintre cele mai variate: mecanica fină, domeniul electromenajer, industria jucăriilor, industria de mobile, echipamente de sport, industria automobilelor, diverse tipuri de țevi etc.

Sunt prezentate în special MCM cu matrice din aliaje de Al a căror utilizare este din ce în ce mai frecventă și mai diversificată, datorită densității lor reduse și a proprietăților cuprinse într-un spectru larg, datorită plasticității lor ridicate, posibilităților extinse de prelucrare mecanică, sudabilității ridicate, rezistenței înalte la coroziune etc. Se folosesc ca materiale pentru matrice, aluminiul tehnic sau aliajele Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu și Al-Li ultimele două fiind importante din punct de vedere al durificării prin precipitare.

Pentru producerea MCM cu matrice din aliaje de Al se precizează că se pot utiliza tehnici obișnuite de procesare a metalelor în stare lichidă sau solidă și se exemplifică aceste tehnici.

O mare parte a capitolului este destinată prezentării modului în care a fost conceput și realizat practic materialul compozit original Si13-S235JR cuprat. Se explică modul și toate etapele de realizare a matricei din aliaj de aluminiu de tip Silumin 3 elaborat în cuptor cu inducție de joasă frecvență. Insertia este o plasă din oțel nealiat tip S235JR (conform SR EN 10025:2004) care se introduce ca atare în forma de turnare cilindrică înainte de a se turna matricea lichidă și de începerea propriu-zisă a procesului de turnare centrifugală cu ax orizontal. Se justifică prin calcule de ce s-a ales acest procedeu de turnare, precum și care este motivul că înainte de utilizarea plasei de armare, aceasta este cuprată. Bucșele cilindrice din MCM astfel obținute sunt decupate în segmente și laminate pentru obținerea tablei de grosime dorită.

Trebuie menționat că toate operațiunile de obținere a MCM au fost derulate de către autor în cadrul UCM Reșița S.A, beneficiind de sprijinul și experiența specialiștilor din secțiile respective, cărora le exprimă mulțumiri și recunoștință.

În **Capitolul II Caracteristici și proprietăți ale MCM**, sunt prezentate câteva aspecte generale impuse materialelor compozite metalice armate cu fibre arătând că dispunerea fibrelor afectează comportarea mecanică a MCM, iar

cunoașterea mecanismului respectiv poate servi la proiectarea compozitului în funcție de aplicația căruia îi este dedicat.

Se prezintă modul în care se exprimă caracteristicile mecanice ale unui MCM armat cu fibre unidireționale care conține o anumită fracție volumică V_f de fibre continue plasate paralel și uniform într-o matrice ductilă de fracție volumică V_m . La toate mărimile calculate (module de elasticitate, rezistența la rupere la tracțiune, etc) se arată că pentru a asigura o caracteristică satisfăcătoare pentru aplicațiile căruia materialul le este destinat, este necesar a se asigura o fracție volumică critică a inserției pentru ca să aibă valoarea caracteristicii respective cel puțin egală cu cea a matricei.

Datorită faptului că din cauza modului în care sunt dispuși constituenții unui MCM, aceste materiale sunt puternic anizotrope, proprietățile lor mecanice depind de orientarea fibrelor în raport cu direcțiile principalelor solicitări. Din acest motiv în capitolul II sunt prezentate relațiile de calcul ale caracteristicilor mecanice atât pentru MCM ale căror fibre sunt dirijate ortogonal pe direcția solicitării exterioare, cât și pentru cazul în care fibrele sunt dirijate aleator.

Materialul compozit Sil3- S235JR cuprat elaborat de autor are inserția sub formă de plasă de sârmă cu firele împletite pe direcții perpendiculare. S-a studiat comportarea la tracțiune a materialului matricei, comparativ cu comportarea la tracțiune a MCM. Încercările mecanice de tracțiune s-au executat în laboratorul CIDUCOS, acreditat RENAR, conform standardului SR EN 17025:2005 pe echipamentul UltraTest, folosind o dispozitivare specifică tipului încercării și obiectului de încercat. Au fost încercate epruvete din materialul matricei, aliajul de Al elaborat prin turnare centrifugală și din MCM-ul ce conține această matrice și inserții din plasă de sârmă de S235JR cuprată cu o viteză de încărcare de 0,08 mm/s. Programul încercării reprezintă o adaptare a software-ului LabView realizată de către autor pentru această aplicație.

Ultima parte a capitolului este dedicată prezentării programului „*Structura materialului*” elaborat în scopul conceperii unui MCM cu orientare unidirecțională a fibrelor din orice materiale pentru matrice și inserții aflate în bazele de date create în acest scop. Programul a fost creat utilizând facilitățile software-ului profesional MatLab și a permis verificarea pentru MCM-ul creat Sil3-S235JR cuprat a valorilor determinate prin încercări experimentale a rezistenței la tracțiune.

Autorul mulțumește personalului laboratorului CIDUCOS din Universitatea “Politehnica” Timișoara, care i-au permis accesul și l-au inițiat în efectuarea încercărilor de tracțiune asupra MCM-ului conceput și care l-au sprijinit în realizarea programului, care la rândul său oferă o bază largă de dezvoltare a aplicației pentru inserții bidirecționale și pentru o gamă mai largă de materiale.

În **Capitolul III. Tehnologii de sudare a MCM**, se menționează că materialele compozite cu matrice metalică armate cu fibre se sudează prin diferite procedee, în funcție de obiectivul la realizarea căruia sunt utilizate. Abordarea sudării materialelor compozite metalice se face diferențiat, în funcție de tipul matricei și al fibrei, combinația structurală fibră-matrice, caracteristicile impuse îmbinării etc.

În acest capitol sunt tratate cele mai răspândite procedee de sudare ale MCM în general, cu focalizare spre cele cu matrice din aliaje de Al, insistându-se asupra a două dintre ele (sudarea prin presiune în puncte și sudarea cu ultrasunete) la care autorul prezintă tehnologii originale și rezultate ale încercărilor executate pe îmbinările sudate din materialul special creat Sil3- S235JR cuprat.

Se tratează cele mai răspândite procedee de sudare a MCM cu matrice din

aliaje de Al: sudarea cu arcul electric, cu și fără atmosferă de gaz protector, cu și fără electrod fuzibil, sudarea cu energie înmagazinată, sudarea cu fascicul laser, sudarea cu fascicul de electroni, sudarea cu plasmă, sudarea prin frecare, sudarea prin difuzie, sudarea prin explozie, sudarea electrică prin presiune în puncte și sudarea ultrasonică, menționându-se la fiecare parametri tehnologici, structurile și proprietățile îmbinărilor, precauțiile necesare, recomandări, toate aceste aspecte referindu-se la exemple concrete de materiale și tehnologii aplicate.

Tehnologiile de sudare prin presiune în puncte și cu ultrasunete elaborate de autor pentru îmbinarea tablelor din MCM Si13- S235JR cuprat de diferite grosimi sunt prezentate în amănunt cu comentarii legate de calitatea acestora apreciată prin încercări macro și microstructurale, precum și de duritate.

Autorul tezei mulțumește colegilor din Universitatea "Politehnica" din Timișoara care i-au permis accesul în laboratoarele universității pentru a finaliza și această parte experimentală.

În **Capitolul IV. Concluzii. Contribuții originale**, se prezintă o trecere succintă în revistă a celor mai importante realizări ale autorului în cadrul tezei elaborate.

Autorul tezei speră că prin contribuțiile aduse în cadrul finalizării prezentei teze de doctorat va putea dezvolta un nou MCM cu aplicații industriale posibile, mai ales că la toate capitolele tezei au rămas deschise noi câmpuri de acțiune și de îmbunătățire.

I. MATERIALE COMPOZITE METALICE. METODE DE OBȚINERE

I.1. Generalități. Utilizare

Materialele compozite, ce reprezintă o clasă nouă de materiale, se află în competiție serioasă cu mare parte din materialele tradiționale. Acestea din urmă sunt de multe ori înlocuite prin compozite, deși nu se poate vorbi despre un declin al materialelor tradiționale. Căci orice utilizare trebuie să ia în considerare tipul de aplicație căreia materialul îi este destinat, ținând seama de următoarele aspecte:

- proprietățile mecanice globale (rigiditate, rezistență, deformabilitate, comportare la oboseală);
- proprietățile mecanice specifice (rigiditate, rezistență, deformabilitate, comportare la oboseală, raportate la masa unității de volum);
- costurile directe (de producție) și cele indirecte (de exploatare a structurii fabricate);
- comportarea materialelor în medii agresive și la temperaturi înalte.

Pe de altă parte, este necesar să se ia în considerare dacă, competiția între cele două tipuri de materiale se referă la produse larg distribuite și care trebuie să fie ieftine (de exemplu, piese de autovehicule), sau la produse de serie mică și scumpe (de exemplu, multe din piesele echipamentelor din aeronautică). În ceea ce privește prima categorie menționată, se pot înlocui oțelurile uzuale, aliajele de Al și Zn, prin compozite cu matrice termoplastică sau metalică și cu inserții din fibre ieftine (sticla). În acest caz, într-adevăr, proprietățile mecanice ale pieselor nu constituie în general criteriu unic; importante sunt de asemenea ușurința fabricației, costurile reduse de producție, aspectul estetic, facilitățile de întreținere, rezistența la factorii poluanți și uneori, scăderea greutateii.

Exemple relativ la înlocuirea posibilă a materialelor clasice cu cele compozite sunt numeroase și se întâlnesc în domenii dintre cele mai variate: mecanica fină, domeniul electromenajer, industria jucăriilor, industria de mobile, echipamente de sport, industria automobilelor, diverse tipuri de țevi etc. În cazul particular al autovehiculelor, se fabrică în prezent o mare parte din piesele componente din materiale compozite, dar mai este încă de așteptat până la generalizarea acestei înlocuiri, deoarece factorul economic este foarte important și încă nu justifică aceasta. Astfel, dacă se dorește fabricarea unor elemente de structură a unui automobil (șasiul, caroseria autoportantă, arborii de transmisie) din materiale compozite de înaltă performanță (matrice polimerică și inserții de fibre de C) câștigul realizat în economia de carburant este evaluat la cca. 1 \$/kg, în timp ce costul acestor materiale se află în domeniul 20 – 400 \$/kg. Deci, înlocuirea materialelor clasice nu este rentabilă în acest caz. Totuși, unele dintre piesele de bază sunt în prezent înlocuite cu piese similare din materiale compozite, mai ales la camioane. Astfel un arc lamelar de camion din oțel cântărește aproximativ 60 kg, pe când corespondentul său fabricat din compozit carbon-epoxid, doar 13 kg.

Utilizarea materialelor compozite în diferite sectoare de activitate este determinată de caracteristicile lor și de capacitatea de a înlocui materialele clasice (figura I.1).

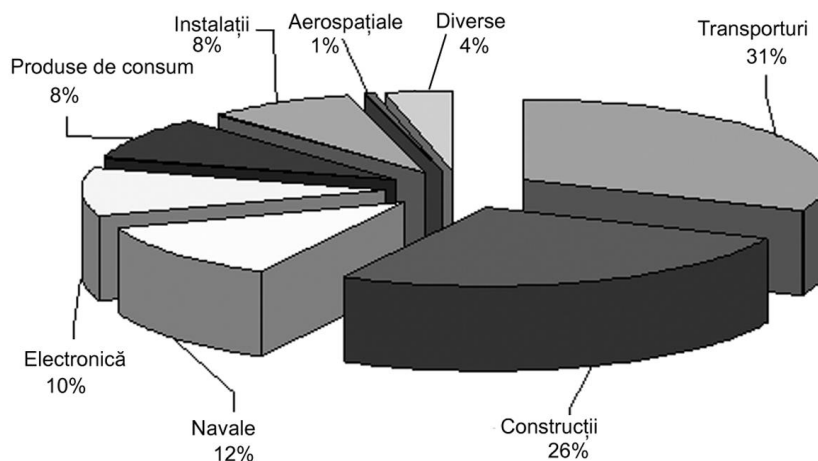


Fig. I.1 Repartizarea sectorială a domeniilor de utilizare la nivel mondial a materialelor compozite

Dintre acestea, materialele compozite cu matrice metalică au ca domenii de utilizare preferențială sectorul transporturi și cel al industriei electronice, dezvoltarea prognozată fiind importantă la finele acestui deceniu al secolului XXI (figura I.2).

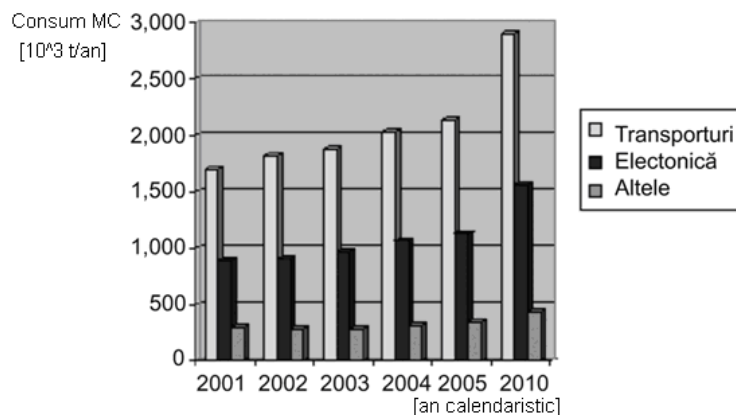


Fig. I.2 Dezvoltarea utilizării materialelor compozite metalice

Materialele compozite de înaltă performanță (carbon-carbon, carbon-epoxid, bor-aluminu, siliciu-aluminu) sunt concurenți importanți ai metalelor tradiționale în domeniul aeronautic și aerospațial.

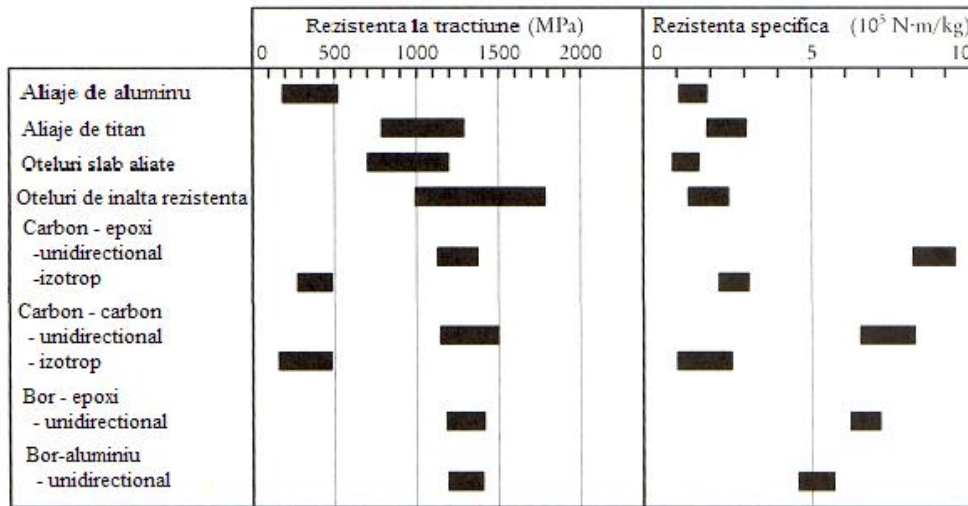


Fig. I.3 Prezentarea comparativă a rezistențelor la tracțiune și rezistențelor specifice la tracțiune pentru câteva materiale metalice și compozite utilizate în aeronautică

În figura I.3 se indică ordinul de mărime al rezistențelor la tracțiune și rezistențelor specifice la tracțiune (raportul între valoarea rezistenței la tracțiune și a densității materialului) pentru câteva materiale metalice și compozite utilizate frecvent în aceste domenii.

Se observă că rezistențele specifice sunt net superioare la materialele compozite unidirecționale față de cele metalice clasice.

De asemenea comportarea la oboseală pledează în favoarea utilizării materialelor compozite. În figura I. 4 este prezentată comparativ comportarea la oboseală a două materiale clasice (oțelul și aluminiul) și a două materiale compozite dedicate aceluiași tipuri de aplicații. Se observă răspunsul superior al compozitelor armate cu fibre de carbon la un număr înalt de cicluri de solicitare [44].

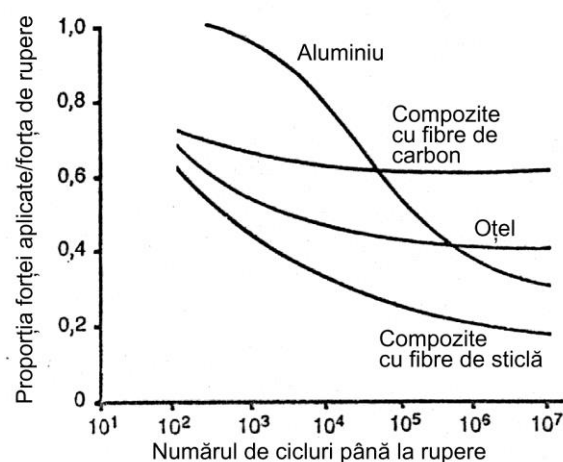


Fig.I.4 Comportarea la oboseală a unor materiale clasice și compozite

Caracteristicile unui material compozit sunt determinate de trei elemente constitutive: matricea, inserțiile și interfața dintre ele. În general, matricea are rolul de a ține împreună inserțiile de orice natură ar fi acestea, proprietățile sale mecanice și termice având o influență determinantă asupra performanțelor materialului compozit. Această observație are valabilitate mai ales la materialele compozite cu matrice metalică (MCM), deoarece operația de încorporare a unor materiale diferite de cel al matricei, care impune uneori și prelucrări termice specifice, conduce la modificări ale microstructurii și ale proprietăților mecanice ale acesteia.

Există trei tipuri de compozite cu matrice metalică, distincte după tipul inserțiilor:

- particule
- fibre scurte sau whiskers-uri
- fibre sau plăci continue.

MCM-urile din primele două categorii (cu inserții discontinue) au deosebită importanță deoarece: particulele inserate sunt mai ieftine neimpunând o tehnologie costisitoare de elaborare, MCM-ul în ansamblu poate fi obținut prin procedee metalurgice convenționale urmate de procese clasice (laminare, forjare, etc) care nu presupun utilaje specializate altele decât cele uzuale, pot fi exploatate la temperaturi mai înalte decât matricea propriu-zisă, au caracteristici mecanice și termice superioare celor ale matricei care se datorează existenței unei relative izotropii, toate cele menționate conducând la o fiabilitate înaltă. Relativ la MCM-urile din ultimele două categorii, cercetări experimentale au arătat că solicitările mecanice din matrice depind de lungimea fibrelor și că un astfel de material nu se mai comportă cvasi-izotrop. Dacă se presupune grosimea plăcii de material compozit divizată în segmente egale, la mijlocul lungimii fibrei diferența de lungire axială între matrice și fibră este nulă. Această diferență crește către extremitățile fibrei, unde matricea se deformează din ce în ce mai mult. Rezultă că o dată cu creșterea lungimii fibrelor, diferența de lungire matrice-fibre este mai accentuată și mecanismul de transfer al sarcinii către fibre este mai eficient [57]. Lungimea fibrei căreia îi corespunde apariția în matrice a unei tensiuni maxime, egală cu limita de curgere a materialului acesteia, se numește *lungime critică*. Dacă lungimea fibrei crește peste lungimea critică, matricea cedează deformându-se plastic în porțiunile de contact cu extremitățile fibrei. În aceste zone tensiunea în matrice se menține constantă și este egală cu limita sa de curgere [1.3]. Evident că, dacă matricea este constituită dintr-un metal care se ecrusează ușor, este posibilă o creștere a tensiunii în matricea ecrusată, peste valoarea inițială a limitei de curgere corespunzătoare lungimii critice a fibrelor.

I.2. Materiale compozite metalice cu matrice din aliaje de aluminiu

I.2.1 Caracteristici generale

O largă varietate de materiale se utilizează ca matrice pentru materialele compozite metalice. Acestea sunt cu precădere: aluminiul, titanul, aliajele pe baza acestor metale și aliajele magneziului.

O matrice metalică prezintă ca avantaje:

- caracteristici mecanice superioare, (ductibilitate și rezistența mecanică) care îmbunătățesc proprietățile compozitului, mai ales în porțiunile mai îndepărtate

de inserție; această ameliorare se referă mai ales la rigiditatea și limita de elasticitate a compozitului;

- rezistența la coroziune față de anumite substanțe este mai ridicată, intervalul de temperaturi de utilizare mai larg, astfel că domeniul lor de utilizare este mai vast;

- pentru anumite tipuri de aplicații, conductibilitățile termică și electrică ridicate, constituie un factor care le recomandă cu precădere;

- pentru că de cele mai multe ori nu doar materialul în sine contează, ci și posibilitățile de a realiza anumite îmbinări, o matrice metalică oferă din acest punct de vedere posibilități și avantaje nenumărate.

Dar, o matrice metalică prezintă și dezavantaje:

- curba de tracțiune a MCM prezintă o discontinuitate la atingerea limitei de elasticitate a materialului matricei; în consecință comportarea MCM nu este perfect elastică;

- densitatea MCM este ridicată în raport cu cea a unui compozit cu matrice din polimer spre exemplu;

- din cauza unei reactivități crescute între matrice și inserție (uneori apărând chiar probleme de solubilitate) se pot produce diferite fenomene negative la interfața matrice-inserție unde este posibil să se formeze compuși intermetalici fragili care micșorează coeziunea în zona respectivă și deci transferul solicitării de la matrice la inserție devine deficitar; în alte situații pot apărea microfisuri în zonele de concentrare a tensiunilor din fibre, care atrag ruperea acestora chiar la solicitări reduse;

- această reactivitate potențial ridicată îngustează intervalul de temperaturi de utilizare a MCM, deoarece fibrele pot interacționa progresiv cu matricea la temperaturi înalte (de exemplu inserțiile de Si în matrice de Al);

- nu în ultimul rând, MCM-urile presupun tehnologii de fabricare laborioase și ca atare sunt și scumpe.

Din cauza densității lor reduse și a proprietăților mecanice cuprinse într-un spectru larg, datorită plasticității lor ridicate, posibilităților extinse de prelucrare mecanică, sudabilității ridicate, rezistenței înalte la coroziune, MCM-urile cu matrice din aliaje de Al se utilizează pe scară largă, deși prezintă dezavantajul fragilității datorat peliculelor de oxizi.

Se folosesc ca materiale pentru matrice aluminiul tehnic sau aliajele Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu și Al-Li ultimele două fiind importante din punct de vedere al durificării prin precipitare. Adăugarea litiului, ca principal element de aliere al aluminiului, are ca rezultat imediat creșterea modulului de elasticitate și scăderea densității aliajului. Oricare dintre aliajele menționate folosite ca matrice conține în general peste 92% Al.

Una dintre cele mai importante aplicații ale MCM cu matrice din aliaje de Al se regăsește în sectorul construcțiilor. După oțel, aluminiul este al doilea cel mai răspândit metal prezent în construcții, utilizat în toate sectoarele acestei activități, de la clădiri comerciale la locuințe. Spre exemplu, 40% din producția anuală de Al din Marea Britanie este utilizată în industria de construcții, reprezentând 150,000 de tone brut de Al/an, prezent mai ales sub formă de diferite MCM [179].

Principalele sectoare de utilizare sunt: ferestrele, acoperișul, armăturile, diafragmele de perete, sticlele structurale, clădirile prefabricate, feroneria arhitecturală, compartimentările, etc. Aluminiul este de asemenea utilizat în mod extins la utilaje, materiale pentru schelă, scări și alte materiale auxiliare.

Cele mai răspândite în aceste tipuri de aplicații sunt MCM cu matrice din aliaje Al-Mg și Al-Si-Mg tratate termic, al doilea fiind mai ușor prelucrabil prin extruziune oferă o mai mare capacitate pentru obținerea de forme complexe. Prin selectarea aliajului potrivit, designer-ului îi este oferită o mare varietate de proprietăți incluzând: rezistența la compresiune de până la 400 MPa, densitatea scăzută (66% din cea a oțelului la același tip de aplicație), modulul de elasticitate longitudinal $E = (68-72,5)$ GPa, modulul de elasticitate transversal $G = (26,5-27)$ GPa, coeficientul lui Poisson $\mu_p = 0,32-0,33$, conductibilitate termică mare, rezistență la coroziune și posibilități practic nelimitate de finisare a suprafeței. Recomandarea aliajelor de Al ca matrice de MCM pentru aceste tipuri de aplicații se bazează și pe faptul că au temperaturi de topire de între 570 și 660°C, ceea ce asigură utilizatorul că nu ard, nu se vor aprinde, nu contribuie la propagarea flăcărilor pe suprafețe. Costurile de întreținere ale unei astfel de structuri sunt scăzute, mai ales dacă procesul de oxidare naturală a aliajelor de Al în contact cu aerul, se intensifică printr-un tratament de anodizare. Se poate astfel mări grosimea stratului natural de oxid, de la 1 μm până la 0.005 - 0.025mm, crescând astfel capacitatea aliajului de a opune rezistență mediilor agresive. Prin anodizare se poate realiza inclusiv colorarea aliajului, ceea ce exclude costuri suplimentare pentru decorarea structurii. Această operație este posibilă deoarece, după anodizare, pelicula superficială rămâne poroasă, permițând acceptarea de agenți coloranți, cum ar fi substanțe organice, pigmenți, electroliți sau materiale metalice.

Alte aplicații, la fel de importante ale MCM cu matrice din aliaje de Al se referă la industria constructoare de autovehicule, aeronautică și chiar spațială. Indiferent de domeniul lor de aplicație este foarte important de semnalat faptul că printre avantajele majore ale utilizării MCM cu matrice din aliaje de Al este și posibilitatea reciclării sale avantajoase. Pentru a recicla aluminiul este necesar un consum energetic de doar 0,6 kW/kg, față de 12kW/kg necesar pentru producția sa din minereu. Actualmente 40% din aluminiul utilizat în diverse industrii este provenit din reciclare, dar acest procent se află în continuă creștere deoarece conceptul reutilizării devine tot mai acceptat, o țintă realistă fiind de 70% Al, reciclat în medie pentru diferite aplicații [2], [93], [97], [181].

I.2.2. Procedee de obținere

Pentru producerea MCM cu matrice din aliaje de Al se pot utiliza tehnici obișnuite de procesare a metalelor în stare lichidă sau solidă. Multe dintre acestea permit încorporarea „in-situ” a inserțiilor.

- **Procedee în stare lichidă**

Metodele de elaborare a MCM în stare lichidă se bazează în principal pe **turnarea** sau turnarea sub presiune a unei topituri formată din materialul matricei într-o formă în care se află plasate în prealabil fibrele de armare [9], [1]. Ca procedeu alternativ, se constituie o aglomerare de inserții care sunt înmuiate într-o baie de metal lichid, scurse de excesul de lichid, ansamblul fiind lăsat să se solidifice sau este extrudat pentru a forma compozitul.

Relativ puține MCM-uri sunt realizate prin acest procedeu, fie din cauza dificultăților de realizare a unei aderențe bune între materialul inserției și al matricei turnate, fie din cauza degradării materialului inserției la temperatura de turnare a matricei. În aceste cazuri, este necesară acoperirea prealabilă a inserțiilor cu material care să îmbunătățească aderența și să protejeze inserția de reacțiile

nedorite. Un dezavantaj al acestei tehnici ar consta în faptul că între faza de acoperire cu pelicula de aderență și cea de înmuiere a inserției respective în topitură, aceasta se află într-o atmosferă neprotejată ceea ce poate determina oxidarea suprafeței astfel expuse și deci anihilarea parțială a efectului pozitiv scontat [37], [49], [91].

Prin **turnare sub presiune**, se pot realiza piese de formă complicată sau organe de mașini cu caracteristici mecanice superioare celor din materialele tradiționale. La acest procedeu presarea materialului turnat trebuie menținută până la terminarea solidificării, iar fibrele trebuie astfel alese încât să se asigure umectarea lor corespunzătoare în matricea topită, ambele condiții fiind necesare pentru o aderență corespunzătoare între matrice și fibre. Compozitele realizate prin această metodă prezintă reacții minime între inserții și metalul topit și nu conțin pori sau cavități de contracție, defecte tipice turnării. Ca variantă a acestui procedeu se poate introduce metalul topit al matricei în pachetul de inserții prin intermediul unui gaz inert sub presiune. Prin acest procedeu se pot produce piese de forme prestabilite. Piesa este modelată prin fibre compactate la forma dorită, peste care se toarnă, în mediu de argon sub presiune, materialul matricei încălzit la o temperatură cu cca. 100°C mai mare decât temperatura sa de topire. În materialul topit al matricei se pot adăuga aditivi speciali care să favorizeze procesul de umectare a inserțiilor [14], [57], [58], [45], [44], [166].

La aceste procedee, nu este de neglijat faptul că matricea și inserțiile nu au aceeași densitate ceea ce se reflectă fie prin decantarea, fie prin scufundarea completă a inserțiilor în matricea topită. Pentru a evita astfel de situații, amestecul matrice lichidă-inserție solidă trebuie amestecat continuu, ceea ce riscă de a accentua reacțiile chimice posibile între componente. Pe de altă parte, solidificarea matricei se realizează prin creșterea dendritelor care împing inserțiile (mai ales cele sub formă de particule sau fibre scurte) în lichidul interdendritic, iar la finalizarea solidificării aceste inserții nu vor avea o distribuție omogenă în MCM (figura I.5,a). Pentru evitarea acestor segregării s-a conceput tehnica de *turnare reologică* prin care se lasă matricea să se răcească până la o temperatură situată la mijlocul intervalului său de solidificare, situație în care amestecarea matricei solid-lichid continuând inserțiile solide, determină ruperea dendritelor în formare și dispersarea mai omogenă a inserției. Acest amestec sub formă de pastă se toarnă în formă (fie gravitațional, fie sub presiune) MCM-ul obținut având o distribuție mai omogenă a inserției și o structură dendritică mai fină.

În cazul lingourilor obținute prin turnare tradițională se pot utiliza ulterior laminarea sau extrudarea la cald pentru ameliorarea sau formarea dirijată a structurii. Dar, în acest mod, inserțiile au tendința de a se alinia la direcția de curgere plastică a matricei ductile, conferind MCM-ului o anumită anizotropie (figura I.5,b).

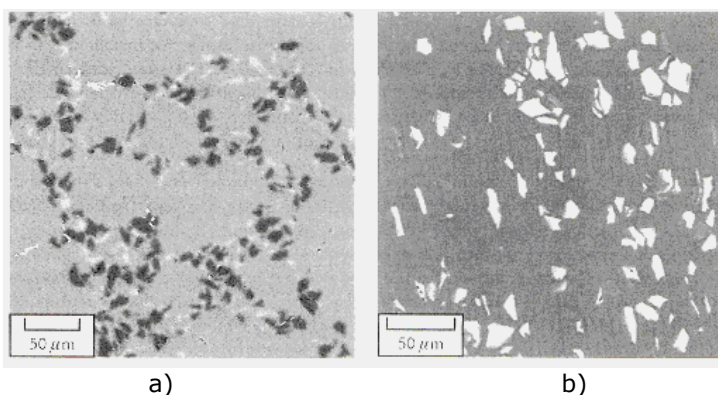


Fig.I.5 MCM obținut prin turnare cu matrice de Al

- a) matrice din Al356.0 ranforsat cu particule de SiC; se remarcă segregarea interdendritică a particulelor
- b) matrice din Al 6061 ranforsat cu particule de Al_2O_3 ; extrudarea a condus la o anumită dirijare direcțională a particulelor

- **Procedee în stare solidă**

La îmbinarea metalelor de același tip sau de tipuri diferite se poate utiliza fenomenul de **difuzie în stare solidă**. Suprafețele metalice perfect curățate și păstrate în contact la temperaturi suficient de ridicate pentru a permite trecerea atomilor de la un corp la altul, vor ajunge să se îmbine datorită difuziei atomilor de metal din straturile superficiale. Procedeele este aplicabil unei game largi de metale existând control total asupra orientării fibrelor și stabilirii fracției volumice. El prezintă însă dezavantajele unei durate relativ lungi al procesului, al unui cost ridicat al operațiilor de pregătire corespunzătoare a suprafețelor și de menținere a ansamblului la temperatura necesară difuziei, precum și al obținerii unor piese relativ simple și de dimensiuni reduse.

MCM se pot obține și prin **deformarea** (matrițare, extrudare, laminare) unui material bifazic ductil. Cele două faze se deformează simultan, faza minoră alungindu-se și ajungând sub formă de fibre discontinue în interiorul fazei principale. Proprietățile compozitelor formate prin deformare depind de caracteristicile materialului de la care s-a inițiat procesul și care, uzual, este un lingou din material bifazic obținut prin turnare. Aceste fibre se ordonează după direcția de deformare în cazul în care blocul de compozit este presat sau trecut prin valțuri.

Domeniul acestor compozite este strict limitat la materialele la care ambele faze sunt ductile și prezintă prin deformare stări similare de tensiuni care să producă deformații simultane. Tratamentele termice intermediare și/sau consecutive deformării sunt utilizate pentru formarea corectă a fazelor, asigurarea legăturilor între grăunți, dispunerea cristalografică corectă a oxizilor și a altor incluziuni, etc. Producerea benzilor întărite cu un singur strat de fibre, se poate realiza prin laminare. Fibrele plasate între două folii din materialul matricei sunt conduse continuu printre valțuri, fiind astfel fixate în urma deformării plastice a matricei. Imediat după deformare, între fibre și folie se fixează legăturile fie prin trecerea printre alte două valțuri calde, fie printr-o scurtă topire locală realizată cu fascicul laser sau fascicul de electroni. Pentru asigurarea fixării între fibre și matrice se mai folosește o metodă asemănătoare, prin care pe o folie din materialul matricei se realizează niște șanțuri ca urmare a trecerii prin valțuri profilate special. În aceste

șanțuri se așează fibrele și deasupra se plasează o nouă folie din materialul matricei, ansamblul laminându-se prin una sau mai multe perechi de valțuri [91], [61].

Metodele metalurgiei pulberilor incluzând presarea la rece și sinterizarea, pot fi de asemenea utilizate pentru obținerea matricei la MCM. Pentru inserții se pot utiliza fie pulberi, fie whiskers-uri, materialele matricei și inserțiilor fiind amestecate pentru a se obține o distribuție uniformă a inserțiilor. Faza de amestecare este urmată de o presare la rece pentru a se obține prefabricatul cu un grad de compactitate de aproximativ 80% și care poate fi ușor prelucrat. Prefabricatul este închis într-un recipient etanș unde i se aplică o degazare pentru a îndepărta orice urme de impurități de la suprafața particulelor. Urmează faza finală ce constă dintr-o presare izostatică la cald pentru a se obține compozitul compact. Temperatura de presare poate fi inferioară sau superioară temperaturii solidus a aliajului matricei. Dacă se dorește obținerea unui compozit cu inserții din fibre continue, mănunchiul de fibre se introduce în matricea aflată sub formă de pulbere uscată, după care ansamblul se presează izostatic la cald. Uneori, materialul matricei se amestecă cu whiskers-uri scurte, cu bucăți de fibre sau cu particule, astfel ca prin presare să se obțină un MCM cu orientare dezordonată a inserțiilor. Acest material poate fi parțial orientat prin deformare mecanică la cald. Presarea la rece și sinterizarea nu se recomandă în aceste cazuri deoarece presiunile foarte ridicate necesare presării pulberilor la densitatea impusă unui material utilizabil pot determina ruperea fibrelor sau pot degrada materialul inserțiilor.

Metode de obținere a MCM care înglobează **deformarea și utilizarea unor pulberi** se pot materializa prin realizarea unor tuburi din materialul matricei în care materialul de fibră se introduce sub formă de pulbere. Tuburile se închid la ambele capete și apoi se presează puternic prin tragere, vâlțuire sau forjare obținându-se table subțiri. Mai multe astfel de table sunt puse împreună într-un înveliș și din nou supuse la o puternică deformare la cald sau la rece.

Se mai poate aplica procedeul de **extrudare simultană** (coextrudare) limitat însă la combinații de materiale cu ductilitate suficientă și comparabilă. Această metodă foarte economică a fost folosită până în prezent aproape exclusiv la producerea compozitelor metalice din Ag-Cu respectiv, Al-Cu. Rezultă un material la care învelișul este realizat din material de matrice, iar miezul din material de fibră. Un alt procedeu de obținere a MCM în stare solidă constă în introducerea unor sârme în interiorul unui tub și deformarea ansamblului prin tragere (vâlțuire, forjare etc.). Prin recoaceri corespunzător alese între etapele deformării, se realizează o foarte bună coeziune între elementele de matrice, cât și între matrice și sârme. Prin scăderea puternică a secțiunii în timpul tragerii se produce subțierea sârmelor din miez, care se ordonează sub formă regulată. Pentru realizarea de diametre de fibre cât mai reduse, procedeul de înmănunchere urmat de deformare se poate repeta de mai multe ori, obținându-se diametre de fibre de până la 500 Å [81], [148].

- **Procedee de depunere**

Obținerea MCM prin depunere presupune într-o etapă inițială acoperirea inserțiilor cu o peliculă din materialul matricei, urmată de o împachetare în vederea obținerii corpului de formă dorită. Aceste procedee au avantajul că stratul de acoperire care se formează pe fibre înainte de compactare se poate realiza prin depuneri succesive și controlate ce vor asigura compatibilitate perfectă între materialele inserțiilor și al matricei. De asemenea inserțiile pot fi foarte subțiri, iar materialul se depune chiar în straturi extrem de fine conducând la obținerea unor benzi monostrat de MCM de grosime foarte redusă, ceea ce este practic imposibil prin alte tehnologii.

Există mai multe procedee de depunere, dar cele care se aplică frecvent la MCM din aliaje de Al sunt: acoperirea prin imersie (înmuiera), acoperirea galvanică, depunerea cu jet de particule (pulverizarea) și depunerea de vapori.

Acoperirea prin imersie este similară înmuierii inserțiilor într-o baie de metal lichid, ca procedeu alternativ turnării, numai că mănunchiul de fibre este trecut în mod continuu prin baia de topitură sau pasta ce reprezintă materialul de acoperire. Trecerea se realizează în mai multe etape și poate fi practică cu materiale de acoperire de compoziții diferite. Această metodă nu poate fi utilizată când matricea și inserția reacționează chimic între ele. Pe de altă parte aderența între cele două componente trebuie să fie corespunzătoare, situație care se poate îmbunătăți dacă se acoperă inserția cu materiale compatibile cu cel al matricei, din acest punct de vedere. Astfel, dacă se realizează un MCM cu matrice din aliaj de Al (Al-12% Si) în care se urmărește introducerea de fibre de carbon, placarea preliminară a acestora cu Ni va crește aderența între matrice și inserție.

Acoperirea galvanică realizează stratul de învelire a inserțiilor prin depunere în baie electrochimică cu soluție ce conține ioni din materialul dorit. Sârmele sunt strânse într-o mandrină care servește drept catod și sunt plasate în baia în care materialul matricei este anodul. Metoda are avantajul că se lucrează la temperatura mediului ambiant și nu pot apărea distrugerile ale fibrelor. Se pot însă obține depuneri neregulate, porțiuni de fibre neacoperite, ceea ce evident se reflectă în calitatea MCM-ului obținut.

Depunerea cu jet de particule constă în plasarea fibrelor în textura dorită pentru inserție și suflarea unui jet de metal de matrice peste acest strat de fibre. Sursa termică pentru topirea materialului matricei poate fi arcul electric, jetul de plasmă, laserii, explozia etc. [40], [47], [12], [85], [57], [58], [77], [118], [94], [89], [149], [148], [167].

- **Procedee „in situ”**

Prin aceste procedee se produc inserțiile într-un material deja existent [57], [58], [77], [100]. Avantajul metodei constă în faptul că se evită producerea separată a fibrelor, care presupune costuri suplimentare. Prin aceste procedee însă nu se pot realiza orice combinații fibră-matrice. Astfel, o structură bifazică deliberat aleasă pentru a conține o fază cu modul de elasticitate și rezistență mecanică la cald de valori ridicate și o a doua fază, ductilă și rezistentă la oxidare, se poate realiza prin prelucrarea la rece prin deformare plastică unidirecțională. Fenomenul de alungire a grăunților în direcția deformării conduce la formarea unui veritabil compozit metalic cu fibre discontinue, dacă gradul de deformare este suficient.

O metodă mult utilizată de producere a compozitelor metalice armate cu fibre o reprezintă **solidificarea dirijată** a aliajelor eutectice [57], [58], [77], [115], [121], [145]. Această metodă permite formarea de fibre „in situ”, atât fibrele cât și matricea formându-se simultan din topitură, prin cristalizare dirijată. Condițiile pentru obținerea celor două faze sunt apropiate de cele de echilibru. Rezultă o structură cu stabilitate termică bună. Nu apar probleme legate de coeziune, modificări de echilibru fizico-chimic între matrice și fibre, așa cum apar în cazul altor metode de producere. Există însă, dezavantajul că nu se poate modifica raportul între componente. În timp ce la compozitele metalice obținute prin alte procedee se pot combina o mulțime de materiale, aliajele de acest tip sunt limitate ca număr de cupluri de materiale.

Dacă se face cristalizarea unui aliaj eutectic după o metodă clasică rezultă o structură formată dintr-un amestec al celor două faze, având formă și distribuție neregulate. Pentru a realiza o structură dirijată trebuie ca fluxul de căldură să aibă o singură direcție (ceea ce se asigură prin folosirea unei plăci de răcire).

Dirijarea reușită a solidificării unui aliaj eutectic depinde de alegerea corespunzătoare a următorilor parametri: forma și materialul de execuție a creuzetului, direcția fluxului de căldură, viteza de cristalizare, gradientul de temperatură în preajma interfeței solid-lichid și convecția în topitură.

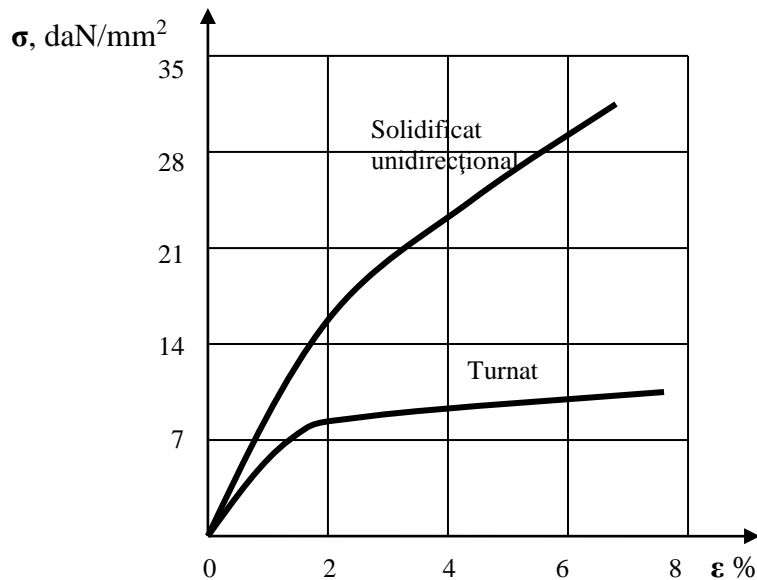


Fig. I.6 Efectul solidificării dirijate asupra rezistenței la tracțiune

Efectul durificator al fibrelor formate prin solidificare dirijată este considerabil, așa cum se observă în figura I.6, în care sunt prezentate curbele de rezistență la tracțiune pentru eutecticul Al-Al₃Ni obținut prin turnare obișnuită și respectiv, prin solidificare unidirecțională, în care caz compusul Al₃Ni crește sub formă de fibre.

Cu toate avantajele incontestabile ale metodei, eliminarea problemelor de pregătire separată a fibrelor și de încorporare a lor, solidificarea unidirecțională a eutecticelor prezintă posibilități limitate de alegere din câteva motive: faza durificatoare nu poate obține chiar caracteristicile mecanice dorite; poziția punctului eutectic în diagrama de echilibru fazic nu asigură valoarea critică pentru participarea volumică a fibrelor; la un procent ridicat al fazei durificatoare, aceasta nu se dezvoltă sub formă de fibre ci sub formă de lamele cu ramuri multiple și defecte de creștere.

În practica de obținere a materialelor compozite metalice pe bază de aliaje de aluminiu sunt larg aplicate metode combinate dintre cele prezentate mai sus. Se poate astfel exemplifica crearea mai multor MCM cu matrice din aliaje de Al aflate în baza de date a patentelor SUA:

Patent nr. 980494/19.10.1999 care se referă la o metodă de obținere a materialelor compozite cu matrice de aluminiu ranforsată cu fibre de carbon [67].

Metoda presupune în primul rând acoperirea cu nichel (prin galvanizare sau depunere cu jet de particule) pentru a asigura umectarea corespunzătoare a fibrelor la turnarea matricei. Placarea se realizează în mai multe straturi succesive, în final fibra acoperită cu nichel fiind supraplăcată cu aluminiu. Această supraplăcare se realizează tot prin galvanizare sau depunere termică cu jet de particule. Procesul se

continuă prin turnarea sub presiune a matricei de Al peste fibrele astfel pregătite și sinterizarea acestui produs prin compresie. Controlul permanent în timpul primei faze a cantității de nichel și de aluminiu pe fibra de carbon produce volumul dorit de carbon în învelișul de Ni-Al. Comprimând fibrele uniform acoperite pe direcție longitudinală, se obține un compozit nichel-aluminiu cu fibre lungi continue. Aceste fibre au o lungime medie de cel puțin 100 de ori mai mare decât diametrul mediu înainte de placare. Matricea conține între 20 și 50% participare gravimetrică a Al, iar compozitul în ansamblu conține între 15 și 70% participare volumică a fibrelor.

Patent nr. 682728/2.09.2003 care se referă la realizarea unui MCM prin îmbinarea a două materiale metalice disimilare [132]. Patentul descrie atât materialul compozit multistrat cât și echipamentul de sudare cu ultrasunete propus pentru îmbinarea tablelor stratificate. Invenția include descrierea metodei de îmbinare a straturilor de materialului utilizând o tehnica de sudare cu ultrasunete succesivă între toate perechile de straturi (superior și inferior). Se propune o combinație minimă de 3 straturi de Al și Mg, ce formează o piesă multistrat. Magneziul formează stratul din interior, conținut între cele două straturi exterioare de aluminiu ca într-un sandviș.

Patent nr. 1075287/7.02.2006 se referă la un MCM destinat unor aplicații în domeniul electronic. [164]. El este realizat din două plăci dintre care una este obținută prin expandare și prezintă o structură casetată. Coeficientul de dilatare termică al acestei plăci este de $8 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{K}$. Cea de-a doua placă este metalică compactă cu conductivitatea termică de cel puțin $200 \text{ W/m}\cdot\text{K}$. Prin laminare, casetele plăcii expandate sunt umplute cu material al plăcii compacte, astfel încât MCM rezultat are o participare volumică între 20 și 70% placă expandată. Materialul astfel conceput poate fi realizat cu minim două plăci, dar de regulă se îmbină mai multe în sistem sandvici. Astfel, sunt necesare mai multe operații de laminare prin care se umplu casetele plăcilor expandate și se realizează lipirea componentelor, până se ajunge la grosimea dorită.

Se pot astfel exemplifica o infinitate de combinații de materiale și metode care conduc la obținerea unor MCM-uri destinate unor aplicații punctuale. În prezenta teză, MCM-ul cu matrice din aluminiu și inserție din oțel destinat realizării unor carcase de protecție utilizează de asemenea o tehnologie combinată în scopul obținerii unui material ce poate fi îmbinat prin sudare prin presiune în puncte și cu ultrasunete.

I.3. Proiectarea tehnologiei de obținere prin turnare centrifugală a MCM din aluminiu armat cu fibre din oțel

I.3.1. Alegerea metodei de turnare centrifugală

MCM-ul utilizat pentru experimentări în cadrul tezei a fost turnat centrifugal într-o preformă din fibre de sticlă cu axa orizontală de rotație, obținându-se o piesă cilindrică din Silumin 3 (denumire adoptată printr-o normă internă a UCM Reșița) ranforsată cu fibre din oțel țesute sub formă de plasă. Pentru turnarea pieselor cilindrice simple se utilizează avantajos turnarea centrifugală, conform schemelor din figurile I.7 și I.8.

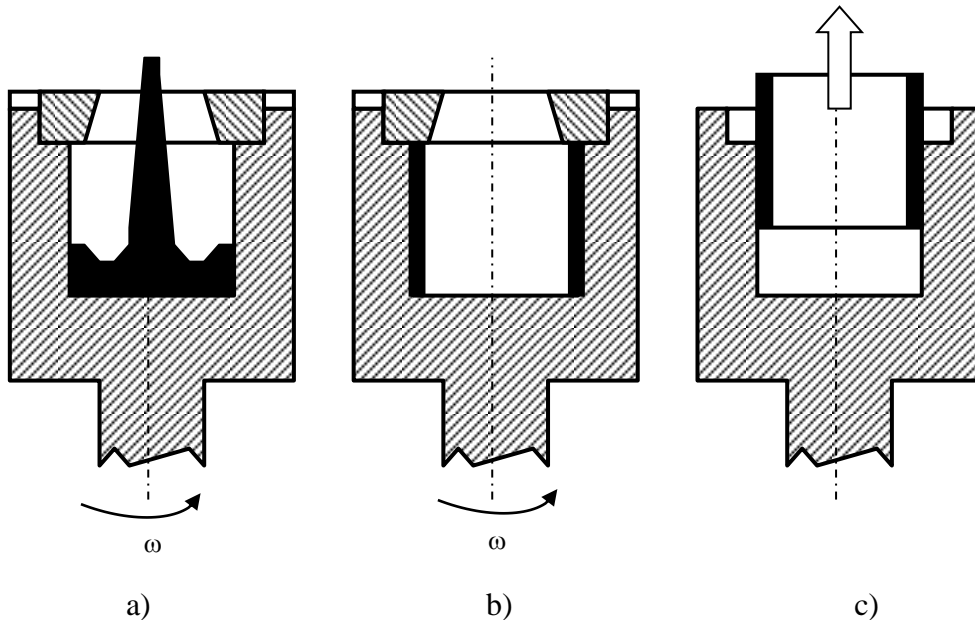


Fig. I.7. Turnarea centrifugală cu axa verticală de rotație a corpurilor cilindrice
a) turnarea aliajului lichid în forma metalică; b) solidificarea amestecului de turnare;
c) extragerea piesei turnate din formă

Câteva considerații teoretice sunt importante pentru a justifica alegerea tehnologiei de producere a MCM destinat stabilirii tehnologiilor de sudare [61], [60], [49], [65].

La turnarea centrifugală, aliajul lichid se află sub acțiunea a două forțe: forța gravitațională $G = mg$ și forța de inerție $F_C = m\omega^2 r$, unde: m - masa aliajului lichid turnat, g - accelerația gravitațională, ω - viteza unghiulară a formei metalice și r - distanța de la axa de rotație.

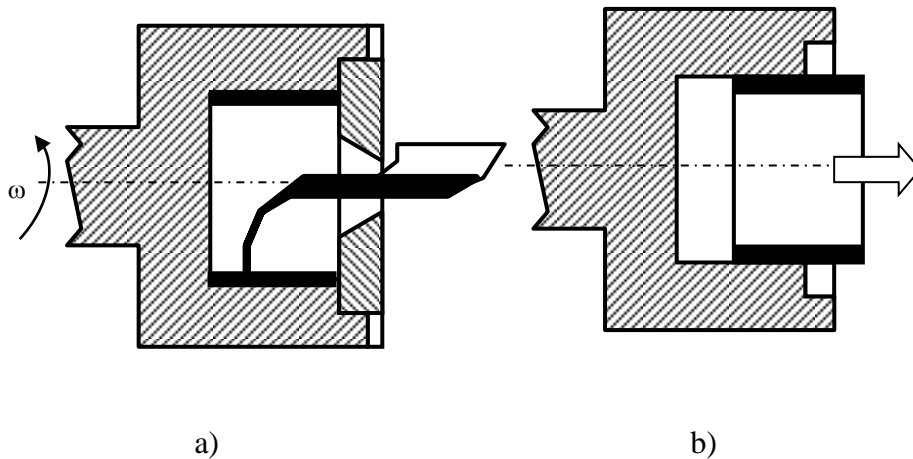


Fig. I.8. Turnarea centrifugală cu axă orizontală de rotație a corpurilor cilindrice
a) turnarea aliajului lichid în forma metalică; b) extragerea piesei turnate din formă

Schimbarea condițiilor fizice la turnarea centrifugală față de turnarea gravitațională este apreciată prin valoarea coeficientului gravitațional K , care indică de câte ori forța de inerție este mai mare decât forța de gravitație:

$$K = \frac{Fc}{G} = \frac{m\omega^2 r}{mg} = \frac{\omega^2 r}{g} \quad (\text{I.1})$$

Coeficientul K este denumit *coeficient de supraîncărcare*, pornind de la ideea că greutatea aparentă γ_a a unității de volum a unui aliaj lichid aflat în mișcare de rotație este mai mare decât greutatea specifică reală de K ori:

$$\gamma_a = K \cdot \gamma \quad (\text{I.2})$$

Suprafața liberă a aliajului centrifugat la turnarea cu axe de rotație verticală, înclinată și orizontală, este analizată în tabelul I.1.

Tabel I.1. Ecuțiile suprafeței libere ale aliajelor centrifugate

Nr. crt.	Felul turnării Elementul de analizat	Axa de rotație		
		verticală	îclinată	orizontală
1.	Model de principiu			
2.	Proiecțiile acelerațiilor pe axele de coordonate	$a_x = \omega^2 x$ $a_y = 0$ $a_z = -g$	$a_x = \omega^2 x$ $a_y = 0$ $a_z = -g \cos \alpha$	$a_x = \omega^2 x$ $a_y = \omega^2 y$ $a_z = 0$
3.	Mărimi care se neglijază	-	$g \sin \alpha$ deoarece $F_C \gg G$	Componentele gx și gy deoarece $F_C \gg G$
4.	Ecuția suprafeței libere a lichidului	$z = \frac{\omega^2 x^2}{2g} + c$	$z = \frac{\omega^2 r^2}{2g \cos \alpha}$	$x^2 + y^2 = c^2$
5.	Condiții impuse pentru determinarea constantei de integrare	$x = r \quad c = 0$ deoarece curba trece prin originea sistemului	$x = r \quad c = 0$	$x = r \quad y = 0 \quad c = r$
6.	Ecuția finală a suprafeței libere a aliajului	$z = \frac{\omega^2 x^2}{2g}$ (parabolă)	$z = \frac{\omega^2 r^2}{2g \cos \alpha}$ (parabolă)	$x^2 + y^2 = r^2$
7.	Forma spațială a suprafeței libere a lichidului în mișcare	Paraboloid de rotație în jurul axei Oz	Paraboloid de rotație în jurul axei Oz	Cilindru a cărui axă corespunde cu Oz

Înainte de începerea rotirii când $z = a$ iar $x = R$ (raza exterioară a piesei turnate) valoarea lui c , la turnarea centrifugală cu axa de rotație verticală este:

$$c = a - \frac{\omega^2 \cdot R^2}{g \cdot 4} \quad (I.3)$$

Analizând această expresie se observă că la $R = ct.$, prin mărirea turației n ($\omega = \frac{\pi n}{30}$), peste o anumită valoare se pot obține pentru c valori negative, adică există posibilitatea de a rezulta un corp cilindric gol, cu grosimi neuniforme de perete, pe verticală (figura I.9).

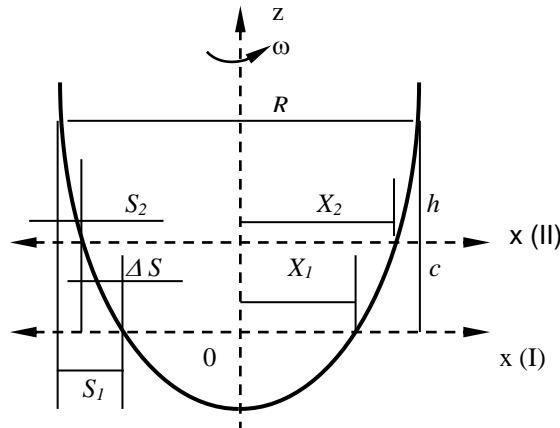


Fig. I.9. Determinarea mărimii neuniformității grosimii peretelui pieselor cilindrice turnate centrifugal cu axa de rotație verticală

Va exista o grosime medie de perete, $S_m = \frac{S_1 + S_2}{2}$, precum și o diferență maximă între cele două grosimi ΔS la partea inferioară și, respectiv, superioară:

$$\Delta S = S_1 - S_2 \quad (\text{I.4})$$

Se pot astfel determina condițiile care trebuie îndeplinite pentru ca ΔS să fie sub o anumită limită impusă.

Ecuția suprafeței libere a aliajului pentru acest caz poate fi scrisă sub forma:

$$z = \frac{\omega^2}{4g} (2x^2 - R^2) + a \quad (\text{I.5})$$

Dacă se notează:

$$X_m = \frac{X_1 + X_2}{2} \quad (\text{I.6})$$

și

$$R = X_m + S_m \quad (\text{I.7})$$

pentru cele două nivele $Z_I = 0$ și $Z_{II} = h$ (h fiind înălțimea piesei), rezultă:

$$X_1^2 = \frac{R^2}{2} - \frac{2g}{\omega^2} a \quad (\text{I.8})$$

$$X_2^2 = \frac{R^2}{2} - \frac{2g}{\omega^2} (h - a) \quad (\text{I.9})$$

Scriind diferența dintre cele două pătrate ca produsul dintre suma și diferența lor, rezultă:

$$\Delta S = \frac{g}{\omega^2} h \frac{1}{R - S_m} \quad (\text{I.10})$$

Deci, neuniformitatea de grosime a pereților ΔS va fi cu atât mai mică cu cât înălțimea piesei h este mai redusă, raza exterioară R a piesei mai mare, viteza unghiulară ω mai mare și cu cât grosimea medie de perete este mai mică [65].

În timpul turnării centrifugale cu axa orizontală, după stabilizarea mișcării, se consideră pe suprafața liberă nou formată o particulă de masă m și coordonate x și y , la distanța r față de axa de rotație a forme (figura I.10).

Punctul respectiv se găsește în echilibru sub acțiunea celor două forțe :

- $F_c = m\omega r^2$ cu componenta orizontală $F_{cx} = m\omega^2 r \sin \varphi$ și componenta verticală $F_{cy} = m\omega^2 r \cos \varphi$
- $G = mg$

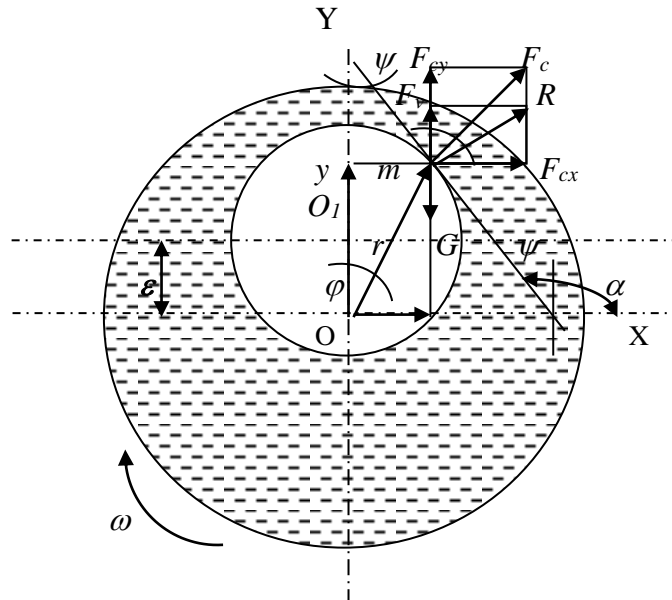


Fig. I.10. Determinarea mărimii neuniformității grosimii peretelui pieselor cilindrice turnate centrifugal cu axa de rotație orizontală

Prin adunarea proiecțiilor de sens contrar F_{Cy} și G apare o proiecție verticală $F_v = m\omega^2 r \cos \varphi - mg$ care, împreună cu proiecția F_{Cx} , vor da o rezultantă R perpendiculară pe curbă în punctul considerat. Tangenta la curbă în acest punct formează cu verticala OY unghiul ψ , iar cu orizontala OX unghiul $\alpha = 90^\circ + \psi$. Rezultă că:

$$\operatorname{tg} \psi = \frac{F_v}{F_{Cy}} = \frac{r\omega^2 \cos \varphi - g}{r\omega^2 \sin \varphi} \quad (\text{I.11})$$

și ținând seama de:

$$\frac{dy}{dx} = \operatorname{tg} \alpha = \operatorname{tg}(90 + \psi) = -\operatorname{ctg} \psi = -\frac{1}{\operatorname{tg} \psi} \quad (\text{I.12})$$

rezultă:

$$\frac{dy}{dx} = -\frac{1}{\operatorname{tg} \psi} = -\frac{r\omega^2 \sin \varphi}{r\omega^2 \cos \varphi - g} \quad (\text{I.13})$$

condiție necesară stabilizării mișcării la turnarea centrifugală cu axa orizontală de rotație.

Dar: $\sin \varphi = \frac{x}{r}$ și $\cos \varphi = \frac{y}{r}$, de unde:

$$\frac{dy}{dx} = -\frac{x\omega^2}{y\omega^2 - g} \quad (\text{I.14})$$

După integrare se obține:

$$y^2 - \frac{2gy}{\omega^2} + x^2 = C_1 \quad (\text{I.15})$$

sau:

$$\left(y - \frac{g}{\omega^2}\right)^2 + x^2 = C_2 \quad (\text{I.16})$$

care reprezintă ecuația unui cerc, cu centrul pe axa OY având ordonata $y = \frac{g}{\omega^2}$.

Suprafața liberă interioară este deci un cilindru excentric față de axa de rotație, excentricitatea ε fiind:

$$\varepsilon = \frac{g}{\omega^2} \quad (\text{I.17})$$

care la viteze unghiulare foarte mari devine foarte mică.

Daca grosimea medie a peretelui tubului sau bucsei turnate este S_m , atunci grosimea maximă de perete va fi $(S_m + \varepsilon)$, iar grosimea minimă $(S_m - \varepsilon)$; diferența de grosime ΔS va fi astfel:

$$\Delta S = (S_m + \varepsilon) - (S_m - \varepsilon) = 2\varepsilon = \frac{2g}{\omega^2} \quad (\text{I.18})$$

și este mult mai simplu de optimizat decât cea indicată de relația (I.10) care depinde de mai mulți parametri tehnologici și constructivi. Acesta este motivul pentru care materialul compozit realizat pentru experimentări s-a turnat prin centrifugare cu axă orizontală.

I.3.2. Materialele matricei și inserției

Turnarea centrifugală cu axă orizontală și avantajele utilizării acestui procedeu așa cum rezultă din paragraful precedent, au condus la obținerea unei bucse de dimensiuni limitate de capabilitățile echipamentului de turnare (lungime 240 mm, diametru exterior 120 mm, diametru interior 115 mm).

• În prealabil, **materialul matricei** (Silumin 3) a fost elaborat în cuptor cu inducție de joasă frecvență, fiind caracterizat prin (tabelul I.2):

Tabelul I.2
Compoziția chimică

Al	Si	Mn	Mg	Fe	Ti	Zn	Cu
89,6÷87%	9÷10%	0,3÷0,6%	0,2÷0,5%	0,6%	0,15%	0,10%	0,05%.

Se recomandă ca procentul de Fe să fie cât mai scăzut în aliaj pentru o structură corespunzătoare și o rezistență mecanică ridicată (Mn + Fe = max. 1,1%).

Caracteristici tehnologice:

- temperatura de turnare: 710 ... 730°C;
- temperatura de prelucrare la cald: 350 ... 450°C;
- temperatura de recoacere: 370 ... 400°C;
- temperatura de revenire: 150°C;
- temperatura începutului de recristalizare: 150°C;
- contracția la turnare: 1,7%;
- deformarea admisă: 75... 95%;
- temperatura cochiliei: 50 ... 70°C.

Caracteristici mecanice

- rezistența la rupere $R_m=230 \text{ N/mm}^2$
- duritatea HB=85
- densitatea $\rho=2,65 \text{ kg/dm}^3$
- modulul de elasticitate longitudinal $E=7,60 \cdot 10^5 \text{ daN/cm}^2$.

Materia primă utilizată pentru obținerea topiturii matricei a fost un bloc din aliaj de aluminiu turnat în blocuri marca ATSi10 (STAS 201/1), deșeuri topite din Sil 3, cu compoziția chimică prevăzută a se obține (max. 40% din cantitate), prealiajele: Al-Mn, cu 20% Mn (sau Al-Mg cu 10% Mg, sau Mg metalic STAS 10273 cu min. 99,95% Mg), și Al-Ti cu 6% Ti. Ca fondanți s-au utilizat: Coveral 1,0÷1,5% din greutatea șarjei, Flussum Al-Si, 1,5% din greutatea șarjei, fondant Hr 3 - I.C.E.M, 2% din greutatea șarjei, ca fondant de acoperire, rafinare și modificare și fondant Reșița - 2% din greutatea șarjei (fondantul preparat la Reșița este compus din: 62.5% NaCl; 25% NaF; 12.5% KCl, echivalent cu fondatul nr. 3 ICEM; acest fondant se prepară prin amestecarea la granulație normală într-un amestecător cu palete sau moară cu bile, până la omogenizarea completă timp de 15-20 min.; componentii NaCl, NaF și KCl vor fi menținuți înainte de amestecare la 105°C timp de 2 ore pentru îndepărtarea apei și aducerea la greutate constantă). Degazeificatorii utilizați au fost: azotul tehnic, Fosseco Degazer 400÷300g/100 kg lichid și Almed , 400g/100 kg lichid. Ca modificator s-a utilizat Navac în cantitate de 50g/100 kg lichid.

Topirea se execută în cuptorul electric de joasă frecvență cu căptușeală acidă care trebuie să fie perfect curat, lipsit de resturi de zgură sau aliaje de la turnările anterioare [41], [60], [98], [3], [4]. Materialele de încărcare, pregătite pentru topire trebuie să fie de asemenea curate, lipsite de oxizi, umiditate, uleiuri și calcinate la 400÷450°C.

Cuptorul se încarcă, până la aproximativ 65% din capacitate, cu calupuri de ATSi 10. Topirea metalului se produce rapid și la apariția primelor picături de metal topit, se presară aproximativ 25% din cantitatea de fondant pentru protecția topiturii. După topirea aliajului încărcat (65%), se continuă încălzirea rapidă sub strat de fondant până ce baia metalică topită ajunge la temperatura $T = 700^{\circ}\div 730^{\circ}\text{C}$. La aceasta temperatură, în scopul unei predegazări, se realizează șocul termic prin introducerea rapidă a întregii cantități de material solid în baia metalică, operație în urma căreia temperatura băii lichide scade brusc la $t = 580^{\circ}\div 600^{\circ}\text{C}$. Se încălzește baia metalică la $t = 650^{\circ}\text{C}$ și se curăță de pe suprafața sa fondantul zgurificat. Se acoperă din nou baia metalică lichidă cu cca. 25% din cantitatea de fondant.

Aliajul topit se supune operației de dublă degazare prin barbotare cu azot (un tub) și pastile de Almed și/sau Fosseco Degazer. Degazarea cu azot, constă în barbotarea băii de Cu un curent slab de azot timp de 15 minute, la o presiune de 0,3÷0,6 atm. După cca. 6 minute de la începerea barbotării cu azot se presară pe suprafața băii cca. 10% din cantitatea de fondant. În timpul degazării cu azot, temperatura băii lichide se ridică la aproximativ 740°C. După terminarea degazării baia se lasă în repaus aprox. 5 minute.

Degazarea cu Fosseco Degazer sau Almed se realizează prin introducerea treptată a pastilelor (50% din cantitatea de Degazer) în baia de metal topit cu ajutorul clopotului cu găuri. După aceasta operație se face alierea cu magneziu metalic sau cu prealiaje de AL-Mg. Magneziul metalic se introduce în baia de metal lichid învelit în tabla de aluminiu. La sfârșitul degazării, temperatura lichidului în cuptor nu trebuie să depășească 760°C.

Se deșarjează aliajul de Sil 3 în oala de turnare, unde se continuă degazarea cu restul de pastile de degazare. Se menține baia metalică în repaus timp de 5 minute, după care se curăță de zgură și se acoperă din nou cu 20% din cantitatea de fondant.

Operația următoare este modificarea aliajului topit prin introducerea treptată a capsulelor de Havac cu ajutorul clopotului cu găuri la o temperatură de

cca. 740°C. Se mențin capsulele la fundul băii metalice (în oală) până în momentul în care pe suprafața băii metalice apare o flacără roșiatică. În acest moment se începe amestecarea modificatorului în baia de metal lichid cu ajutorul clopotului până la consumarea întregii cantități din capsulele de Havac. Aliajul se lasă să se liniștească timp de 5÷10 minute, după care se ia proba de modificare. Dacă oglinda strălucitoare a probei se albăstrește după 2-5 secunde, modificarea este corect executată. Dacă, după turnarea probei, apare imediat pelicula gri-albăstrui, modificarea nu este terminată, fiind necesar un timp de așteptare, după care se repetă proba. Se curăță din nou zgura și se presară pe suprafața băii metalice, restul de fondant (cca. 30%). În momentul în care temperatura băii metalice ajunge la 700°C se curăță zgura, iar la temperatura de 710°C se poate începe turnarea centrifugală în preformă.

- **Materialul inserției** este o plasă din oțel tip S235JR (conform SR EN 10025:2004) cu următoarea compoziție chimică (tabelul I.3):

Tabelul I.3

Fe	C	Mn	Si	P	S
99,32÷98,73%	0,13÷0,22%	0,3÷0,6%	0,15÷0,35%	0,045%	0,055%

Caracteristici mecanice

- rezistența la rupere $R_m=410 \text{ N/mm}^2$
- duritatea $HB=160$
- densitatea $\rho=7,80 \text{ kg/dm}^3$
- modulul de elasticitate longitudinal $E=2,06 \cdot 10^6 \text{ daN/cm}^2$

În paralel cu elaborarea materialului matricei s-a pregătit fibra achiziționată sub formă de plasă metalică din sârmă de diametru $d=0,2 \text{ mm}$ și ochiuri patrute cu latura de $0,5 \text{ mm}$. Aceasta se curăță mecanic de impurități, după care se degresează în tricloretilenă și se usucă în curent de aer cald. Plasa este prinsă în planul de separație al preformei pentru evitarea pe cât posibil a deformațiilor.

I.3.3.Turnarea centrifugală a MCM

- **Prezentarea instalației**

Bucșele din compozit silumin 3 – plasă din sârmă de oțel nealiat au fost realizate prin turnare centrifugală cu mașina de turnare cu ax orizontal UM-150-3518-00, proiectată și executată la U.C.M.R. S.A. și care poate realiza gama de rotații: 800, 1000, 1200 și 1460 rot/min. Geometria mașinii și rotația maximă a cochilei determină următoarele dimensiuni de gabarit maxime și minime ale bucșelor turnate:

- diametrul exterior $D_e = \text{max. } 180 \text{ mm}$
- diametrul interior $D_i = \text{min } 50 \text{ mm}$
- lungimea bucșei turnate $L = \text{max } 250 \text{ mm}$
- grosimea peretelui bucșei $s = \text{min } 10 \text{ mm}$.

Mașina se compune dintr-un batiu sudat pe care sunt fixate doua lagăre cu rulmenți conici în care se rotește axul principal. Pe partea frontală a axului principal, fixat de carcasa lagărului este plasat cilindrul hidraulic, care prin intermediul tijei de extracție, a arcului și a tamponului, extrage bucșa turnată pe partea opusă. Pe același ax principal este fixată cu filet, mufa de legătură în care se plasează cochila. Aceasta se închide cu un capac rotativ, care prin intermediul culisei și a coloanelor se deplasează cu ajutorul cilindrilor hidraulici în vederea închiderii sau deschiderii sale. Axul mașinii, împreună cu cochila, este antrenat de un motor electric de 7,5 kW prin intermediul a două curele

trapezoidale, iar sistemul hidraulic este pus în funcțiune de un grup hidraulic. Cochila se rotește într-o cameră de turnare și este răcită cu dușul.

Pentru turnarea propriu-zisă a bușelor se acționează motorul pompei hidraulice apoi prin apăsarea în jos a manetei din dreapta, se închide capacul rotativ. După închidere, maneta sare automat în poziția inițială, pompa lucrând în regim de joasă presiune. Se acționează în continuare motorul mașinii și, în timp ce cochila se învârteste, se toarnă cu o lingură cantitatea de aliaj dinainte stabilită, prin jghebul de turnare. După turnarea cantității necesare de aliaj se apasă cu piciorul pe pedala ventilului de răcire, până la răcirea completă a piesei (figura 1.11).



Fig.I.11. Aspect frontal al instalației de turnare centrifugală cu ax orizontal

Pentru extragerea bușei din cochilă, se deschide mai întâi capacul rotativ prin ridicarea manetei în sens invers, motorul grupului hidraulic fiind în funcțiune. Când capacul a ajuns la capătul cursei, se acționează maneta din stânga, care prin intermediul tamponului extrage bușca din cochila. Bușca cade pe un plan înclinat și se rostogolește în afara zonei mașinii (figura I.12).



Fig. I.12. Aspecte din timpul aplicării tehnologiei de turnare
Viteza de rotație a cochilei în timpul turnării se determină după una din relațiile [114], [117]:

$$- n_p = \frac{C}{\sqrt{r}} \text{ [rot/min]} \quad (\text{I.19})$$

unde: n_p este turația cochilei, C un coeficient a cărui valoare este funcție de tipul aliajului fiind $C = 2250$ pentru aliajele din aluminiu, r este raza interioară a bușei turnate, care la mașina utilizată este $r = 10$ cm.

Rezultă, cu această relație $n_p = \frac{2250}{\sqrt{10}} = 711,5$ [rot/min].

$$- n_p = \frac{5520}{\sqrt{\gamma \cdot r}} \text{ [rot/min]} \quad (\text{I.20})$$

unde: γ este greutatea specifică a aliajului turnat ($\gamma = 2,65$ kg/dm³), iar r este raza interioară a bușei turnate, care la mașina utilizată este $r = 10$ cm.

Rezultă, cu această relație: $n_p = \frac{5520}{\sqrt{2,65 \cdot 10}} = 1072$ [rot/min].

$$- n_p = 300 \sqrt{\frac{K}{r}} \text{ [rot/min]} \quad (\text{I.21})$$

unde: $K = 0,95$ pentru aliajele de aluminiu, iar r este raza interioară a bușei turnate, care la mașina utilizată este $r = 10$ cm.

Rezultă, cu această relație: $n_p = 300 \sqrt{\frac{95}{10}} = 924$ [rot/min].

La orice turnare se admite o toleranță de $\pm 20\%$ față de valoarea determinată prin calcul. În plus, la o turație mică, bușele turnate rezultă cu denivelări importante pe suprafețele interioare (conform relației I.18), prezentând și defecte de tip incluziuni nemetalice (zgură). La o turație prea mare, pot să apară crăpături, aderențe sau segregării în bușele turnate, iar la depășiri exagerate ale turației, metalul topit poate chiar deversa din cochilă. Pe baza acestor considerente, ținând seama de valorile orientative obținute din relațiile (I.19), (I.20) și (I.21), precum și de treptele de turație ale mașinii **se alege**, pentru turnarea MCM Si3-plasa de oțel, turația $n_p = 800$ rot/min.

- **Condiții de umectare și temperatura de preîncălzire a inserției**

Condițiile de umectare rezultă din compararea valorilor tensiunii superficiale care sunt dependente atât de temperatura aliajului cât și de compoziția sa [41], [98]; astfel:

- la temperatura de turnare a aluminiului (700°C):

$$\sigma_{(Al)_{700}} = 0,858 \text{ N/m}, \quad \sigma_{(Al-Mg)_{700}} = 0,830 \text{ N/m} \text{ și}$$

$$\sigma_{(S235JR)_{700}} = 0,806 \text{ N/m};$$

- la temperatura de topire a aluminiului (658°C):

$$\sigma_{(Al)_{658}} = 0,866 N / m, \quad \sigma_{(Al-Mg)_{658}} = 0,841 N / m \quad \text{și}$$

$$\sigma_{(S235JR)_{658}} = 0,818 N / m.$$

Cunoscând că unghiul de contact dintre Sil 3 și S235JR este $\theta = 110^\circ$, tensiunea interfațială dintre cele două componente se compară cu relația de definire a gradului de umectare:

$$\sigma_{(S235JR)_{(Al-Mg)_{658}}} = \sigma_{(S235JR)_{658}} - \sigma_{(Al-Mg)_{658}} \cdot \cos 110^\circ = 0,534 N / m \quad (I.22)$$

$$w_a = \sigma_{(Al-Mg)_{700}} + \sigma_{(S235JR)_{658}} - \sigma_{(S235JR)_{(Al-Mg)_{658}}} = 1,114 N / m \quad (I.23)$$

Deoarece $w_a > \sigma_{(Al-Mg)_{658}}$, rezultă că umectarea nu se va produce.

Pentru îmbunătățirea condițiilor de umectare, și deci pentru obținerea unui MCM de calitate superioară din cele două componente, se va acoperi sârma din oțel cu nichel sau cupru, operație prin care se va micșora unghiul de contact la 60° , respectiv 76° . Pentru MCM-ul executat în cadrul tezei, inserția din plasa de oțel a fost cuprată prin galvanizare, după o succesiune de operații care a constat din: predegresare, degresare și decapare, cuprare alcalină cianurică, cuprare acidă cu sulfat și, în final, pasivarea stratului depus.

- **Predegresarea** s-a executat prin spălare normală cu diluanți sau solvenți organici pentru înlăturarea grosieră a grăsimilor și nu numai (alte impurități în afară de grăsimi). Soluțiile de predegresare utilizate, la temperatura mediului ambiant, au fost acetona și tricloretilena.

- **Degresarea** a completat procesul de predegresare și s-a executat într-o soluție formată din: hidroxid de Na (40...60 g/l) - carbonat de Na (10...20 g/l) - fosfat trisodic (10...15 g/l) la o temperatură de 75...85°C, timp de 15...45 min.

- **Decaparea** este un proces chimic sau electrochimic prin care se realizează îndepărtarea straturilor de coroziune de pe suprafețele metalice care se formează datorită reacțiilor chimice și electrochimice care se produc la interfața metal - mediu ambiant. Soluția de decapare a fibrei de armare din plasă sârmă de 0.2 mm a fost formată din acid clorhidric concentrație 50%, operația producându-se la temperatura mediului ambiant (18 - 15°C), timp de 5...30 min.

- **Cuprarea** s-a realizat prin depunerea de straturi de Cu cu grosimea medie 10...40 μm pentru protecție temporară contra coroziunii precum și pentru aderența fibrei de armare. Cuprarea fibrei de armare se face în 2 etape: în electrolit acid cu sulfat și în electrolit alcalin cianuric.

Cuprarea în electrolit acid cu sulfat a utilizat sulfatul de cupru ca sursă de ioni și acidul sulfuric care contribuie la creșterea conductibilității electrolitului împiedicând totodată hidroliza sulfatului de cupru. Electrolitul a fost format din: sulfat de cupru 200g/l - acid sulfuric 50 g/l - benzotiazol 3...5 g/l, procesul având loc la temperatura mediului ambiant (18...25°C), la o densitate de curent de 2..5 A / dm^2 , un timp de imersie a inserției de 30...60 min, obținându-se o grosime a stratului depus de 15...30 μm.

Cuprarea în electrolit alcalin cianuric a utilizat ca electrolit complexul obținut din reacția cianurii de cupru (sursa de ioni de Cu) cu cianura de sodiu sau potasiu. Electrolitul a fost format din: cianură de cupru (50...70g/l) - cianură de sodiu (70...90 g/l), cianură de sodiu liberă (10...15 g/l) - fosfat disodic (10...15 g/l) -

sulfocianură de potasiu (9...15 g/l). Depunerea s-a realizat la temperatura de 40...50 °C, densitatea de curent 2...3 A/dm², cu agitare catodică și filtrare periodică, cu inversarea polarității (timp catodic/timp anodic = 40), timpul de imersie fiind 7...10 min, obținându-se o grosime a stratului depus de 3...10 μm.

- **Pasivarea** fibrei de armare s-a efectuat într-o soluție de: anhidridă cromică 200 g/l - acid sulfuric 3..4 g/l, la o temperatură de 18...25 °C, timpul de imersie fiind de max. 1 min.

Pentru realizarea unei bune legături între matrice și fibre este necesară și preîncălzirea fibrelor la o temperatură determinată atât de o serie de parametri fizico-chimici ai materialelor componente cât și de caracteristicile urmărite pentru MCM [44]:

$$T_{fcr} \geq T_{cr} = T_t - \frac{(1 - \gamma_r) \rho_m L_m F_{cr}}{\gamma_r \rho_f c_f} \quad (I.24)$$

unde:

$T_t = 658$ °C este temperatura de topire a materialului matricei

$\gamma_r = 0,5$ reprezintă fracția de împachetare aleasă de producător

$\gamma_m = 2,65$ g/cm³ reprezintă densitatea matricei

$\lambda_m = 389$ J/g este caldura latentă de solidificare a matricei

$F_{cr} = 0,5; 0,6; 0,7$ reprezintă valori posibile pentru fracția critică volumică de topitură

$\rho_f = 2,54$ g/cm³ reprezintă densitatea fibrelor

$c_f = 5,2$ J/g °C este caldura specifică a fibrelor.

Rezultă, pentru cele trei valori ale fracției volumice de topitură, valori ale temperaturii de preîncălzire a inserției de: 619°C, 611°C și respectiv, 603°C, neexistând deci, diferențe semnificative între ele.

I.3.4. Prescripții tehnologice suplimentare

Sunt impuse de necesitatea obținerii unui material de calitate dorită în condițiile existente pentru producerea lui. Acestea se referă la:

- **Determinarea debitului de apă** se stabilește ținând seama de tipul aliajului, prin încercări succesive, analizând de fiecare dată structura metalografică, segregările și unele caracteristici mecanice pe probe prelevate din piesele turnate.

- **Determinarea tipului de turnare** care exprimă de regulă viteza de turnare, cu importanță hotărâtoare în reușita asigurării calității pieselor turnate; pentru bușele realizate în teză, viteza de turnare s-a ales între 0,3 - 1 kg aliaj/s. O viteză de turnare prea mică duce la formarea de înfășurări în bușe, stropi reci, incluziuni nemetalice, goluri, etc. O viteză de turnare prea mare poate duce la formarea de segregări în bușele cu grosimi de pereți de 20 mm (ceea ce nu este cazul la materialul turnat pentru exeperimentări).

- **Determinarea timpului de răcire** care s-a realizat prin turnări de probă pentru fiecare tip de bușă în parte, astfel ca temperatura bușei turnate după întreruperea apei de răcire să nu depășească 200°C. Pornirea apei de răcire se face în momentul terminării turnării.

- **Vopsirea refractară și pregătirea cochilei** sunt operații esențiale pentru obținerea unor piese turnate de calitate. Pentru preîntâmpinarea distrugerii premature a

cochilei și pentru obținerea unor piese de calitate, lipsite de sufluri și defecte de suprafață, precum și pentru extragerea ușoară a pieselor turnate din cochilă, se cere o pregătire judicioasă a suprafeței active a cochilei care constă din curățirea suprafeței de lucru de vopsea veche, stropii, oxizii și zgura rezultate din turnările anterioare cu mijloace mecanice, apoi prin suflare cu aer comprimat. După curățirea cochilei aceasta se preîncălzește la 150 - 200 °C cu flacăra de gaz metan sau printr-o turnare de probă. Pe cochila astfel curățată și încălzită, se depune, prin pulverizare, un strat uniform de vopsea refractară cu grosimea de aproximativ 0,5 mm. Depunerea unui strat mai gros de vopsea împiedică răcirea piesei turnate. La turnarea centrifugală a pieselor utilizate în teză, vopseaua refractară a avut compoziția: praf de alumină (Al_2O_3) - 180g, argilă refractară - 60 g, silicat de sodiu tip SB - 70 cm^3 și apă - completare până la 1000 cm^3 . Cochila astfel preparată este pregătită pentru turnare. Pentru evitarea lipirii metalului de tamponul extractor, sau capac, acestea au fost vopsite cu vopsea de turnătorie.

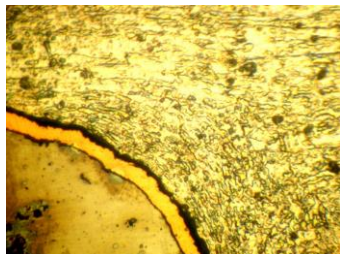
- **Stabilirea adaosului de prelucrare** care urmărește extragerea ușoară a bușei din cochila aceasta prevede executarea acesteia cu o conicitate de 1° pe diametru, ceea ce constituie adaos tehnologic și care se adaugă adaosului de prelucrare (stabilit conform SR EN ISO 8062/1995). Mărimea neuniformității grosimii peretelui bușei turnate centrifugal se determină cu relația (I.18).

- **Pregătirea jghiabului de turnare** se realizează în paralel cu pregătirea cochilei în vederea evitării atât adistrugerii premature a acestuia cât și a răcirii metalului topit în timpul scurgerii din jghiab în piesă. După turnare, jghiabul se curăță de resturile de metal, zgură și vopsea rămasă de la turnările anterioare, apoi se depune prin pensulare un strat de vopsea de grafit cu următoarea compoziție: grafit 30%, silicat de sodiu tip SB 6% și apă 64%. După vopsirea jghiabului, acesta se usucă și se preîncălzește cu flacăra la 200 - 250°C.

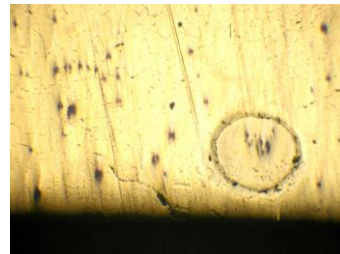
După epuizarea operațiilor suplimentare, pe suprafața interioară a cochilei pregătită pentru turnare se plasează plasa din sârma de oțel, care constituie inserția, după care se realizează turnarea propriu-zisă prin descărcarea din cuptor a oalei de turnare special dimensionată pentru piesa care urmează a fi turnată.

I.3.5. Laminarea MCM-ului turnat

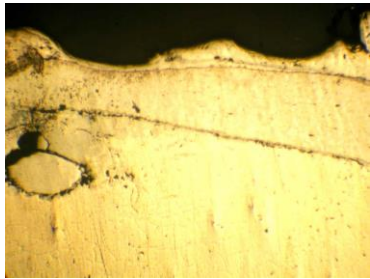
Probele din MCM Si13-S235JR au avut o grosime de 4 mm, iar inserția din plasă de sârmă a fost plasată la mijlocul probei. Laminarea s-a realizat prin mai multe treceri obținându-se în final grosimi de tabla de 0,3 - 0,5 - 1 - 2,5 - 3 mm, corespunzând la valori ale reducerii absolute de 3,7 - 3,5 - 3 - 1,5 - 1 mm, respectiv reduceri relative de 92,5 - 87,5 - 75 - 37,5 - 25 % (exemple în figurile: I.12,a, I.12,b, I.12,c și I.12,d).



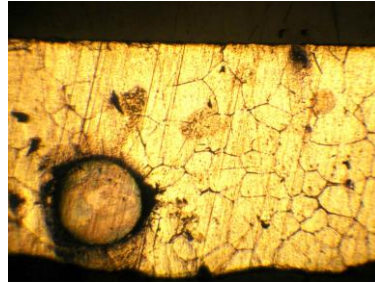
a) grosime 0,5 mm, x500, atacat



b) grosime 1 mm, x100, neatacat



c) grosime 2,5 mm, x100, neatat



d) grosime 3 mm, x100, atacat

Fig.I.12 Exemple de microstructuri ale tablelor din MCM Si13-S235JR cuprat realizate în cadrul tezei

Înainte de laminare piesa a fost curățată mecanic în vederea eliminării aderențelor și a nisipului, iar anumite incluziuni de suprafață au fost îndepărtate prin crăițuire evitându-se distrugerea și/sau dizlocarea fibrelor. S-a efectuat de asemenea o decapare a semifabricatului turnat în soluție de NaOH.



Fig.I.13. Laminorul de tablă la care s-a realizat MCM-ul de diferite grosimi

Laminarea s-a executat la rece într-un laminor reversibil (din dotarea Universității "Eftimie Murgu" din Reșița) cu următoarele caracteristici: diametrul cilindrilor - 60mm, lungimea tăbliei - 1100 mm, distanța dintre șuruburile de presiune - 140mm, puterea motorului de acționare a căii cu role și a motorului de acționare a cilindrilor - 2.5 kW, turația - 1500 rot/min, lățimea maximă a tablei laminate - 100 mm (figura I.13).

I.4. Concluzii

Inlocuirea posibilă a materialelor clasice cu cele compozite este din ce în ce mai răspândită și se întâlnește în domenii dintre cele mai variate: mecanica fină, domeniul electromenajer, industria jucăriilor, industria de mobile, echipamente de sport, industria automobilelor, diverse tipuri de țevi, etc. Dintre acestea, materialele compozite cu matrice metalică au ca domenii de utilizare preferențială sectorul transporturi și cel al industriei electronice, dezvoltarea prognozată fiind importantă la finele acestui deceniu al secolului XXI.

Din cauza densității lor reduse și a proprietăților mecanice cuprinse într-un spectru larg, datorită plasticității lor ridicate, posibilităților extinse de prelucrare mecanică, sudabilității ridicate, rezistenței înalte la coroziune, MCM-urile cu matrice din aliaje de Al se utilizează pe scară largă, folosind fie aluminiul tehnic, fie aliajele Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu și Al-Li. Oricare dintre aliajele menționate folosite ca matrice conține în general peste 92% Al.

Pentru producerea MCM cu matrice din aliaje de Al se pot utiliza tehnici obișnuite de procesare a metalelor în stare lichidă sau solidă. Multe dintre acestea permit încorporarea in-situ a inserțiilor. În acest capitol se face o scurtă trecere în revistă a acestor procedee de producere. Pentru a scoate în evidență preocupările pe plan mondial pentru obținerea a noi materiale compozite cu matrice metalică destinate unor aplicații dintre cele mai diverse sunt prezentate și 3 patente înregistrate în SUA ce se referă atât la compoziția MCM cât și la tehnologia de obținere.

Cea mai consistentă parte a capitolului I al tezei este dedicată conceperii MCM utilizat în cadrul părților experimentale ale tezei și elaborării tehnologiei sale de producere. Se prezintă atât modul de obținere al materialului matricei, cu toate amănunțele necesare unei elaborări corecte, cât și pregătirea materialului pentru inserție.

Se face apoi o prezentare teoretică a celor trei tipuri distincte de turnare centrifugală (cu ax vertical, orizontal și înclinat) calculându-se anumite mărimi geometrice caracteristice semifabricatului rezultat prin aplicarea procedeeelor respective. Autorul tezei opinează în favoarea utilizării turnării centrifugale cu ax orizontal datorită posibilității mai eficiente de control a grosimii peretelui semifabricatului MCM turnat prin acest procedeu. Această parte originală a capitolului I, care reprezintă 50% din extinderea sa, tratează și importanța preîncălzirii inserției și modul în care, prin acoperiri corespunzătoare ale acesteia, se poate influența pozitiv factorul de umectare la turnarea matricei peste inserția solidă.

Finalul capitolului prezintă tehnologia de obținere a laminatului SiI3-S235JR din bușele turnate centrifugal. Aceste table laminate din MCM se vor utiliza pentru stabilirea tehnologiilor de sudare, ce constituie obiectul principal al tezei.

II. CARACTERISTICI SI PROPRIETATI ALE MCM

II.1. Generalități

Tehnologiile moderne impun utilizarea unor materiale ale căror proprietăți mecanice să fie ridicate, dar care să aibă densități reduse, astfel ca sarcinile autoproduse să fie cât mai reduse. S-a recurs astfel la materiale ale căror proprietăți specifice (raportul între proprietatea respectivă și densitatea materialului) să aibă valori cât mai ridicate. În tabelul II.1 sunt indicate rigiditățile specifice ale unor materiale. Se observă că, rigiditățile specifice ale metalelor sunt apropiate și că cele ale maselor plastice sunt scăzute, ca excepții Be și B,, deși densitățile acestora nu au valori ridicate. Combinând astfel diferite materiale, se pot obține compozite care să reunească doar proprietăți dorite [6], [7], [15].

Tabelul II.1 Rigidități specifice ale unor materiale

Material	Densitate ρ (kg/dm³)	Modulul lui Young E (GPa)	Rigiditate specifică E/ρ
Aluminiu	2,7	71	26,3
Bor	2,63	400	152
Beriliu	1,8	315	175
Magneziu	1,74	42	24,1
Titan	4,51	120	26,6
Oțel	7,8	210	26,9
Tungsten	19,3	411	21,3
Zirconiu	6,49	94	14,5
Polietilenă	0,93	0,2	0,2
Policarbonat	1,30	2,4	1,8
Polieoxid	1,30	2,4	1,8
Poliester	1,35	5	3,7
Al ₂ O ₃	4,0	500	125
AlN	3,3	350	106
SiC	3,2	700	218,8
Si ₃ N ₄	3,1	380	122,6
BeO	3,0	357	119
Bois (pin)	0,39	13	33,3

Când se concepe un MCM, în care matricea și inserțiile pot reacționa chimic în timpul elaborării sau a unor tratamente termo-chimice ulterioare, este absolut necesar să existe certitudinea că aceste reacții nu conduc la formarea de compuși fragili la interfața matrice-fibre, ceea ce ar determina degradarea proprietăților mecanice ale materialului compozit respectiv. Într-un MCM, matricea mai ductilă decât fibrele, dar cu rezistență mecanică și rigiditate inferioare acestora, servește ca mijloc de transfer al solicitărilor către fibre, care sunt mai rigide și mai rezistente. În funcție de plasarea inserțiilor, există:

- *materiale compozite unidirecționale*, în care toate fibrele au aceeași orientare, de regulă pe direcția solicitării principale (figura I.1,a);
- *materiale compozite pluridirecționale*, în care fibrele sunt dispuse aleator într-un plan principal (figura I.1,b), sau sunt întrepesute în același plan (figura I.1,c) sau plasate pe direcții diferite în plane diferite (figura I.1,d).

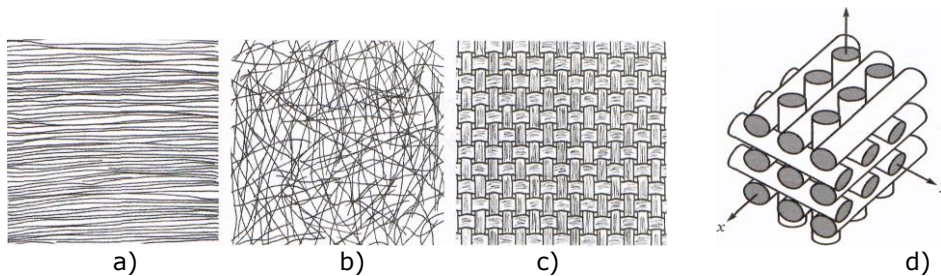


Fig. I.1 Tipuri de MCM în funcție de plasarea inserțiilor

În mod evident, dispunerea fibrelor afectează comportarea mecanică a MCM, cunoașterea mecanismului respectiv putând servi la proiectarea compozitului în funcție de aplicația căruia îi este dedicat [25], [26], [8].

II.2. Caracteristicile MCM armate cu fibre continue unidirecționale

Se consideră un MCM care conține o anumită fracție volumică V_f de fibre continue plasate paralel și uniform într-o matrice ductilă de fracție volumică V_m (figura II.2).

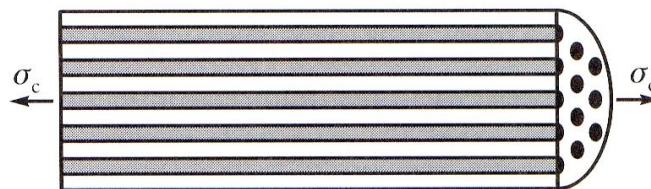


Fig. II.2. MCM armat cu fibre unidirecționale

Într-o secțiune transversală dreaptă S_c a acestui MCM, suprafețele ocupate de matrice și fibre sunt respectiv, S_m și S_f [51], [66]. Este evident că se pot exprima fracțiile volumice ale fibrelor și matricei pornind de la aceste suprafețe:

$$V_f = S_f / S_c \quad (\text{II.1})$$

și

$$V_m = (1 - V_f) = S_m / S_c \quad (\text{II.2})$$

Dacă o forță oarecare F_c acționează paralel cu direcția fibrelor asupra secțiunii S_c a compozitului, ea poate fi considerată ca o sumă de forțe ce acționează independent asupra secțiunii totale S_m a matricei și a celei a fibrelor S_f , suprapunându-și efectele:

$$F_c = F_f + F_m \quad (\text{II.3})$$

Sub efectul forței F_c , matricea, fibrele și compozitul se deformează în mod identic, pe direcția de acțiune a forței:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_m = \varepsilon_f \quad (\text{II.4})$$

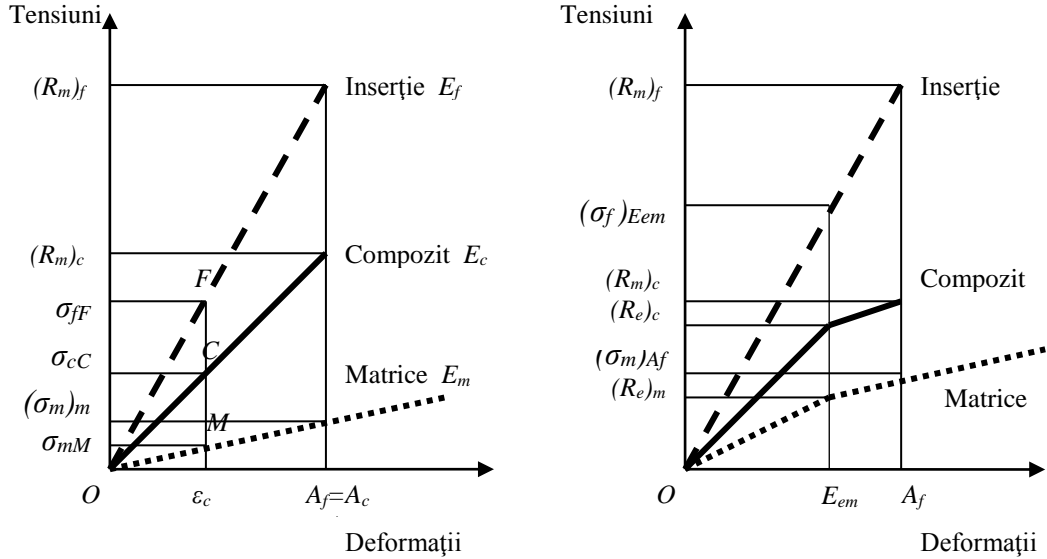
Tensiunea care apare în compozit:

$$\sigma_c = F_c / S_c = (F_f + F_m) / S_c \quad (\text{II.5})$$

poate fi exprimată prin intermediul celor produse în fibre și matrice: $\sigma_f = F_f / S_f$ și $\sigma_m = F_m / S_m$, rezultând:

$$\sigma_c = V_f \sigma_f + V_m \sigma_m = V_f \sigma_f + (1 - V_m) \sigma_m \quad (\text{II.6})$$

Această relație fundamentală este de fapt *regula amestecurilor* aplicată tensiunilor. Ea este întotdeauna verificată pentru orice deformație $\varepsilon_c = \varepsilon_f = \varepsilon_m$ impusă unui compozit, dacă se cunoaște curba de tracțiune pentru materialele matricei și fibrelor [71], [72], [75].



a) Matrice fragilă cu comportament elastic liniar

b) Matrice ductilă

 Fig. II.3. Curbele tensiune-deformație pentru un MCM cu $V_f > V_m$

Astfel, în figura II.3,a este prezentat cazul simplu, în care atât insertiile cât și matricea au un comportament pur elastic. Pentru o deformație ε_c impusă compozitului, se determină tensiunile σ_{mM} și σ_{fF} din matrice și insertie corespunzând acestei deformații. Aplicând regula mestecurilor conform relației (II.6), se obține punctul C al curbei de tracțiune a compozitului. Este suficient să se repete această procedură pentru orice altă valoare a deformației pentru a se obține curba de tracțiune a materialului respectiv [53], [66], [77].

Pentru a se obține modulul lui Young E_c al compozitului, se consideră triunghiurile $OM\varepsilon_c$, $OF\varepsilon_c$ și $OC\varepsilon_c$ din figura II.3,a, relația de definiție a acestei mărimi, precum și relația II.6:

$$E_c = \frac{C\varepsilon_c}{O\varepsilon_c} = \frac{V_f \sigma_f + (1-V_f)\sigma_m}{\varepsilon_c} = V_f \frac{\sigma_f}{\varepsilon_f} + (1-V_f) \frac{\sigma_m}{\varepsilon_m} \quad (\text{II.7})$$

adică:

$$E_c = V_f E_f + (1-V_f) E_m \quad (\text{II.8})$$

reprezentând tot regula amestecurilor, dar aplicată modulelor de elasticitate longitudinală a componentelor materialului compozit. Se observă că relația (II.8)

este identică cu cea care exprimă constanta de elasticitate a V_f arcuri de constantă elastică E_f , legate în paralel cu V_m arcuri de constantă elastică E_m .

Utilizând aceeași regulă a amestecurilor, se poate calcula rezistența la rupere $(R_m)_c$ a compozitului din figura II.3, dacă se cunoaște rezistența la rupere $(R_m)_f$ a fibrelor. Acest calcul se bazează pe observația că, în cele mai multe cazuri, alungirea la rupere A_c a compozitului este egală cu cea a inserției. Aplicarea relației (II.6) pentru egalitatea deformațiilor $A_f = A_c$ conduce la:

$$(R_m)_c = V_f (R_m)_f + (1 - V_f) (\sigma_m)_{Af} \quad (\text{II.9})$$

în care $(\sigma_m)_{Af}$ este tensiunea din matrice în momentul ruperii fibrelor. Legea lui Hooke aplicată matricei permite determinarea acestei valori, cu care rezultă rezistența la rupere la tracțiune $(R_m)_c$ a unui compozit la care atât matricea cât și inserția se comportă elastic până la ruperea celei din urmă (figura II.3,a):

$$(R_m)_c = V_f (R_m)_f + (1 - V_f) E_m A_f \quad (\text{II.10})$$

În general însă, matricea compozitelor prezintă o oarecare ductilitate și, prin solicitare, limita sa de elasticitate poate fi atinsă înainte de ruperea inserției (figura II.3,b). Într-un astfel de caz, dacă se aplică regula amestecurilor (II.6) pentru deformația $(\varepsilon_e)_m$ ce corespunde apariției plasticității în matrice, este simplu de dedus limita de elasticitate $(R_e)_c$ a compozitului dacă se ține seama de legea lui Hooke aplicată inserției:

$$(R_e)_c = V_f (\sigma_f)_{(\varepsilon_e)_m} + (1 - V_f) (R_e)_m \quad (\text{II.11})$$

adică:

$$(R_e)_c = (R_e)_m \left[1 + V_f \left(\frac{E_f}{E_m} - 1 \right) \right] \quad (\text{II.12})$$

Pentru un compozit ale cărui componente au comportamentul din figura II.3,b, rezistența sa de rupere la tracțiune $(R_m)_c$ se determină tot cu relația (II.6) pentru deformația A_f ce caracterizează alungirea la rupere a inserției. Presupunând că consolidarea matricei în regimul său plastic este liniară și caracterizată prin coeficientul de consolidare n , se poate determina pe cale geometrică tensiunea $(\sigma_m)_{Af}$ din matrice în momentul ruperii inserției. Deoarece inserția are un modul E_f superior celui al matricei E_m , relația II.7 arată că, orice mărire a fracției volumice a matricei prin diminuarea celei a fibrelor V_f va conduce la mărirea rigidității acesteia, ceea ce de fapt se urmărește atunci când se creează un nou compozit [55], [88], [106]. Se poate, de asemenea, observa că limita de elasticitate a compozitului $(R_e)_c$ este superioară celei a matricei pentru orice valoare nenulă a fracției volumice V_f a fibrelor (relația II.12).

Totuși, pentru a asigura o rezistență de rupere la tracțiune a compozitului $(R_m)_c$, satisfăcătoare pentru aplicațiile cărui material le este destinat, este necesar a se asigura o *fracție volumică critică* a inserției pentru ca să aibă $(R_m)_c$ cel puțin egală cu valoarea respectivă pentru matrice $(R_m)_m$.

În figura II.4 s-a utilizat relația (II.9) aplicată unui MCM a cărui comportare este reprezentată în figura II.3,b, în scopul reprezentării grafice a variației rezistenței de rupere la tracțiune $(R_m)_c$ în funcție de fracția volumică V_f . Rezistența la tracțiune a matricei $(R_m)_m$ fiind superioară tensiunii σ_m care se produce în matrice când inserția se rupe, se poate deduce fracția volumică critică a inserției din condiția ca MCM-ul să aibă o rezistență de rupere la tracțiune $(R_m)_c$ cel puțin egală cu cea a matricei. Rezultă, din această condiție:

$$V_f' = \frac{(R_m)_m - (\sigma_m)_{Af}}{(R_m)_f - (\sigma_m)_{Af}} \quad (\text{II.13})$$

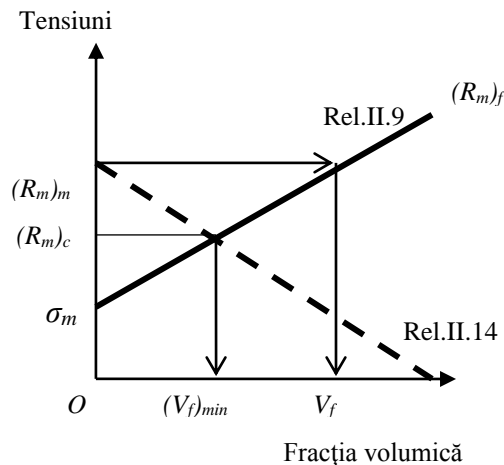


Fig.II.4. Variația rezistenței la tracțiune a unui MCM cu fibre continue în funcție de fracția volumică V_f a fibrelor

Pentru orice valoare a fracției volumice $V_f < V_f'$ MCM va avea o rezistență la tracțiune mai mică decât cea a matricei. Cu alte cuvinte, inserția are efecte benefice asupra rigidității și limitei de elasticitate a compozitului (relațiile II.8 și II.12), dar poate avea efecte negative pentru rezistența sa la tracțiune dacă $V_f < V_f'$. Într-un astfel de caz, ruperea fibrelor are drept consecință că matricea poate fi considerată ca un mediu ce conține o fracție volumică V_f de vid, deoarece, inserția fiind ruptă și ne mai transmițând solicitările, doar fracția volumică $(1-V_f)$ suportă aceste solicitări. Variația rezistenței la tracțiune a unei astfel de matrice, care conține fracția V_f de vid, este data de relația:

$$(R_m)_c = (1 - V_f)(R_m)_m \quad (\text{II.14})$$

și reprezentată în figura II.4.

Intersecția celor două drepte din figura II.4, definite de relațiile (II.9) și (II.14) permite deducerea fracției volumice minime $(V_f)_{min}$ pentru care MCM are cea mai scăzută valoare a rezistenței de tracțiune $(R_m)_c$, inferioară celei a matricei.

II.3. Influența orientării fibrelor asupra comportării mecanice a MCM

Din cauza modului în care sunt dispuși constituenții unui MCM, aceste materiale sunt puternic anizotrope. Drept consecință, proprietățile lor mecanice depind de orientarea fibrelor în raport cu direcțiile principalelor sollicitări [66], [123], [124], [158], [180].

- **Fibre orientate ortogonal**

Deoarece în cadrul tezei, MCM-ul realizat are inserțiile formate din fibre continue ortogonale, se studiază cazul limită în care sollicitarea acționează perpendicular pe fibre (figura II.5), ținând seama de faptul că în paragraful precedent s-a studiat cazul fibrelor monodirecționale sollicitate longitudinal.

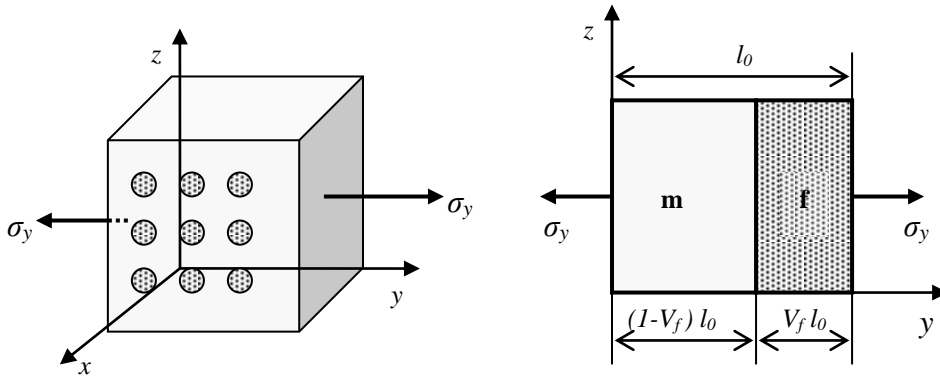


Fig.II.5 MCM cu fibre perpendiculare pe direcția de solicitare

Se consideră un cub din MCM de latură l_0 care conține un volum $V_f \cdot l_0$ de fibre grupate și respectiv un volum $(1 - V_f)l_0$ de matrice (figura II.5,b). Sollicitarea asupra zonei matricei și a inserției este aceeași, ceea ce permite modelarea situației prin două arcuri de constante elastice diferite legate în serie. Tensiunea normală σ_y , aceeași pentru cele două componente, produce o deformare Δl , care pentru volumul considerat este:

$$\Delta l = \varepsilon_f V_f l_0 + \varepsilon_m (1 - V_f) l_0 \quad (\text{II.15})$$

Alungirea ε_y care rezultă :

$$\varepsilon_y = \frac{\Delta l}{l_0} = \varepsilon_f V_f + (1 - V_f) \varepsilon_m \quad (\text{II.16})$$

relație ce reprezintă regula amestecurilor aplicată, în acest caz, deformațiilor.

Prin considerarea legii lui Hooke, se poate scrie pentru cele două componente :

$$\varepsilon_f = \frac{\sigma_y}{E_f} \text{ și } \varepsilon_m = \frac{\sigma_y}{E_m} \quad (\text{II.17})$$

iar modulul lui Young pentru direcția y al materialul compozit $(E_c)_y$ este prin definiție σ_y/ε_y . Din (II.16) și (II.17) rezultă :

$$\frac{1}{(E_c)_y} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{(1-V_f)}{E_m} \quad (\text{II.18})$$

Printr-un raționament similar se obține $(E_c)_z$ modulul lui Young al materialului compozit pe direcția z . Deoarece, în general, $E_f \gg E_m$, într-o primă aproximație se poate scrie:

$$(E_c)_y = (E_c)_z \cong \frac{E_m}{V_m} \quad (\text{II.19})$$

Dacă o tensiune tangențială τ_{xy} acționează în planul xz , pe direcția x , se obține printr-un raționament analog :

$$\frac{1}{(G_c)_{xy}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{(1-V_f)}{G_m} \quad (\text{II.20})$$

și similar pentru modulul transversal $(G_c)_{xz}$ la o tensiune τ_{xz} .

În majoritatea cazurilor $G_y \gg G_m$, ceea ce determină ca relația (II.20) să devină:

$$(G_c)_{xy} = (G_c)_{xz} \cong \frac{G_m}{V_m} \quad (\text{II.21})$$

- **Fibre orientate aleator**

În cazul în care orientarea fibrelor este întâmplătoare într-un plan al MCM, presupunând că coeficienții lui Poisson sunt pentru ambele componente de valoare 0,3, se lucrează cu următoarele expresii pentru modulul lui Young și rezistența la tracțiune :

$$E_c = \frac{3}{8} V_f E_f + V_m E_m \quad (\text{II.22})$$

$$(R_m)_c = k V_f (R_m)_f + V_m \sigma_m \quad (\text{II.23})$$

În relația (II.23) coeficientul k este 3/8 dacă se presupune că regula amestecurilor este respectată. În realitate acest coeficient este foarte apropiat de

valoarea 0,1 el depinzând pe de-o parte de distribuția mai mult sau mai puțin izotropă a fibrelor în plan, iar pe de alta parte de calitatea interfeței fibră-matrice. Deși aceasta din urmă nu prea are influență asupra comportării elastice a materialului, ea are un rol important în producerea ruperii.

Toate cele precizate anterior asupra proprietăților mecanice ale unui MCM, indiferent că este vorba despre rigiditatea sa sau despre rezistența la tracțiune, pot fi rezumate prin aceea că dispunerea inserțiilor și proprietățile celor două componente ale compozitului reprezintă factorii esențiali [154], [159], [178].

Materialele compozite unidirecționale sunt puternic anizotrope, aspect care poate fi ameliorat prin:

- utilizarea de structuri compozite cu fibre neșesute și dispuse aleator sau de fibre șesute după două direcții principale (asupra acestui aspect s-au concentrat cercetarile în cadrul tezei, materialul creat având ca inserție o plasă metalică țesută din fibre ortogonale);

- utilizarea de structuri compozite în care alternează straturi cu fibre unidirecționale, dar orientarea fiecărui strat fiind diferită de cele între care este plasat; dacă în acest caz numărul de straturi este par, supunerea materialului la o solicitare de tracțiune, conduce și la deformații suplimentare de încovoiere și torsiune; aceste efecte secundare se pot atenua dacă se folosesc materiale în care numărul de straturi este impar și în care acestea sunt plasate simetric față de o direcție principală și în raport cu un plan de simetrie al suprapunerii straturilor [180], [185].

II.4. Caracteristici mecanice ale MCM Sil3-S235JR cuprat

Materialul compozit creat pentru partea experimentală a tezei are inserția sub formă de plasă de sârmă, deci firele împletite sunt bidirecționale, pe direcții perpendiculare. S-a studiat comportarea la tracțiune a materialului matricei, comparativ cu comportarea la tracțiune a MCM.



Fig. II.6. Stand motorizat UltraTest

Încercările mecanice de tracțiune s-au executat în laboratorul CIDUCOS, acreditat RENAR, conform standardului SR EN 17025:2005 pe echipamentul UltraTest, folosind o dispozitivare specifică tipului încercării și obiectului de încercat (figura II.6). Forța maximă dezvoltată de echipamentul UltraTest este 5000N, care în combinație cu o celulă digitală de măsurare a forței reprezintă un echipament competitiv de măsurare a forței.

Pentru comunicarea cu calculatorul este folosit formatul standard NRZ (Non Return to Zero) cunoscut ca 8 sau 9 biți de date, fără paritate și cu un bit de stop. **Linia liberă** este definită starea **1 logic**. Starea transmisiei – **Bitul de Start**, are starea **0 logic**. Transmisia urmează bitului de start (primul este cel mai puțin semnificativ bit), fiind urmată de un **Bit de Stop** care are starea **1 logic**. Durata bitului depinde de viteza transmisiei și este ajustat după necesitățile transmisiei.

Pentru achiziția și stocarea datelor s-a elaborat un program în LabView, realizat pentru încercarea la tracțiune a MCM Si13-S235JR cuprat. Acest software este dedicat achiziției de date în timp real, precum și prelucrării și memorării rezultatelor. El are în componență două părți: o diagramă bloc, care conține programul efectiv și interfața cu utilizatorul. Crearea programului este relativ simplă deoarece urmărește ideea unei scheme logice, iar interfața cu utilizatorul poate fi creată foarte sugestiv cu o multitudine de indicatori și opțiuni.

Elementele utilizate pentru realizarea diagramei bloc sunt clasificate în trei grupe: *noduri*, *terminale* și *fire*. *Nodurile* sunt elementele de execuție ale unui IV. Acestea sunt disponibile prin caseta cu funcții ale IV (figura II.7).

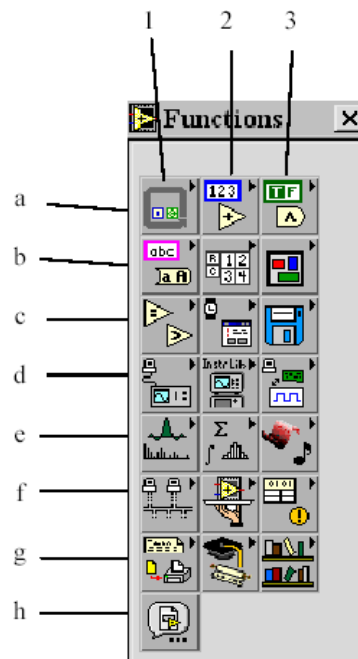


Fig. II.7. Caseta cu funcții LabView

Elementele componente ale casetei cu funcții sunt:

- a1 - instrucțiuni pentru controlul execuției programelor, formula de calcul, variabilă locală și globală;
- a2 - funcții aritmetice, trigonometrice, logaritmice, etc.;
- a3 - funcții logice;
- b1 - funcții și constante pentru tipul șir de caractere;
- b2 - funcții și constante de tip tablou;
- b3 - funcții și grup de date (cluster);
- c1 - funcții de comparare;
- c2 - funcții de timp;
- c3 - funcții și IV pentru gestionarea de fișiere;
- d1 - IV pentru comunicații cu instrumente GPIB, VISA sau serial;
- d2 - IV pentru GPIB, VISA, instrumente de măsură;
- d3 - IV pentru achiziția datelor;
- e1 - IV pentru analiza datelor, generare de semnal etc.;
- e2 - IV pentru calcule în exemple de simulare;
- e3 - funcții pentru apelarea procedurilor scrise în C, pentru manevrarea datelor etc;
- f1 - IV pentru comunicări în rețea;
- f2 - caseta de controlul aplicațiilor include funcții Help, Menu, Print etc.;
- f3 - funcții avansate;
- g1 - generare raport;
- g2 - tutorial;
- g3 - bibliotecă de IV salvate în ...\\LabView\User.Lib ;
- h1 - selectare IV;

Există 4 tipuri de instrucțiuni pentru controlul execuției programului (figura II.8):

- a) instrucțiunea Secvențială - Sequence;
- b) instrucțiunea de selecție multiplă - Case;
- c) instrucțiunea repetitivă For - For Loop;
- d) Instrucțiunea repetitivă While - While Loop.

- *Instrucțiunea secvențială* permite să se impună ordinea de execuție a unor subdiagrame, între care nu există dependența datelor. Instrucțiunea este formată din una sau mai multe subdiagrame, fiecare fiind susținută de un cadru. Cadrele sunt suprapuse, iar prin numărul alocat consemnează succesiunea de execuție.

- *Instrucțiunea de selecție multiplă* permite execuția unei singure instrucțiuni, din mai multe alternative, pe baza valorii unei expresii.

- *Instrucțiunea repetitivă For* asigură reluarea instrucțiunilor, care formează corpul ciclului, de un anumit număr de ori.

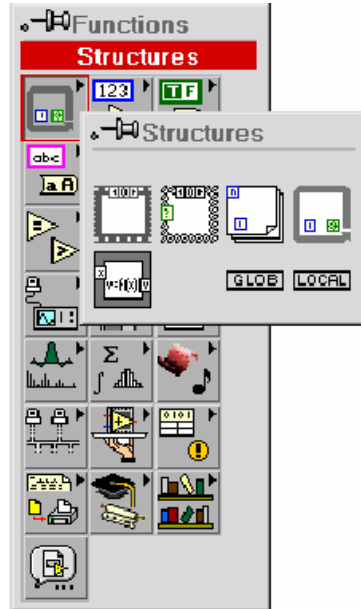
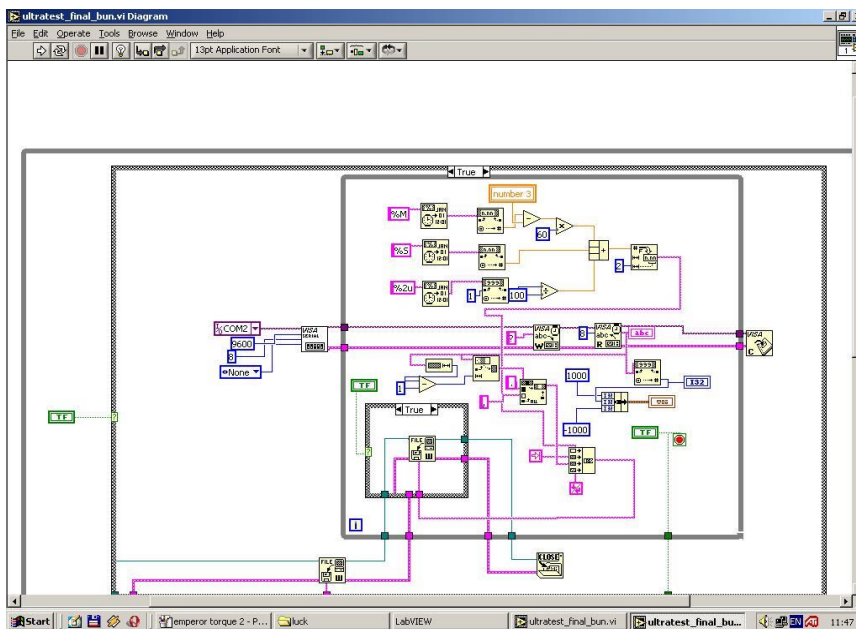
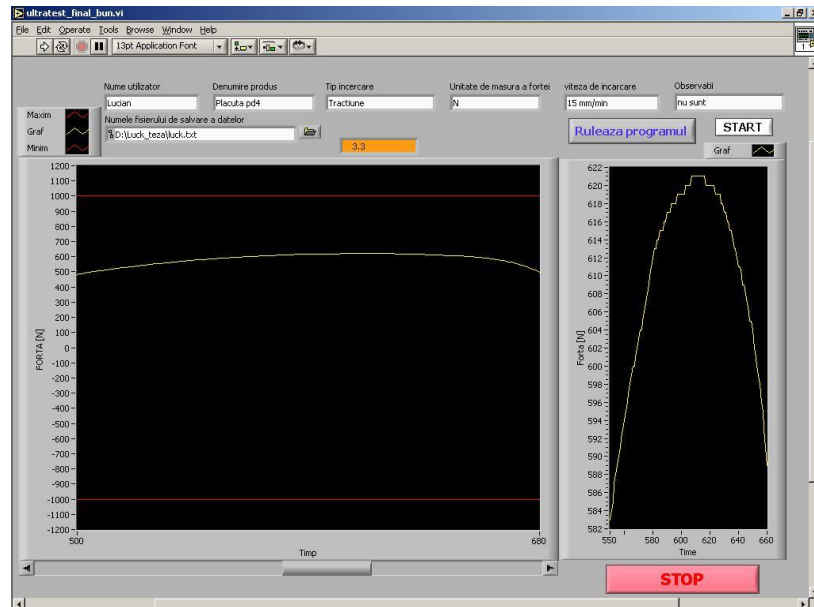


Fig. II.8. Instrucțiuni pentru controlul programului

- *Instrucțiunea repetitivă While* condiționează execuția instrucțiunii de valoarea logică a expresiei de oprire. Pentru valoarea logică *Adevărat (real)* se reia execuția, iar pentru *Fals (False)* execuția se oprește.



a) sursa programului de achiziție



b) Interfață program achiziție
Fig. II.9. Program de achiziție

Terminalele reprezintă porți (tunele) prin care se realizează transferul datelor fie bidirecțional, între panoul frontal și diagrama bloc, fie unidirecțional între nodurile diagramei bloc. Terminalele au o reprezentare grafică sugestivă, fiind „terminale sursă” pentru datele de intrare și respectiv „terminale destinație” (ieșire).

Firele definesc și reprezintă grafic fluxul datelor în diagrama bloc. Fluxul datelor este de la „terminalele sursă” spre „terminalele destinație”. Prin culoarea și tipul liniei, firele codifică tipul datelor transmise.

În figura II.9, a este prezentat programul sursă elaborat în LabView, iar în figura II.9, b este prezentată interfața programului realizat pentru achiziția datelor de la celulă.

Pentru rularea programului se apasă butonul „Rulează programul”. În urma acestei acțiuni, programul achiziționează datele de la stand, dar nu le salvează în fișier decât după apăsarea butonului „START”. În momentul apăsării butonului „START”, în fișierul ales (tot prin program) se salvează întâi datele despre utilizator și despre caracteristicile încercării, apoi toate datele obținute de la standul de încercări.

Au fost încercate epruvete din materialul matricei, aliajul de Al elaborat prin turnare centrifugală și din MCM-ul ce conține această matrice și inserții din plasă de sârmă din S235JR cuprată. Viteza de încărcare este de 0,08 mm/s în ambele cazuri, ceea ce rezultă din reprezentarea liniară în funcție de timp a deformației imprimată pe probelor.

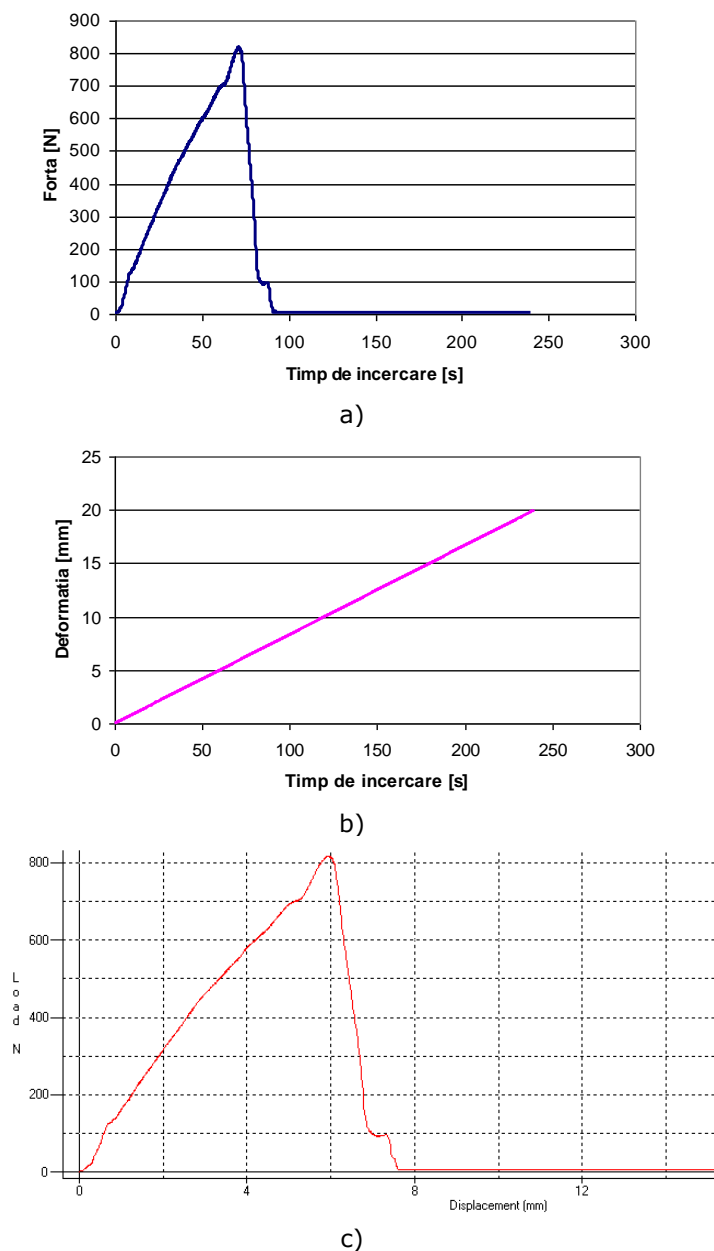


Fig.II.10. Curbele încercării la tracțiune a materialului matricei SiI3

În figurile II.10 și II.11 sunt prezentate rezultatele obținute la încercarea la tracțiune a matricei și respectiv MCM, reprezentate prin curbele: a) $forța = f(timp)$, b) $deformația = f(timp)$ și c) $forța = f(deformație)$, ultima reprezentând caracteristica la tracțiune a metalului respectiv și fiind furnizată direct de echipamentul de încercare.

52 Caracteristici și proprietăți ale MCM - 2

Se observă că în ambele cazuri vitezele de deformare (curbele b) au fost identice. Materialul compozit se comportă mult mai bine decât materialul matricei, curba de tracțiune furnizând, pentru matrice, valorile:

$$F_{\max} = 818.1 \text{ N}$$

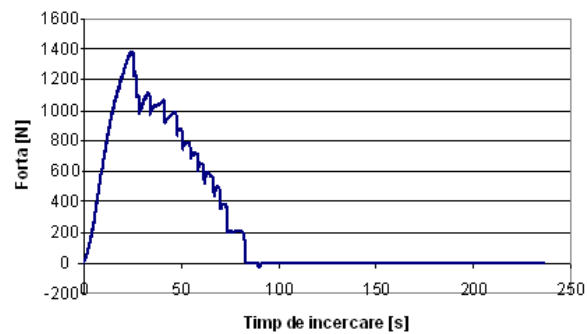
$$X_{\max} = 7.95 \text{ mm}$$

Pentru MCM-ul realizat, curba de încercare arată:

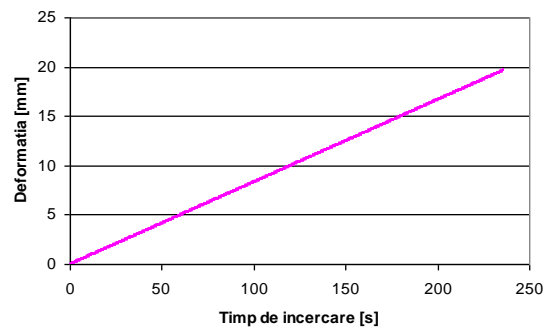
$$F_{\max} = 1380.6 \text{ N}$$

$$X_{\max} = 12.40 \text{ mm}$$

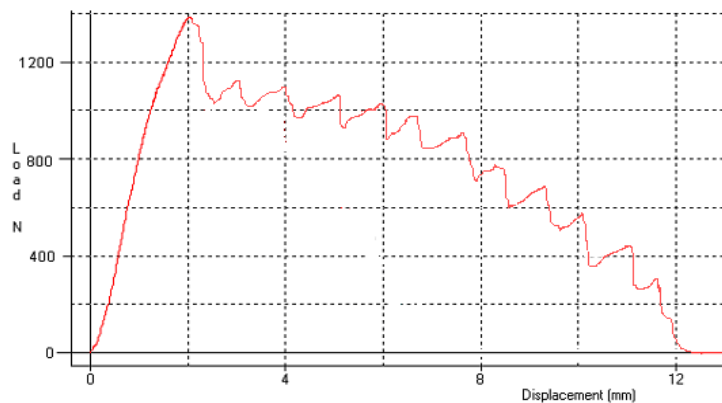
valori net superioare celor ale matricei.



a)



b)



c)

Fig.II.11. Curbele încercării la tracțiune a MCM SiI3-S235JR cuprat

Se observă din aceste curbe că, pe când procesul de deformare a materialului matricei păstrează continuu aceeași tendință crescătoare până la atingerea forței maxime și descrescătoare după această valoare, la MCM se observă că, după atingerea forței maxime, se produc o serie de creșteri și scăderi succesive ale forței care se datorează ruperii pe rând a inserțiilor. Toate încercările făcute pe probele de MCM elaborat au condus la curbe similare.

În figurile II.12 și II.13 se prezintă secțiunile de rupere ale materialului matricei și ale MCM-ului, la ultimul dintre ele evidențiindu-se diferențe între aspectul matricei și al inserției.

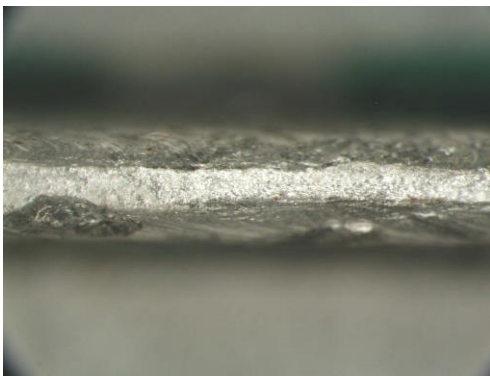


Fig.II.12
Aspect macrostructural al materialului matricei, în secțiunea de rupere la tracțiune, 20x



Fig.II.13
Aspect macrostructural al MCM Si13-S235JR cuprat în secțiunea de rupere la tracțiune, 20x

II.5. Program de concepere și predicție a unui MCM cu componente impuse

Aplicația program „*Structura materialului*” prezintă o interfață simplă de utilizat, în care apar butoane separate pentru matrice, inserție și MCM, ca rezultat al compunerii celor două elemente (figura II.14). Aplicația utilizează facilitățile oferite de software-ul profesional MatLab.

La selectarea butonului **Matrice** utilizatorul trebuie să precizeze doar doi parametri : unitatea de măsură în care dorește exprimarea volumului matricei (care se consideră unitar) și să-și aleagă dintr-o listă de materiale ceea ce dorește. Programul va afișa caracteristicile mecanice ale materialului ales pentru matrice, necesare pentru calculul caracteristicilor mecanice ale MCM (figura II.15). Acestea sunt : densitatea, modulele de elasticitate și coeficientul lui Poisson. Totodată programul afișează volumul ocupat de matrice căruia i se pot aplica operații de « zoom » și « rotire » după două direcții în plan.

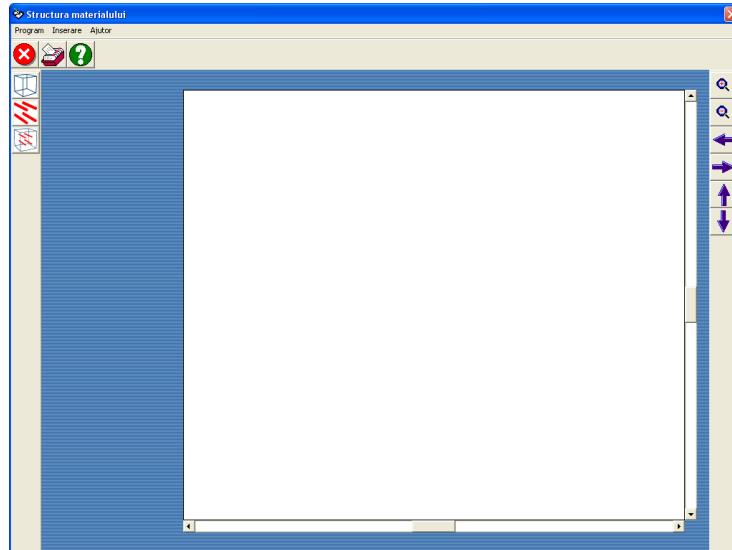


Fig. II.14. Interfața programului de concepere a unui MCM

La selectarea butonului **Fibre** utilizatorul trebuie să precizeze : diametrul dorit al insertiei, distanța dintre fibre, unghiul de orientare și materialul (figura II.16, a). Unitatea de măsură pentru cele două lungimi este aleasă implicit de program în funcție de cea indicată pentru matrice.



Fig. II.15. Caracteristicile matricei alese de utilizator

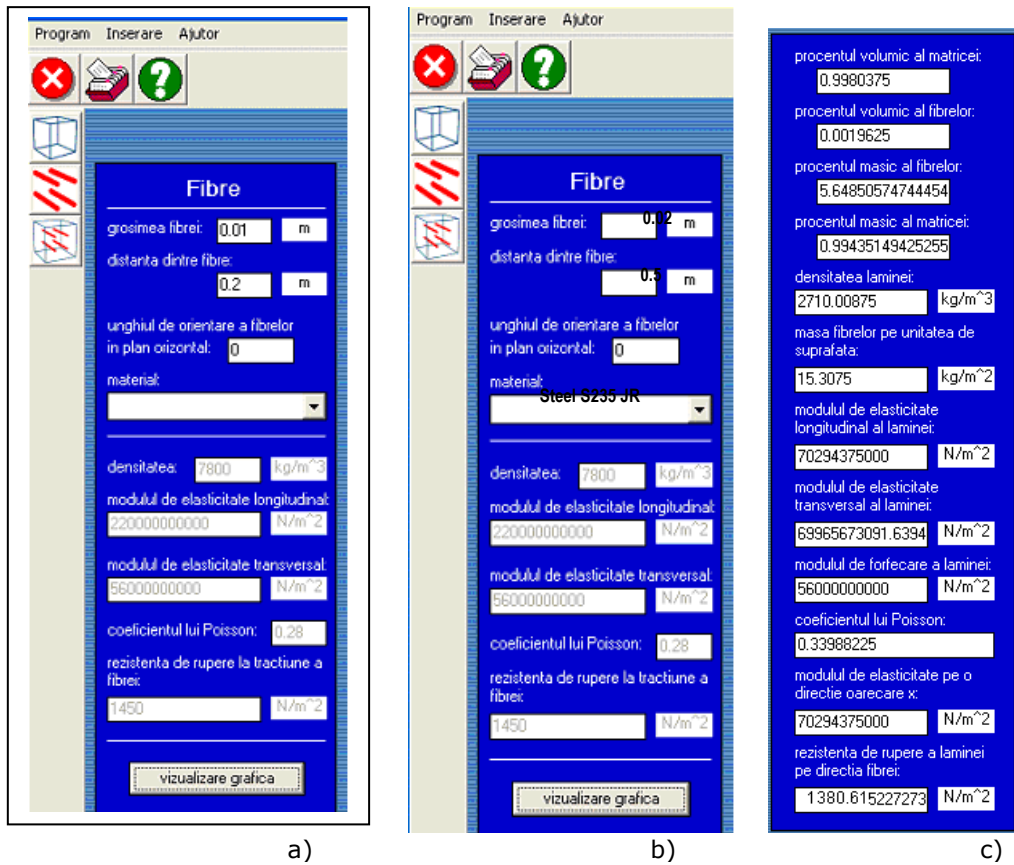


Fig. II.16. Caracteristicile inserției alese de utilizator și ale MCM-ului rezultat

După alegere, programul va afișa în afară de: densitate, module de elasticitate, coeficientul lui Poisson și rezistența de rupere la tracțiune a materialului inserției (figura II.16, b) și dispunerea geometrică a fibrelor în volumul matricei. În figura III.15 sunt redate caracteristicile fibrelor și MCM-ului realizat în cadrul tezei. Se remarcă aceeași valoare pentru rezistența la rupere a MCM, obținută prin calcul de către programul realizat cât și prin determinare experimentală (paragraful II.4). Geometria amplasării inserțiilor în volumul unitar al matricei va rămâne afișată și după acționarea butonului MCM (figura III.16). În partea stângă a ecranului programul va afișa toate caracteristicile compozitului calculate în conformitate cu relațiile prezentate în paragraful II.2 [66]. Acestea sunt: participarea volumică și masică a matricei și inserțiilor, densitatea volumică și superficială a MCM, modulele de elasticitate, coeficientul lui Poisson și rezistența de rupere la tracțiune pe direcția fibrelor (detaliu figura II.15, c).

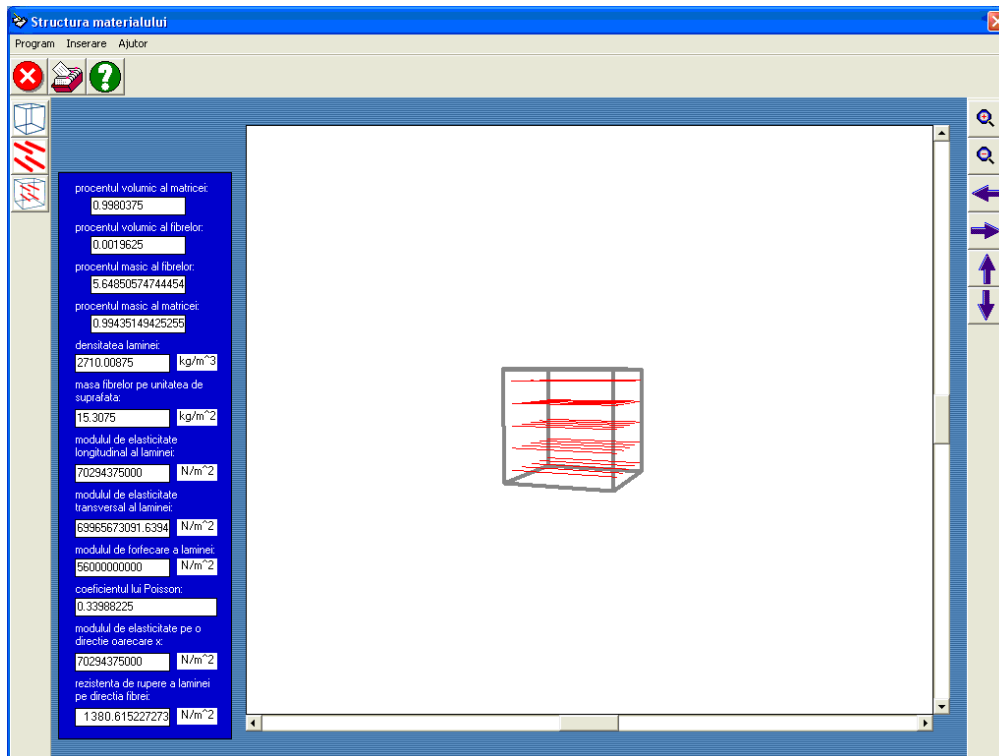


Fig. III.16. MCM rezultat în urma compunerii matricei cu inserțiile


Se poate trece astfel la elaborarea materialului conceput ale cărui proprietăți mecanice sunt prognozate de către program pe baza relațiilor teoretice valabile pentru MCM armate cu fibre. Programul folosește baza de date (mdb) Microsoft Access. În baza de date se află caracteristicile câtorva materiale uzuale pentru matrice și respectiv, pentru fibre (exemplu tabelul II.2 ce conține baza de date pentru matrice).

Tabelul II.2. Caracteristici ale metalelor utilizate pentru matrice

Caracteristici				
denumire	densitate	elasticitate	poisson	rezistenta
Iron	7,8	200	0,24	200
Steel 45SCD6	7,8	220	0,28	1450
Stainless steel 18.10	7,9	203	0,29	200
Current gray cast iron	7,2	90	0,29	190
Titane	4,5	105	0,34	300
Alloy titanium TA 6 V	4,42	105	0,34	900
Aluminium	2,7	70	0,34	150
Alloy AU 4 G	2,8	75	0,33	200
Alloy AU 2 GN	2,8	75	0,34	370

Caracteristici				
denumire	densitate	elasticitate	poisson	rezistenta
Zicral AZ 8 GU	2,8	72	0,34	550
Copper	8,9	100	0,33	180
Brass	7,3	92	0,33	200
Bronzes ordinary	8,4	106	0,31	240
Bronze with beryllium	8,25	130	0,34	800
Beryllium	1,85	300	0,05	300
Magnesium	1,74	46	0,34	180
Zinc	7,15	130	0,21	120
Nickel	8,9	205	0,31	300
Plexiglass	1,8	2,9	0,4	80
Glass	2,5	60	0,24	60
Araldite	1,15	3	0,4	70

în care semnificațiile mărimilor considerate sunt: *densitate* = densitatea materialului ($\rho \cdot 10^3 \frac{kg}{m^3}$), *elasticitate* = modulul de elasticitate longitudinal ($E \cdot 10^9 Pa$), *poisson* = coeficientul lui Poisson (adimensional) și *rezistența* = rezistența la rupere ($\sigma \cdot 10^6 Pa$).

Programul dă posibilitatea de a introduce un nou material care nu există în baza de date. Acesta se realizează prin apăsarea butonului . Pe ecran va apărea o fereastră unde se vor introduce date despre respectivul material care va fi introdus în baza de date. Se vor introduce obligatoriu informații în cele 5 *Text Box* – uri, iar apoi se apasă pe butonul *Salvează* (figura III.16).

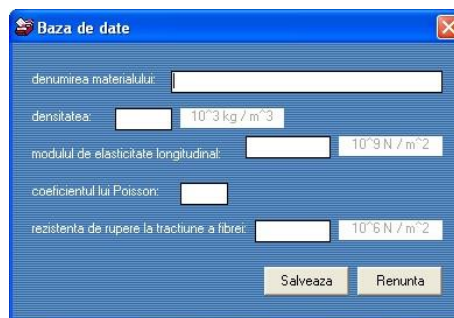


Fig. III.16. Fereastra de lucru pentru completarea bazei de date

Programul funcționează și pentru conceperea de materiale compozite a căror matrice nu este metalică. Este necesar însă ca, în baza de date, să se introducă mărimile caracteristice ale respectivului material.

II.6. Concluzii

Tehnologiile moderne impun utilizarea unor materiale ale căror proprietăți mecanice să fie ridicate, dar care să aibă densități reduse, astfel ca sarcinile autoproduse să fie cât mai reduse. Într-un MCM, matricea mai ductilă decât fibrele, dar cu rezistență mecanică și rigiditate inferioare acestora, servește ca mijloc de transfer al solicitărilor către fibre, care sunt mai rigide și mai rezistente. În funcție de modul de plasare a inserțiilor, există: materiale compozite unidireționale, în care toate fibrele au aceeași orientare și materiale compozite pluridireționale, în care fibrele sunt fie dispuse aleator într-un plan principal, fie întretesute în același plan, fie plasate pe direcții diferite în plane diferite.

În acest capitol se prezintă modul de calcul al principalelor caracteristici mecanice ale unui MCM, depinzând de fracția (participația) volumică a inserțiilor, respectiv a matricei și evident, de proprietățile acestor două componente.

Au fost realizate încercări de tracțiune pe epruvete din materialul matricei și cel al MCM, care au evidențiat caracteristicile superioare ale acestuia din urmă (forța maximă la MCM este cu 40,74% mai mare decât a materialului matricei).

Caracteristicile mecanice superioare ale MCM realizat Si13- S235JR cuprat, evidențiază faptul că fracția (participarea) volumică a inserției – plasă de sârmă din oțel tip S235 JR cuprat, este corespunzătoare, superioară valorii fracției volumice critice. De unde se deduce că toate mărimile ce determină comportarea mecanică a tablelor subțiri din MCM-ul nou realizat (rezistența la rupere la tracțiune, modulele de elasticitate) sunt superioare celei ale materialului matricei.

A fost creat un program „*Structura materialului*” care permite, ca pe baza relațiilor de calcul prezentate, să se conceapă orice material compozit unidirețional pornind de la materialele dorite pentru matrice și inserție. Programul realizat creează posibilitatea de dezvoltare ulterioară, prin introducerea unor fibre pe direcții diferite față de cele plasate inițial.

III. TEHNOLOGII DE SUDARE A MCM

III.1. Dificultăți ale procesului de sudare a MCM cu matrice din aliaje de Al

Materialele compozite cu matrice metalică armate cu fibre se sudează prin diferite procedee: prin topire, presiune în puncte, explozie etc., în funcție de obiectivul la realizarea căruia sunt utilizate. Abordarea sudării materialelor compozite metalice se face diferențiat, în funcție de tipul matricei și al fibrei, combinația structurală fibră-matrice ș.a.m.d.

În teză sunt tratate cele mai răspândite procedee de sudare ale MCM în general, cu focalizare spre cele cu matrice din aliaje de Al, insistându-se însă asupra a două dintre ele: sudarea prin presiune în puncte și sudarea cu ultrasunete, la care autorul prezintă tehnologii originale și rezultate ale încercărilor executate pe îmbinările sudate din materialul special creat Si13-S235JR cuprat (a cărui concepere și tehnologie de producere a fost prezentată în capitolul I).

În general, dificultățile sudării materialelor compozite constau în :

- diferența mare dintre temperaturile de topire a elementelor de armare (care atinge uneori și 2500 °C și cea a matricei de ordinul 600 – 1700°C);
- conductibilități termice și călduri specifice diferite ale componentelor, ceea ce conduce la diferențe între câmpurile termice și condițiile de cristalizare ale componentelor;
- rezistența mecanică a materialelor compozite, care, spre deosebire de cea a materialelor tradiționale, depinde de continuitatea fibrelor; dacă în procesul tehnologic de îmbinare a materialelor compozite se produce distrugerea acestei continuități, acest fapt este greu de compensat prin alte metode tehnologice;
- diferențele mari între coeficienții de dilatare termică ai matricei și inserțiilor, ceea ce determină apariția tensiunilor termice ridicate;
- chiar în cazul în care, la metoda de sudare aleasă, temperatura compozitului este sub temperatura de topire a matricei, durata acțiunii căldurii fiind destul de mare componentele compozitului intră în interacțiune chimică și acesta își pierde parțial proprietățile de rezistență pe care le-a prezentat înainte de sudare;
- problemele complexe ce apar în cazul proceselor de umețare a fibrelor impun rezolvarea unor aspecte esențiale ca: asigurarea răspândirii uniforme a fazei lichide a matricei, garantarea îmbibării complete a straturilor de fibre etc., pentru evitarea discontinuității în materialul îmbinării;
- fenomenul de difuzie ce are loc la interfața fibră-matrice este favorizat de câmpurile termice proprii procesului de sudare;
- stabilirea parametrilor de sudare optimi este complicată datorită caracterului complex al materialelor, fapt ce impune, în cazuri speciale, apelarea la modele matematice, rezolvabile de cele mai multe ori doar prin metode numerice.

Majoritatea procedeele de sudare prin topire impun ca temperaturile din zona îmbinării să fie superioare temperaturii „solidus” și chiar „liquidus” a materialelor implicate. Rezultatul topirii și resolidificării matricei compozitului îi pot altera în mod dramatic proprietățile și structura. Aliajele de Al sunt în principal susceptibile la aceste aspecte. În anumite cazuri, nivelul elementelor primare de aliere poate fi atât de ridicat încât determină segregări la limitele de grăunți în timpul solidificării post-sudare. În timpul sudării compozitelor cu matrice din aliaje de Al, zona influențată

termic (ZIT) va fi dedurificată în același mod ca și aliajele de Al neranforsate supuse

la tratamente termice. Acest fenomen va conduce la obținerea de îmbinări sudate mult mai puțin rezistente decât metalul de bază.

Reacțiile chimice între matrice și inserții în baia de sudură sunt uneori mai importante decât degradarea materialului matricei în timpul topirii și resolidificării. Materialele compozite metalice obținute prin procese în stare solidă sau semisolidă sunt deseori realizate din combinații matrice - inserții instabile din punct de vedere termodinamic. Se pot da câteva exemple frecvente:

- La compozitele din sistemul Al-SiC apar reacții chimice (ce conduc la distrugerea inserției) între carbura de Si și Al topit, dacă timpul și temperatura sunt favorabile:



Această reacție este ireversibilă și se produce îndată ce temperatura atinge 730°C în aliajele cu participare volumică redusă a inserției. Nu numai că inserția de SiC dispare parțial, dar carbura de Al care rezultă are o structură aciculară, care este și solubilă în orice mediu apos, inclusiv în aer umed. Astfel tehnologiile de sudare prin topire nu sunt recomandabile pentru compozitele de tipul Al-SiC, decât dacă temperatura băii este menținută sub valoarea menționată, sau dacă se împiedică prin procedee chimice reacția de distrugere a inserțiilor. Pentru a inhiba această reacție, este necesară spre exemplu, o fracție masică de minim 7% Si. De aceea este preferabil ca materialul matricei să fie un aliaj de Al care să prezinte ponderea necesară de Si, dar și un material de adaos la sudare care să conțină Si, este eficace.

- O altă opțiune este utilizarea unui material de adaos care să conțină un procent ridicat de Ti. Deoarece reactivitatea carburii de Ti este mult mai favorabilă termodinamic decât cea a carburii de Si, SiC disociaat poate fi înlocuit cu TiC în calitate de inserție. Excesul de Ti va rămâne în soluție cu Al sau va precipita ca o fază intermetalică de TiAl₃ sau TiAl:



Deși conversia SiC în TiC nu este atât de defavorabilă ca și carbura de Al (Al₄C₃), reacția va altera destul de semnificativ microstructura la interfață și structura cristalină a inserției și ca atare, va înrăutăți transferul de sarcină.

- Deoarece grafitul este C pur el este redus direct, în condiții impuse de temperatură și timp, de către Al și Ti obținându-se carburile respective. Pentru supraîncălziri reduse aceste reacții pot apare la interfața inserție-matrice. La temperaturi înalte însă, carbonul devine complet solubil și reprecipită în timpul solidificării sub formă de carburi.

- Oxidul de Al în soluții lichide de aliaje de Al-Mg-Si va promova o reacție autocontrolată ce formează un înveliș al inserției:



Noul compus nu afectează proprietățile compozitului, dar consumul de Mg din matrice va reduce semnificativ proprietățile de rezistență ale acesteia. Această reacție apare destul de rapid în compozitele de tip Mg-Al₂O₃. Totuși, deoarece

reacția de formare a carburii de Mg nu este favorabilă termodinamic în majoritatea sistemelor, compozitele din Mg ranforsat cu carbură de bor, carbură de siliciu și grafit, nu sunt degradabile prin topire în timpul proceselor de sudare.

- O mare problemă o constituie porozitatea la sudarea compozitelor realizate prin tehnici ale metalurgiei pulberilor din aliaje de Al. Oxizii de aluminiu hidratați de la suprafața pulberii de Al disociază în baia topită eliberând o cantitate mare de hidrogen. Acest aspect impune temperaturi înalte și o degazare în vid prealabilă sudării.

- Transferul de căldură și masă prin baia de sudură este semnificativ împiedicat de prezența fazei solide. În mod intuitiv, se poate aprecia că o baie de sudură are un conținut solid de 10-30%, ceea ce o face mult mai vâscoasă decât decât baia corespunzătoare din materialul matricei. Fluiditatea redusă poate fi în mod suplimentar determinată de prezența produșilor de reacție. Rezultă din aceste situații, o baie vâscoasă foarte susceptibilă la porozitate, defecte de lipsă de topire și penetrabilitate redusă. Aceste dezavantaje se suprapun de multe ori peste conductivitățile (termică și electrică) scăzute ale majorității compozitelor. Redistribuirea inserțiilor în îmbinarea solidificată poate avea ca efect defecte imposibil de anticipat. Segregarea inserțiilor în timpul solidificării poate conduce la concentrații locale importante care se comportă în îmbinarea sudată ca niște incluziuni, adică contribuie la eterogenitatea proprietăților acestora în care se află zone complet fără inserții, alături de zone cu aglomerări ale acestora.

III.2. Caracteristici generale ale proceselor de sudare a compozitelor metalice

▪ **Pregătirea materialelor pentru sudare** este la materialele compozite mult diferită de cea a materialului matricei neranforsate. Deseori inserția este un material ceramic/metalic dur, la fel de abraziv ca și sculele de tăiat. De aceea sculele obișnuite pentru prelucrarea metalelor nu se recomandă pentru pregătirea rostului. Des folosite sunt sculele cu vârful din carburi de tungsten utilizate la viteze sub 100m/min. Sculele cu vârful de diamant la viteze peste 400 m/min oferă productivitate înaltă și deci sunt recomandate pentru prelucrarea rosturilor lungi.

La fel ca la orice sudare, curățirea suprafețelor de îmbinat este un pas esențial pentru a obține o sudură de calitate. Această operație este în mod esențial importantă pentru compozitele din Al, care sunt la fel de înclinate spre absorbția de hidrogen și spre formarea porilor ca și aliajele convenționale, dacă nu sunt curățate corespunzător.

Procedurile de curățire a îmbinărilor MCM sunt aceleași ca și la îmbinările fără armătură ale aceluiași material al matricei. În general, piesa de lucru trebuie curățată chimic și degresată, pentru a îndepărta orice tip de hidrocarburi, ce conțin impurități (tabelul III.1).

Apoi, se utilizează o formă de abraziune mecanică, pentru a îndepărta pelicula de oxid de la suprafață. În unele cazuri este nevoie de un ușor atac chimic [131].

Tabelul III.1. Variante posibile de prelucrare a unui MCM înainte de îmbinare

Operația	Scopul operației	Metoda/mijlocul de realizare
Abraziune/răzuire/șlefuire	Îndepărtarea stratului de acoperire-placare, zgârieturi adânci, defecte de material	Hârtie abrazivă nr. 600
Degresare	Îndepărtarea impurităților organice	Acetonă
Curățire alcalină	Îndepărtarea stratului de oxizi, format în timpul laminării sau tratamentului termic	Soluție (5 minute la 60°C) 0,5 % NaOH 0,5 % Gluconat de sodiu
Clătire, spălare	Îndepărtarea soluțiilor de curățire și degresare	Jet de apă (5 minute la 60°C)
Decapare	Crearea peliculei de oxizi	Soluție (30 minute la 60°C) 2,5% pondere Na ₂ -Cr ₂ O-2H ₂ O 24,3% pondere H ₂ SO ₄
Anodizare fosforică	Crearea unui strat micro dur	Soluție concentrată 10 85% acid fosforic Menținerea la 10V timp de 3 min. Menținere timp de 25 min. la 22...25°C
Clătire, spălare	Îndepărtarea soluțiilor de anodizare	Jet de apă (5 min.)
Uscare	Îndepărtarea umidității de pe stratul superficial	În incintă vidată (30 min. la 60°C)

Pentru poziționarea și fixarea pieselor în vederea sudării se recomandă dispozitive nemagnetice.

- **Controlul aportului termic** este un factor esențial pentru a păstra structura originală a compozitului. Aceasta este motivul pentru care procedeele de sudare în stare solidă (sudarea prin frecare) sunt uneori preferate. Cu toate acestea, sudarea cu arcul electric este încă metoda cea mai răspândită pentru productivitatea sa înaltă. Anumite completări ale echipamentelor de sudare pot conduce și în cazul acestor procedee la controlul total al aportului termic. Sudarea cu electrozi nefuzibili este, din acest punct de vedere, procedeul cel mai recomandat mai ales la compozitele cu reactivitate înaltă a componentelor [33], [35], [44], [45].

Problemele legate de controlul temperaturilor la sudarea compozitelor apar de multe ori și datorită faptului că la experimentări se folosesc epruvete de dimensiuni prea reduse în comparație cu produsele ce se urmăresc a se obține din compozitul respectiv. Ca o concluzie general valabilă și practică, s-a impus utilizarea unei plăci din Cu drept suport pentru rădăcina cusăturii. Ea îmbunătățește rezultatele din punct de vedere al evacuării căldurii, dar nu este întotdeauna suficientă.

Deseori sunt recomandate procedeele de sudare cu mare densitate de energie caracterizate prin viteze mari de solidificare și ZIT redus. Astfel, pentru o mulțime de combinații matrice-insertie, sudarea cu laser și cu fascicul de electroni dă rezultate foarte bune, deși și în aceste cazuri pot rezulta local temperaturi foarte ridicate ale băii care promovează reacții accelerate între matrice și insertii. Sudarea cu energie înmagazinată reprezintă o excepție pozitivă din cauza temperaturilor mai scăzute și a duratei extrem de reduse a ciclului topire-solidificare.

Deci, temperatura și timpul de menținere sunt factorii cheie în controlul reacțiilor dintre matrice și inserție. În sens practic, modul în care acești factori sunt reglați realizează diferența dintre un proces de lipire și unul de sudare cu energie înmagazinată. Lipirea necesită deseori cicluri termice cu durată 30-60 minute, dar temperatura nu depășește solidusul. Sudarea cu energie înmagazinată topește integral fețele îmbinării, dar timpul de menținere deasupra temperaturii lichidus este de ordinul microsecundelor. În ambele cazuri, aria afectată de influența termică este suficient de restrânsă pentru a preveni reacțiile nedorite. Dar, chiar și rezultatele negative rezultate din depășirea acestei temperaturi pot fi temperate prin adăugarea de substanțe active termodinamic ca Si și Ti (figura III.1).

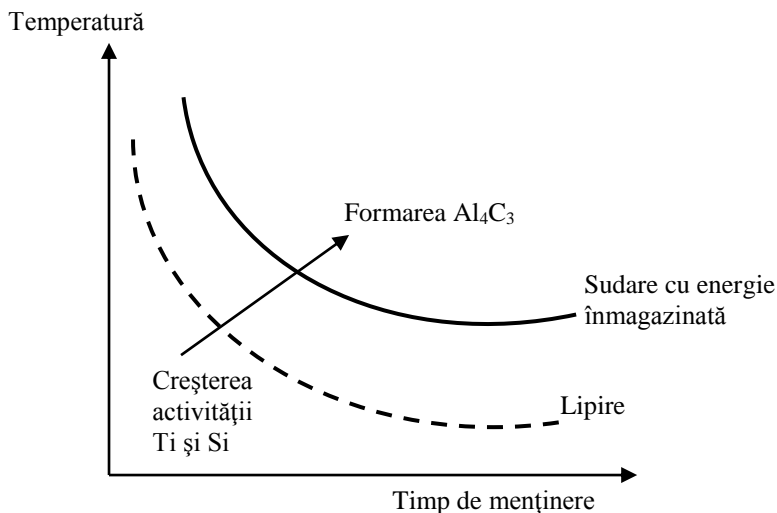


Fig. III.1. Efectul temperaturii, timpului de menținere și al elementelor active asupra reacțiilor din baia de sudare

▪ **Proprietățile îmbinărilor sudate** la compozitele metalice pot fi comparate cu cele ale sudurilor la materialele matricelor neranforsate, dar toate caracteristicile au valori mai reduse. Deoarece compozitele metalice au fost create pentru a oferi proprietăți superioare materialului matricii, este evident că raportul între calitățile îmbinării și cele ale matricii este subunitar. În timp ce în mod obișnuit majoritatea ruperilor apar în ZIT, utilizarea de tratamente termice post-sudare sau a îmbătrânirii naturale, pot deplasa zona ruperii spre metalul cusăturii. În cazul apariției discontinuităților inserției în îmbinare, este recomandabilă utilizarea de material de adaos cu inserții speciale [11], [23], [24], [28], [46], [92], [116], [142], [145].

Cele mai spectaculoase modificări se produc prin sudare asupra modului de elasticitate și ductilității. Deoarece zona îmbinării nu are practic inserții, rezistența sudurii este mult mai mică decât cea a zonelor nesudate, aspect de care trebuie să se țină seama în proiectarea structurilor realizate prin sudare. Pe de altă parte, îmbinarea sudată va avea o ductilitate mai mare ca cea a restului materialului.

Ca și la sudarea aliajelor tradiționale, tratamentele termice post-sudare pot determina îmbunătățirea substanțială a proprietăților mecanice ale îmbinării, alegerea acestora bazându-se pe practica utilizată pentru materialul matricii, dar modificată în concordanță cu tipul de inserție și ținând seama de recomandările de utilizare a construcției sudate [150], [153], [165], [173], [174].

III.3. Procedee de sudare

III.3.1. Sudarea cu arcul electric

Sudarea cu arcul electric a MCM conține procese similare celor care se produc în materialul matricei. Metalul de bază este topit într-o baie autoformată, este dirijat de forțe proprii procesului și apoi resolidificat. Microstructura ce rezultă la acest tip de sudare, inclusiv defectele sale, este asemănătoare celor de la turnare. Din păcate acest proces de returnare degradează semnificativ aspectul microstructural și proprietățile majorității compozitelor. Doar compozitele realizate prin metode tipice de turnare, așa cum este cazul MCM-ului realizat în teză, nu sunt atât de sensibile la aceste efecte din cauza faptului că ele sunt astfel concepute încât să fie mai insensibile la topiri și solidificări repetate.

Din cauza vâscozității înalte a majorității băilor de sudură la compozitele metalice, geometria îmbinării sudate poate fi mult modificată față de cea proiectată. Pentru a preveni defectele provenite din lipsa topirii materialului, în majoritatea cazurilor se recomandă o placă suport pentru rădăcina cusăturii în cazul unei singure treceri, respectiv prelucrarea acesteia prin polizare în cazul sudării pe ambele părți. Deschiderea rostului este minim cuprinsă în intervalul 60°- 90°. Fluiditatea redusă a băii poate constitui un avantaj pentru sudarea pe verticală sau în poziție.

O deosebită atenție trebuie acordată curățirii suprafețelor de îmbinat. Spre exemplu, la sudarea cu arcul electric prin mai multe treceri a compozitelor cu matrice din aliaje de Al, este recomandat ca după fiecare cordon să se curețe suprafața acestuia cu o perie de sârma din oțel inoxidabil, pentru a se îndepărta orice urmă de oxizi sau alți compuși contaminanți pentru cusătura următoare. Echipamentele utilizate sunt similare celor clasice pentru sudarea cu arcul electric a materialelor tradiționale. Aceeași observație este valabilă pentru materialele de adaos, care în general au aceeași compoziție ca și cele pentru sudarea aliajului matricei.

Intreruperea continuității și a modului de consolidare în zona de sudură este una din cauzele reducerii rezistenței îmbinării în comparație cu rezistența materialului compozit inițial și trebuie luată în considerare la fabricarea ansamblurilor sudate. De exemplu, dacă proiectarea îmbinării permite scăderea rezistenței până la valoarea celei a matricei materialului, îmbinarea cap la cap poate fi realizată în mai multe straturi. Când se sudează un MCM armat cu fibre, este mai eficient să se realizeze îmbinarea sudată de-a lungul fibrelor [29], [30], [38], [43], [46], [52], [68], [80], [92], [103], [104], [105], [129].

Dacă condiția obligatorie este să se obțină rezistența maximă în zona de sudare, este recomandat să se folosească, de exemplu, sudarea prin presiune a unui pachet de fibre de inserție, urmată de umplerea rostului cu matrice topită. Acest tip de sudură necesită însă existența rostului și se poate folosi la un număr limitat de materiale compozite consolidate cu fibre metalice.

Un alt motiv al micșorării valorilor caracteristicilor mecanice (rezistență, rigiditate) ale îmbinării sudate este variația structurii și compoziției fazelor în zona îmbinării.

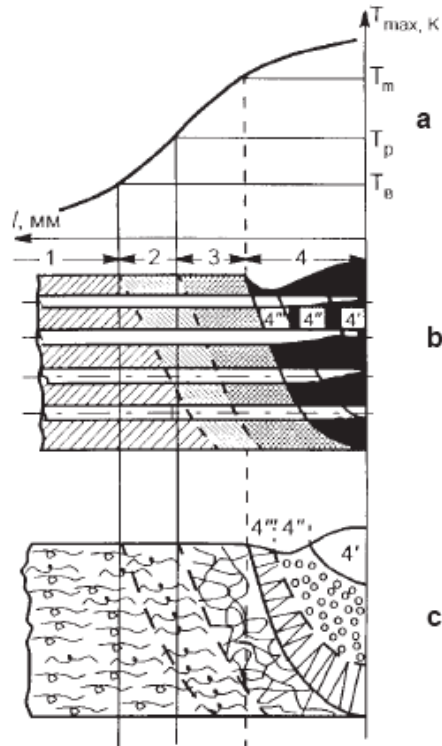


Fig. III.2. Distribuția temperaturilor maxime în zona îmbinării prin topire și modificările în structura matricei și a inserției

Aceste schimbări pot fi analizate la sudarea prin topire a MCM-urilor armate cu fibre perpendicular pe direcția inserțiilor (figura III.2). Dacă matricea nu este caracterizată de polimorfism (aliaje de aluminiu, magneziu, cupru, nichel), se pot observa 4 zone principale în îmbinarea sudată:

1. Zona încălzită sub temperatura de transformare a matricei (prin analogia cu sudarea materialelor obișnuite, aceasta poate fi numită material de bază);
2. Zona în care temperatura este limitată superior de temperatura de cristalizare a matricei;
3. Zona aflată de intervalul de temperaturi între recristalizarea și topirea matricei;
4. Zona încălzită până la topirea matricei și formarea îmbinării sudate.

Schimbările în proprietățile MCM încep să se observe în zona 2. Aici, nu se produce durificarea prin deformare a matricei, scade nivelul de tensiunilor din material și stabilizează structura limitelor de grăunți. Datorită unei oarecare înmuieri a matricei, rezistența caracteristică MCM se poate micșora ușor.

Zona 3 este caracterizată de recristalizare și creșterea grăunților matricei, fenomene oarecum restricționate de prezența materialului de umplere. Datorită unui proces rapid de difuzie este posibilă, o intensificare a interacțiunilor chimice între matrice și inserție. Acest proces este același cu cel prezent la producerea MCM. Grosimea straturilor intermediare formate din produse de interacțiune crește, iar

proprietățile MCM, în ansamblu, scad. La sudarea prin topire a MCM, apare fenomenul de porozitate în apropierea zonei de topire și nu numai caracteristicile de rezistență, dar și distribuția inserției sunt neomogene.

În zona 4 (a îmbinării sudate) există trei sectoare distincte (figura III.2,c):

- 4', adiacent zonei de îmbinare, unde se produce supraîncălzirea matricei topite și poate apare disoluția totală a inserției;
- 4'', caracterizată de o temperatură mai joasă decât cea de topire a matricei și se poate produce doar dizolvarea parțială a inserției în matricea topită;
- 4''', în care nu se produc modificări ale dimensiunii fibrelor de inserției, dar apar zone cu produse de interacțiune la interfața matrice-inserție și astfel rezistența MCM scade.

Formarea în îmbinarea sudată a acestor 3 secțiuni conținând fracții volumice și dimensiuni diferite pentru fibre depind de metoda de sudare și condițiile în care se produce aceasta. Astfel, îmbinarea prin topire cu arcul electric diferă mult ca proprietăți și structură față de MCM inițial [107], [110], [128], [131], [141], [142].

III.3.1.1. Sudarea cu electrod de wolfram în mediu de gaz inert (WIG)

Acest procedeu a fost dezvoltat inițial pentru îmbinarea aliajelor cu matrice din metale ușoare și chimic active (Al, Mg, Ti, Ni, Cr). Aportul său redus de căldură este deosebit de important pentru sudarea compozitelor de tip Al-SiC sau Al-B.

Pentru sudarea compozitelor pe bază de aliaje de Al, sudarea WIG este în mod normal în curent alternativ și mișcarea electrodului este astfel ajustată încât să asigure, fie o cusătură corectă, fie pătrunderea impusă de aplicație.

În primul caz, arcul ajută la minimizarea reacțiilor între matrice și inserție prin reducerea aportului termic. Dar, în acest caz, diluția matricei în baie de sudură este redusă. Astel, unele îmbinări pot să prezinte aspect microstructural neomogen și să nu reflecte proprietățile materialului de bază. La o baie de sudură normală, un astfel de arc este capabil să rupă pelicula superficială de oxizi prezentă la suprafața băii. În cazul MCM, forțele de convecție pot smulge inserțiile din materialul înmuiat al matricei, antrenându-le spre suprafața băii de sudură. Tensiunea superficială stabilizează această aglomerare sub forma unei cruste groase. Această crustă se prezintă sub formă de insule la suprafața băii destabilizând arcul și producând anumite mișcări dezordonate ale acestuia în cursul cărora atinge și zone care în mod normal nu fac parte din îmbinare.

Pentru majoritatea compozitelor metalice este de preferat arcul penetrant. Aceasta focalizează căldura în rost, în baie de sudură și nu produce topirea zonelor adiacente de material de bază. Aportul mai mare de căldură ajută procesul de umplere a rostului cu material de adaos și îmbunătățește forma cusăturii. Gradul de penetrare depinde însă și de geometria rostului și de tehnica proprie a sudorului.

Aspectul cusăturii sudate este alterat și de peliculele de oxizi. Dacă baie de sudură nu este curată, scade iluminarea zonei de acțiune a arcului deoarece se reduce procesul de reflexie a luminii pe suprafața băii. Formarea inițială băii este marcată doar de o ușoară înmuiere a suprafeței, ceea ce reprezintă un indicator că în interior exista topitură. Va trebui să se introducă rapid materialul de adaos în baie și să se impună o mișcare de avans, deoarece în caz contrar se produce o supratopire locală. Introducerea rapidă a materialului de adaos va accelera formarea corectă a băii, îi va crește fluiditatea și va disipa parțial peliculele de oxizi.

Unele MCM cu matrice de aluminiu armată cu carbură de siliciu (6061Al) cu

fracția volumică a fibrelor din SiC (diametrul 0,2-1,0 μm și lungimea de 50 μm) de 10-60%, pot fi sudate prin acest procedeu [7], [73], [173].

La primele tentative de a îmbina materialul Al-SiC prin sudare cu electrod fuzibil, s-au obținut îmbinări sudate cu un nivel foarte ridicat al porozității, cu exfolieri în apropierea limitei de separare metal de bază - cusătură și cu rezistență redusă. Din cauza vâscozității mari a metalului băii, a fost dificil să se obțină o bună întindere pe suprafață și o umectare corespunzătoare a fibrelor. Cele mai bune rezultate s-au obținut prin sudarea cu arcul electric cu electrod nefuzibil de wolfram, dar în prezent se folosește și sudarea cu electrod fuzibil. Regimurile de sudare la table din acest MCM cu grosimea de 3,2 mm și cu o pondere volumică de 18% SiC, sunt prezentate în tabelul III.2.

Tabelul III.2. Regimuri de sudare cu arcul electric al MCM 6061Al

Tipul sudării	V_{sud} mm/min	q/v kJ/s	I_{sud} A	U_{arc} V	Q_{gaz} [l/s]	Material de adaos
Electrod fuzibil	300-375	1,9-2,2	100-110	19-20	16,5-19,0	5356Al (tipAlMg5)
Electrod nefuzibil	150-200	1,7-2,2	145-160	12-14	5,7-7,1	4043Al (tipAK5)

Datorită umezelii provenite din aer și care intră în reacție cu pulberea de aluminiu, porozitatea din material a fost de nivel ridicat, ceea ce a afectat calitățile îmbinării. S-a stabilit că degazarea în vid a semifabricatelor, înainte de sudare poate reduce numărul porilor [30]. Analizele metalografice și examinările nedestructive cu raze X ale metalului cusăturii, efectuate după degazare și tratamentul termic al întregii îmbinări, au arătat că, la aceste regimuri de sudare, o cantitate oarecare de SiC se descompune, cu formarea eutecticelor Al-Si și Al_4C_3 .

Duritatea ridicată a metalului în ZIT (150-160 HV) nespecifică aliajelor clasice de aluminiu și duritatea scăzută a metalului cusăturii (60 HV) au impus un tratament termic al îmbinărilor sudate, care reface duritatea matricei până la nivelul existent în material înainte de sudare (120-140 HV).

Cusăturile executate cu electrod nefuzibil pe probe de compozit supus degazării prealabile, au prezentat o rezistență la rupere la tracțiune $\sigma_r \cong 179$ MPa (care se apropie de cea a aliajelor de aluminiu deformat), dar limita de curgere a rămas redusă.

Valoarea $\sigma_r=225$ MPa la tracțiunea cusăturilor obținute prin sudare cu electrod fuzibil, este mai mare decât a aliajelor de aluminiu deformat (207 MPa). Astfel rezistența cusăturilor este echivalentă cu rezistența aliajelor deformabile sudate cu sârmă 4043 Al (tip AK5) și superioară rezistenței acestor aliaje sudate cu sârma 5356Al (tip AlMg 5).

O altă aplicație importantă se referă la sudarea cu arc electric a îmbinărilor cap la cap din table de aliaj de aluminiu tip AD-33 cu inserții din fibre de bor.

Materialul compozit astfel obținut (VKA-2) are fibrele din B de diametru 0,14 mm plasate unidirecțional într-o matrice obținută prin topirea aliajului AD-33. S-au îmbinat table de grosime 1,2 mm cu participare volumică de 50%. Rezistența la tracțiune a materialului pe direcția perpendiculară pe fibre este apropiată de cea a materialului matricei (133-155 MPa) în stare netratată termic și crește la 180-220 MPa prin tratament termic. Pe direcția longitudinală a fibrelor această rezistență ajunge la 1000-1200 MPa [59]. Utilizarea cu precădere a compozitului VKA-2 pentru realizarea conductelor de lungimi mari și diametru de până la 500 mm, a impus

necesitatea unor tehnologii de îmbinare cap la cap cu arcul electric dintr-o singură trecere la concurență cu materialele tradiționale.

Trebuie precizat că sudarea acestui compozit pe direcție longitudinală a fibrelor conduce de multe ori la rezultate nesatisfăcătoare, deoarece cusătura poate prezenta fie zone netopite, fie zone în care inserțiile se regăsesc parțial topite ceea ce îi modifică compoziția chimică și proprietățile. De aceea se preferă alte procedee de sudare: cu laser, fascicul de electroni, plasmă, cu ultrasunete. S-au obținut însă rezultate foarte bune prin sudarea cu arcul electric în atmosferă protectoare de Ar și He, în dispozitiv de prindere din Cu, cu aport de material fuzibil.

Sudarea s-a realizat pe plăci de compozit VKA-2 de dimensiuni 250x150x1,2 mm, materialul de adaos fiind un aliaj de Al cu stabilitate înaltă. După sudare, plăcile au fost decapate cu o soluție apoasă de 10-15%NaOH și încălzite la 60-70°C în atmosferă controlată cu 20% NO₂ și apoi răcite în apă rece.

Așa cum rezultă din figura III.3,a, la sudarea în mediu de Ar cu topirea integrală a materialului de adaos, rezultă o structura neomogenă a compozitului în zona îmbinării cu dispunerea neregulată a inserțiilor. Cusătura obținută este prea lată și rezultă o interacțiune a inserțiilor cu metalul topit. În cazul în care materialul de adaos nu se topește complet (figura III.3,b) cusătura prezintă supraînălțari proeminente asigurându-se doar îmbinarea straturilor ce plachează compozitul. La sudarea în mediu de He, în curent continuu cu polaritate directă, pe o instalație prevăzută cu sistem de stabilizare a arcului și de reglare automată a tensiunii acestuia (figurile III.3,c și d), supraînălțarea cusăturii se reduce și lățimea sa este redusă.

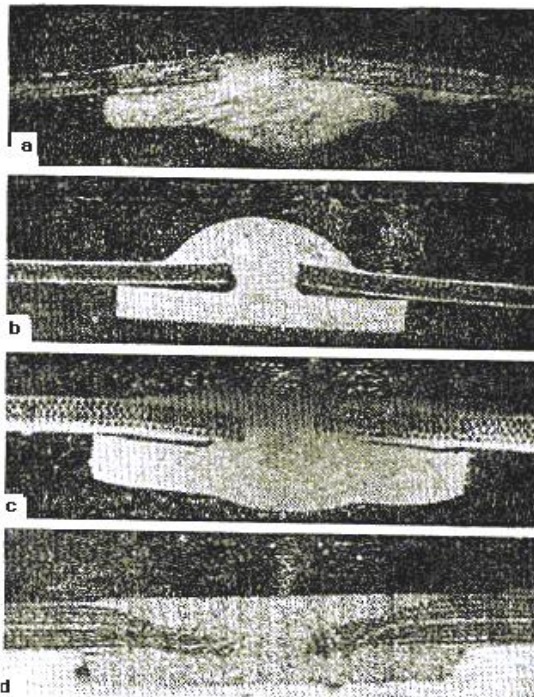


Fig.III.3. Aspecte macrostructurale ale îmbinărilor din MCM VKA-2

- a) Sudarea în mediu de Ar cu materialul de adaos integral topit; b) Sudarea în mediu de Ar cu materialul de adaos parțial topit; c) Sudarea în mediu de He în cc polaritate directă; d) Idem c) după prelucrare termomecanică

Inercarea la tracțiune statică realizată pe epruvete de dimensiuni 200x12x1,2 mm, fără supraîncălzire, arată valori diferite pentru diferitele tipuri de îmbinări (tabelul III.3)

Tabelul III.3. Rezultatele încercării de tracțiune la îmbinările din MCM VKA-2

Tipul îmbinării	σ_r îmbinare MPa	σ_r îmbin = % σ_r compozit
Sudarea în mediu de Ar cu topire integrală a materialului de adaos	93	48
Sudarea în mediu de Ar fără topire integrală a materialului de adaos	97	51
Sudarea în mediu de He	130	69
Sudarea în mediu de He cu tratament termic	149,5	81
Sudarea în mediu de He cu tratament termomecanic	182	95,5

Rezultă astfel că la sudarea cu arcul electric a materialelor compozite de tip VKA-2 având cusătura plasată longitudinal și cu material de adaos, se obțin îmbinări a căror rezistență ajunge la cca. 85-90% din cea a materialului matricei. Cel mai favorabil procedeu este cel în mediu de He care asigură un volum redus al băii topite și o îmbinare de înaltă calitate.

Alte cercetări efectuate pe materiale compozite metalice din sistemul aliaje de Al – B au urmărit efectele sudării folosind procedeul WIG [30]. S-a observat că pentru materiale cu inserții din bor, expunerea acestora la acțiunea aluminiului topit are efecte nedorite asupra proprietăților fibrelor. Interacțiunea bor-aluminiu este dependentă de timp și temperatură și se produce dificil în stare solidă, dar devine rapidă în prezența matricei de aluminiu lichide supraîncălzite. Tratamentele termice pot induce diferite reacții la interfață care sunt în detrimentul rezistenței filamentelor și a structurii compozitului. Astfel s-a observat că borul amorf se dizolvă în aluminiu topit la 1000°C și că expunerea borului la acțiunea aluminiului topit la 740°C determină o interacțiune, care duce la dizolvarea parțială și zimțarea capătului inserțiilor de bor. Expunerea sub 3 minute, la o temperatură de 740°C, produce însă efecte minime.

O problemă majoră la sudarea cu arcul electric a acestor materiale este lipsa de sârme specifice pentru sudare, precum și respingerea fibrelor de armare existente de către frontul de solidificare. Particulele nu acționează ca nuclee de solidificare și ca rezultat, ele sunt respinse prin înaintarea frontului de solidificare, rezultând o îmbogățire în particule a regiunii care se solidifică ultima. Consecințele acestui efect asupra proprietăților mecanice ale îmbinării nu au fost determinate în detaliu, dar se observă că are de suferit calitatea cusăturii.

III.3.1.2. Sudarea cu arcul electric cu electrod fuzibil

Acest procedeu de sudare este preferat datorită productivității sale. Din cauza fluidității scăzute a băii de sudură se recomandă la baza rostului o distanță de 1-2 mm între plăci și o placă suport din Cu, la îmbinările dintr-o singură trecere. Pentru îmbinările cap la cap deschiderea rostului se recomandă de 60° în V sau 90° în X, cu un umăr de 10-20% din grosimea tablei.

Ca și în cazul sudării WIG inserțiile influențează mult stabilitatea arcului. Acest efect nu este atât de pronunțat la compozitele Al – Al₂O₃ și sudarea decurge

normal. Dar, pentru compozitele din sistemul Al – SiC (mai ales cu participare volumică mare a inserțiilor) arcul este extrem de instabil. Stabilitatea procesului și obținerea unei îmbinări de calitate depind de reducerea tensiunii arcului și a lungimii sale. Dar, un arc prea scurt are ca rezultat un transfer necorespunzător al metalului de adaos topit, obținându-se împrăștieri la suprafața plăcilor.

Se pot exemplifica câteva aplicații ale procedurii de sudare cu arc electric cu electrod fuzibil la MCM cu matrice din aliaje de Al:

- **Sudarea materialelor compozite cu matrice din aliaje Al – Mg și fibre de armare din Al₂O₃, SiC și Si₃N₄**

Tablele de îmbinat sunt din aliaj 6061 de 6,4mm grosime iar fibrele au diametrul în intervalul 0,1-0,4 μm, raportul între lungime și diametru fiind cuprins în intervalul 20-200. Rostul este în V la 75°, cu placă de Cu pentru suportul rădăcinii [7], [14], [17], [18], [44], [63], [68], [78], [80], [83], [92], [113].

Pentru reglarea cantității de fibre ce ajung în baie a fost elaborat un dispozitiv special, luând în considerare faptul că existența unui număr mare de particule în baie poate duce la creșterea vâscozității metalului topit al băii, ceea ce reduce fluiditatea și înrăutățește proprietățile mecanice ale metalului cusăturii. De exemplu, la sudarea compozitului cu matrice din aliaj Al-Mg (tip 2E14A) ce conține 40% fibre de armare, cantitatea optimă de fibre din baie s-a stabilit a reprezenta 15% din volum.

Electrodul fuzibil poate fi realizat fie din metalul matricei, fie dintr-un amestec de metal al matricei cu fibre. În varianta optimă, electrodul fuzibil este format dintr-un înveliș extern subțire, realizat din materialul matricei și un miez din amestec presat de pulbere de matrice și fibre tăiate sau numai din fibre.

- **Sudarea cu arcul electric a tablelor de MCM cu acoperirea specială a marginilor rostului**

O variantă de realizare a sudării compozitelor metalice armate cu fibre, prevede acoperirea muchiilor de îmbinat cu amestec din material de armare, pulbere de matrice și liant. Acoperirea poate conține și adaosuri de aliene care fie stimulează, fie reduc imersia fibrelor, după cum este necesar. S-au sudat cu electrod fuzibil table compozite cu matrice din aliaje de aluminiu (cu grosimea de 0,6 - 6,25 mm) ale căror muchii au fost acoperite cu nitrură de siliciu. Ca liant pentru acoperire s-au folosit cleiuri speciale și alcool etilic. Liantul poate reprezenta între 50 și 80% din volumul fibrelor. A fost utilizat electrod fuzibil din aliaj 4043Al la o tensiune a arcului între 60 - 100 V și intensitate a curentului între 16 - 250 A.

- **Sudarea compozitelor cu matrice din aliaje de Al și fibre din sârmă din oțel sau bor**

S-au studiat compozitele cu matrice din aliajele AD1 și AMg6 și inserții din fibre de oțel cu diametrul 0,15 mm, cu rezistență la rupere 3600 MPa (KAC-1A), respectiv cu fibre de bor cu diametrul 0,15 mm, cu rezistență la rupere 4900 MPa (BKA2), ponderea volumică a fibrelor fiind 25-40% [44], [45], [147].

Sudarea cu arcul electric s-a realizat pe direcția de armare, în așa fel încât fibrele să nu se deterioreze prin topire. În acest scop au fost folosite implanturi din materiale de adaos, din aliaje corespunzătoare de aluminiu în rosturile de îmbinat.

III.3.2. Sudarea cu energie înmagazinată

Acest procedeu de sudare se bazează pe un principiu relativ simplu: un reper care trebuie sudat pe o piesă se încarcă de la un condensator cu capacitate mare și apoi este adus suficient de aproape de piesă pentru a se forma un arc. Simultan, separarea spațială dintre piese și tensiunea arcului sunt anulate și piesele respective sunt îmbinate. Dar, o mare parte a metalului topit este expulzată din

zona îmbinării și mai este posibilă și apariția unor produși de reacție. Microstructura rezultantă și proprietățile îmbinării reflectă timpul scurt de menținere a componentelor în contact și nivelul scăzut al aportului termic în materialul care se menține în zona îmbinării. Acest procedeu este în mod deosebit recomandat când este absolut necesar să se păstreze neschimbate proprietățile și structura compozitului în zona îmbinată.

Au fost realizate îmbinări din MCM-uri identice, dar și disimilare, ca: 6061, 2024, 6061-SiC (participare volumică 40%), 6061-SiC (participare volumică 48%), 6061-B₄C (participare volumică 40%), 6061-B₄C (participare volumică 30%), 2024-B₄C (participare volumică 30%) și AZ61-B₄C (participare volumică 40%). S-au sudat ștuțuri de 6,4 mm diametru pe table de grosime 3,2 mm și 6,4 mm. În figura III.4 se observă slaba diluție a îmbinării între piesele din MCM cu matricea din aliaj de Al 6061 și inserții din B₄C (participare volumică 40%). Se observă absența totală a porilor și a defectelor de lipsă de topire.

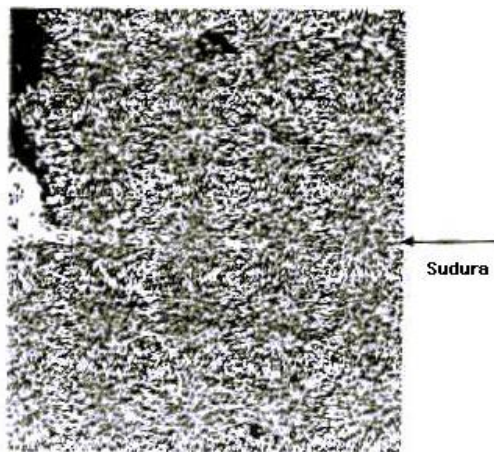


Fig.III.4. Imbinare sudată prin energie înmagazinată din MCM 6061-B₄C (participare volumică 40%) (x 200)

Durata arcului a fost de 0,4 ms, iar viteza de solidificare a depășit valoarea de 10^6 °C/s. Puterea minimă necesară pentru o îmbinare acceptabilă la tipurile de compozite menționate este de $8 \cdot 10^8$ W/m². Mărirea puterii nu va conduce în mod necesar la îmbunătățirea integrității sudurii, dar va produce o cantitate mai mare de metal expulzat [23], [73], [109].

Incercările mecanice au scos în evidență ruperi mai frecvente în materialul de baza decât în îmbinare. Forța de compresiune dezvoltată prin descărcarea electrică, coroborată cu viteza înaltă de solidificare previn apariția fisurării la cald. Acest procedeu este perfect pentru sudarea unor piese de mici dimensiuni, deoarece există limitări geometrice și dimensionale pentru a realiza din piesele de îmbinat condensatorul optim pentru proces.

III.3.3. Sudarea cu fascicul laser

Sudarea cu fascicul laser conduce la ZIT de extindere redusă, la îmbinări dintr-o singură trecere, cu viteze de sudare mari. Avantajul său în comparație cu alte metode de îmbinare prin topire constă în degazarea matricei care se produce în

zona îmbinării și, ca posibilitatea scăderii porozității, absența oxidărilor în zona îmbinării și, de asemenea concentrarea mare de energie în această zonă, fiind astfel posibil să producă îmbinări cu ZIT de extindere minimă, mai ales în cazurile în care cusătura are direcția fibrelor de inserție.

Totuși, acest procedeu este practic de nefolositor la majoritatea MCM din cauza temperaturilor locale foarte înalte în baia de sudură care conduc la cusături neuniforme. Aceste temperaturi locale înalte produc o varietate de reacții între matrice și inserții, care trebuie evitate.

Creșterea participației volumice de fibre ceramice în matricea metalică crește capacitatea materialului compozit de a absorbi energia generată de fasciculul de laser [36], [59], [73], [119], [171].

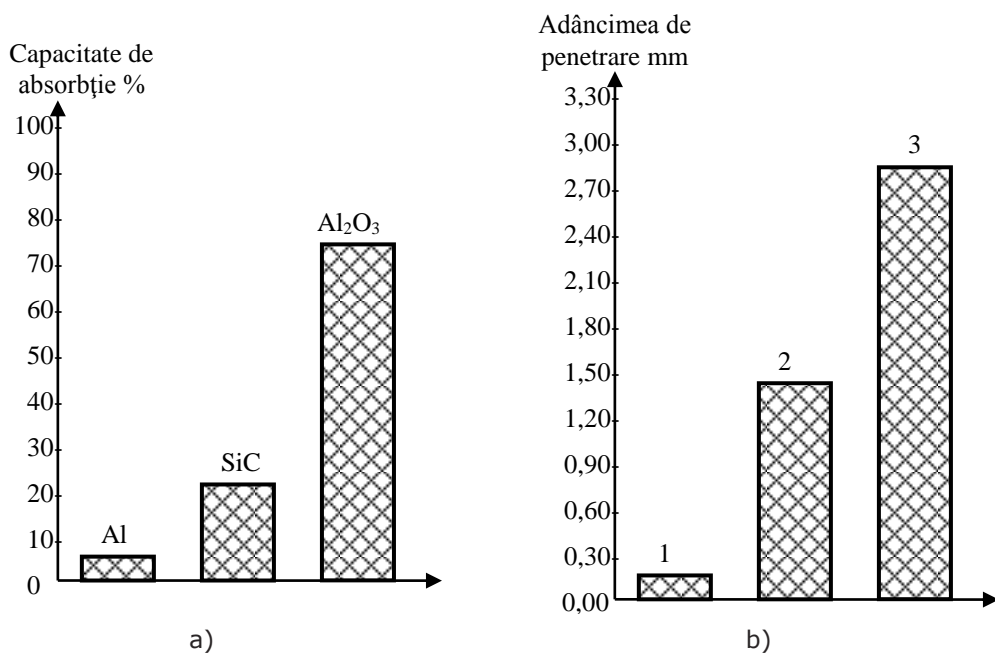


Fig. III.5. Sudarea cu laser a MCM cu matrice din aliaje de Al și inserții ceramice
a) capacitatea de absorbție a Al și inserțiilor; b) adâncimea de pătrundere a fasciculului laser de aceeași putere în: (1) 66061Al, (2) CM6061-20%SiC, (3) CM6061-20%Al₂O₃

Astfel, în figura III.5,a este reprezentată capacitatea de absorbție a aluminiului, carburii de siliciu și oxidului de aluminiu, precum și în figura III.5,b, adâncimea de pătrundere a unui fascicul laser de aceeași putere în table grosimi egale din MCM a căror matrice este formată din aliaje de aluminiu A6016 și care conține inserții din ceramică. Se observă că particulele de Al₂O₃ modifică în mod marcant proprietățile superficiale ale aliajului matricei, influențându-i în mod accentuat capacitatea de absorbție.

Datorită absorbției preferențiale a energiei laserului de către fibrele de ceramică, este foarte mare atât riscul dizolvării particulelor în baia de sudură cât și cel al formării produselor de interacțiune fragile, de exemplu faze de Al₄C₃, Al₄SiC₄ în îmbinările sudate din MCM aparținând sistemului Al-SiC (figura III.5,a). Interacțiunea poate fi reglată prin modificarea duratei impulsului și puterii radiației.

Alte dificultăți în sudarea cu laser a materialelor compozite se datorează nevoii de a asigura îmbinări de înaltă calitate, parametrii de sudare satisfăcători și porozitate redusă. Zona cusăturii este protejată împotriva oxidării folosind heliu sau un amestec de heliu cu azot, iar partea opusă acesteia (rădăcina) este protejată în atmosferă de argon [45].

Totuși, s-a stabilit [73], [154] că la compozitele din sistemul Al – SiC, o succesiune corectă a etapelor ciclului activ și aportului de căldură, atât în cazul unei unde laser continue cât și pulsatoare din CO₂, cantitatea de carbură de Al care se produce, poate fi controlată. Folosind parametrii din tabelul III.4, s-a obținut rezistența maximă a îmbinării pentru regimurile C și D. Scurtând durata ciclului activ rezultă penetrare incompletă, dar mai puține defecte de microstructură. Mărind durata respectivă, se formează cantități mari de carbură de aluminiu și se înrăutățesc proprietățile mecanice.

Tabelul III.4. Diferite tipuri de cicluri de sudare cu laser

Parametrii de sudare cu laser						
Caracteristici	A	B	C	D	E	F
Durata de conectare, ms	20	20	20	20	20	20
Durata de deconectare, ms	20	15	10	7	5	2
Ciclul activ, %	50	57	67	74	80	91
Puterea medie, w	1600	1830	2130	2370	2560	2900

Trebuie făcute anumite observații asupra celor constatate experimental [76], [87]:

- aliajul matricei a fost A356, un aliaj de Al cu 7%Si;
- în general, formarea carburii de Al este doar redusă, nu eliminată; formarea compusului respectiv poate fi suprimată în cazul în care se folosește ca material de adaos Ti sau Si;
- afirmația referitoare la îmbunătățirea proprietăților de rezistență trebuie considerată în contextul unor tratamente termice ulterioare.

Unul dintre avantajele utilizării acestui procedeu de sudare la MCM cu matrice din Al în comparație cu Al normal, provine de la îmbunătățirea procesului de interferență a fasciculelor. Din cauza inserțiilor ceramice, compozitul este slab reflectant. Motivul este acela că incluziunile ceramice determină interferența fasciculelor mai eficient decât matricea, ceea ce conduce la o încălzire mai pronunțată a acestora și se activează astfel reacțiile la interfață.

Sudarea cu laser a compozitului Al – Al₂O₃ prezintă și alte probleme tehnologice. Fasciculul laser nu poate forma un canal stabil în acest material, deoarece densitatea înaltă de energie determină topirea particulelor de alumina dinaintea fasciculului. Stratul vâscos astfel rezultat este transportat spre marginea canalului, unde se acumulează în grămăjoare. Acestea se destabilizează și alunecă înapoi în canal, reacționând exploziv cu metalul topit, ceea ce creează cratere și discontinuități în îmbinare (figura III.6).

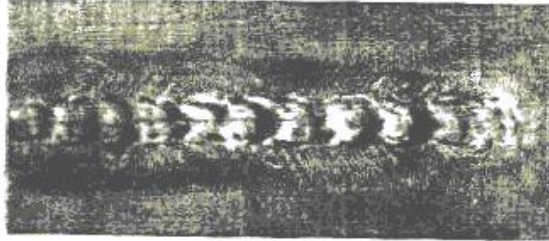


Fig.III.6. Cratere obținute la sudarea cu laser a compozitului 6061- Al_2O_3 (participare volumică 20%)

Sudarea cu laser a MCM armate cu fibre, având matricea din aliaje de aluminiu AD1 și AMg6, a fost studiată pe două tipuri de materiale: KAC-1 și BAK-2. Primul material are inserții din oțel cu diametrul 0,15 mm (cu rezistența de rupere de 3600 MPa), iar al doilea material are fibre de bor cu diametru de 0,15 mm (cu rezistența la rupere de 4900 MPa). Participarea volumică de fibre este 24-40% [44], [46].

Sudarea cu laser s-a efectuat pe direcția de armare, în așa fel încât să nu se topească, respectiv să nu apară nici o deteriorare a fibrelor. În acest scop au fost folosite elemente de inserție în rosturile de sudură, din aliaje corespunzătoare de aluminiu. S-au constatat aceleași deficiențe ca cele semnalate anterior.

III.3.4. Sudarea cu fascicul de electroni

Avantajul sudării cu fascicul de electroni în comparație cu alte metode de îmbinare prin topire constă în degazarea matricei care se produce în zona îmbinării, cu posibilitatea scăderii porozității și absenței oxidărilor în zona îmbinării. Concentrarea mare de energie în această zonă, face posibilă obținerea de îmbinări cu ZIT de extindere minimă, mai ales în cazurile în care cusătura are direcția fibrelor de inserție.

Pentru a reduce numărul de compuși interfazici în îmbinare, este recomandabil să se sudeze cu aport minim de energie. O astfel de sudare se poate produce dacă se prelucrează cu rosturi concepute special și utilizând pelicule intermediare de material. Astfel la sudarea cap la cap a tablelor de 4mm grosime, din MCM cu matrice din aliaj AZ91 ranforsat cu particule din Al_2O_3 (participare volumică de 20%) au fost folosite cu foarte bune rezultate straturi intermediare de 0,5 mm grosime din materialul matricei [11], [24], [28].

La acest tip de sudare, materialul matricei, cu grosimi de 10 mm, din aliaje de Al: Al25, 6061 și AA2124 (conținând mai mult de 22% participare volumică de SiC) au fost îmbinate cu table intermediare de max. 2 mm grosime din materialul matricei îmbogățit cu Mg (max. 3,5%) și Si.

Deși, fiind un procedeu de sudare cu energie ridicată și considerat adeseori similar sudării cu laser, sudarea cu fascicul de electroni este fundamental diferit. În cazul ambelor procedee rezultă o zonă influențată termic îngustă, dar, la sudarea cu fascicul laser energia termică este de natură luminoasă provenind din excitarea fonică a atomilor țintă, în timp ce la sudarea cu fascicul de electroni energia termică provine din energia cinetică a unui fascicul de electroni accelerați. Mai mult,

sudarea cu laser este un procedeu care are loc în atmosferă, în timp ce fasciculul de electroni este dirijat în vid.

La același tip de compozit A356 – SiC (participare volumică de 20%), cu parametri de sudare similari (putere 3 kW la viteză de 85 mm/s și diametrul fasciculului de 0,4 mm) la sudarea în fascicul de electroni s-a obținut substanțial mai puțină carbură de aluminiu [37], [38], [50]. În anumite condiții ale fasciculului de electroni, formarea acestui compus a fost practic eliminată (figura III.7).

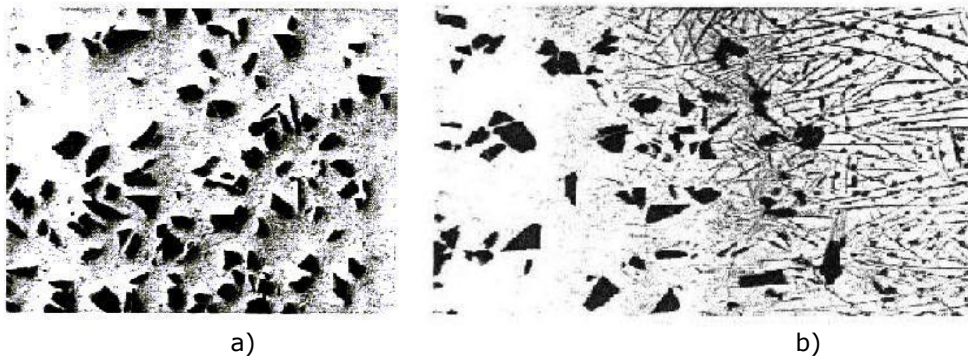


Fig.III.7. Microstructura zonei topite într-o îmbinare sudată a compozitului A356 – SiC (participare volumică de 20%)
a) Sudare cu fascicul de electroni; b) Sudare cu laser

Totuși, încercările pe compozit 2014 – SiC (participare volumică 15%) nu prezintă aceleași aspecte pozitive. Dimpotrivă, o secțiune transversală printr-o îmbinare din acest aliaj prezintă defecte de lipsă de topire și pori mari. Sunt aproape aceleași probleme ca și cele de formare a craterelor de la sudarea cu laser.

III.3.5. Sudarea cu plasmă

Nu se recomandă utilizarea sudării cu plasmă la îmbinarea oricăror MCM cu matrice din aliaje de Al. Spre exemplu, această metodă nu poate fi utilizată la materialele cu matrice din aliaje de aluminiu armate cu fibre de bor, deoarece conduce la fragilizarea puternică a îmbinării și la degradarea fibrelor [82], [178]. S-a constatat însă, că odată cu perfecționarea echipamentelor și a posibilităților de conducere și de control al procesului de topire și al transferului de metal a fost posibil să se aplice regimuri de sudare cu impulsuri de curent asimetrice, de diferite polarități, de durate diferite, propice pentru realizarea îmbinărilor [103], [116].

Procedeul este utilizat atât pentru sudarea MCM cu fibre întrerupte, orientate aleator, cât și pentru cele cu fibre continue și în principiu constă din producerea arcului electric între un electrod de wolfram și plăcile din compozit. Pentru aceasta se realizează o sursă de alimentare specială, care permite modificarea curentului în limite largi (5...300 A) și a duratei impulsului între 4...15 ms.

Sudarea în arc de plasmă se poate realiza atât în poziție orizontală, cât și în poziție verticală. Din punct de vedere al calității, îmbinările sudate sunt comparabile cu cele realizate la sudarea în cc în mediu protector de heliu. În plus, prin acest procedeu se elimină necesitatea pregătirii atente a marginilor și a menținerii constante a rostului.

III.3.6. Sudarea prin frecare

Deși apar reacții între materialul matricei și inserții, sudarea prin frecare a MCM prezintă toate avantajele unui procedeu în stare solidă și deci, se consideră ca atare. La fel ca alte procedee ce nu implică topirea, sudarea prin frecare este recomandată pentru îmbinarea materialelor disimilare, ea asigurând în îmbinare păstrarea proprietăților individuale originale ale componentelor. Procedeu de frecare în timpul unei mișcări de rotație este utilizat la piese cilindrice sau țevi, în timp ce frecarea prin translație (de regulă liniară) este utilizată la plăci.

S-au obținut îmbinări din MCM prin sudare prin frecare, în special, pentru compozitele cu matricea din aliaje de aluminiu. În procesul care are loc s-a observat că particulele de oxizi existente la interfață pot fi sfărâmate la suprafața de îmbinare prin efectele mecanice ale procesului de frecare, formându-se o dispersie de particule fine. Sudabilitatea prin frecare a aliajelor de Al cu alte metale și aliaje rezultă din figura III.8.

	Aliaje Zr	Zirconium	Oțel, Austenitic	Oțel, Bogat aliat	Oțel, Aliat	Oțel, Nealiat	Nichel	Alama	Aliaje de Mg	Magneziu	Cupru	Ceramica	Titan	Bronz	Al, Sinterizat	Aliaje Aluminiu	Aluminiu
Aluminiu	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Aliaje AL	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Al, Sinterizat	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■

■ Potrivit pentru sudarea prin frecare ■ Parțial potrivit pentru sudarea prin frecare
 ■ Nepotrivit pentru sudarea prin frecare □ Netestat

Fig.III.8. Sudabilitatea aliajelor din Al cu alte metale și aliaje

Zona îmbinării sudate a MCM prezintă deformări plastice mari ale matricei și o călire a acesteia. În ZIT, durificarea materialului scade datorită decăririi a matricei. Pentru a asigura rezistența maximă a îmbinărilor din MCM cu matrice de aluminiu, îmbinările trebuie să fie supuse unui tratament termic de îmbătrânire [34], [101], [109].

Rezistența îmbinării prin frecare a unui MCM, întărit cu fibre continue sau discontinue, poate reprezenta mai mult de 90% din rezistența matricei. O prezentare de ansamblu a rezistenței la tracțiune a diferitelor îmbinări prin frecare din MCM cu matrice din aliaje de Al și inserții din diferite tipuri de oțel este prezentată în figura III.9 [119]. Nu există nici o corelație directă între rezistența aliajelor ce compun matricea MCM și rezistența sudurilor prin frecare. Se poate astfel presupune că și alți factori joacă un rol important la aceste îmbinări, cum ar fi: proprietățile mecanice diferite ale oțelului și aluminiului, acumularea preferențială a fisurilor în zonele de la suprafața de contact unde apar stări multiaxiale de presiuni datorită mișcărilor specifice procedeuului.

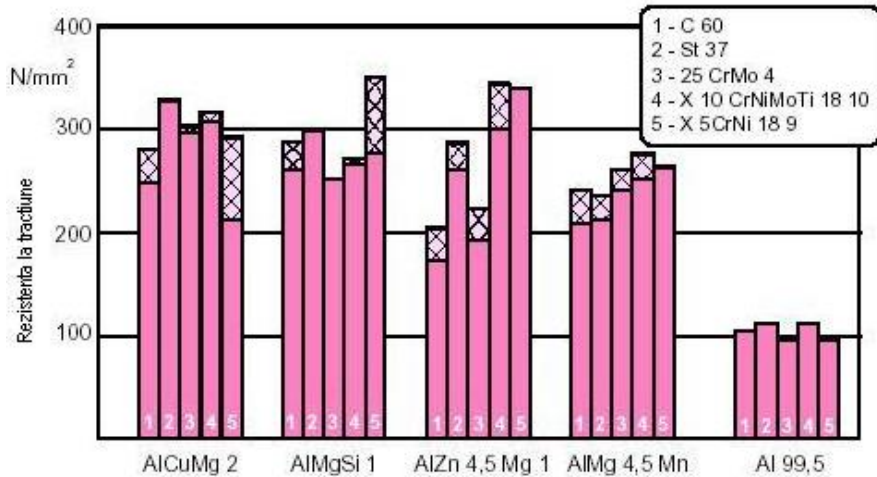


Fig.III.9. Variația rezistențelor la tracțiune ale îmbinărilor sudate prin frecare la diferite MCM cu matrice din Al și inserții din oțel

Rezultate pozitive s-au obținut la îmbinarea prin acest procedeu la:

- **Îmbinarea barelor din compozit din sistemul Al – Al₂O₃**

Compozitul este alcătuit dintr-o matrice din aliaj eutectic complex de aluminiu de tipul AlSi12CuNiMg cu inserții din particule de Al₂O₃ [69]. Epruvetele folosite pentru sudare au avut lungimea de 50 mm și diametrul de 19 mm. Regimurile de sudare au fost optimizate în funcție de tipul compozitului și sunt prezentate în tabelul III.5.

Tabelul III.5. Regimuri de sudare a MCM prin frecarea componentelor

Material	Parametrii regimului de sudare							Obs.
	Presiune de frecare bar	Presiune de încălzire bar	Presiune de refulare bar	Timp de frecare s	Timp de încălzire s	Timp de refulare s	Scurtare axială mm	
Al 99,99%	4	8	12	1	1	5	15	bavură exces
	4	8	12	0,5	0,5	3	13	bavură bună
AlSi12CuNiMg + 5% Al ₂ O ₃	8	14	14	1	4	4	2,5	bavură insuf.
	8	14	14	3	4	4	4	bavura bună
AlSi12CuNiMg +10% Al ₂ O ₃	11	20	20	1	3	3	6,5	bavură medie
AlSi12CuNiMg + 15% Al ₂ O ₃	11	16	16	1	2	3	2	bavură insufic
	11	18	18	1	3	3	4	bavură medie
AlSi12CuNiMg + 20% Al ₂ O ₃	8	18	14	1	4	4	7,5	bavura bună

Probele sudate din material compozit cu diferite participări volumice a inserției, în regimurile de sudare din tabelul III.5 (ultimele 6 linii) sunt prezentate în figura III.10, în aceeași ordine ca în tabel.

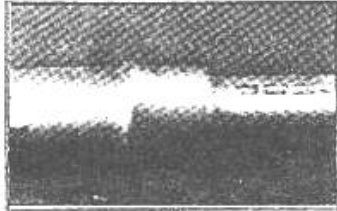
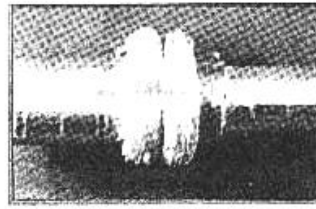
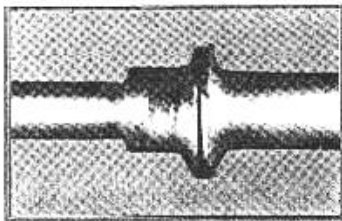
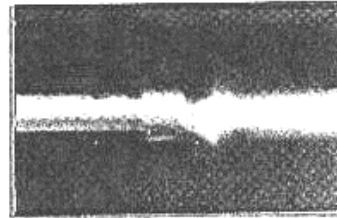
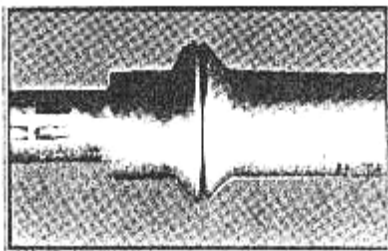
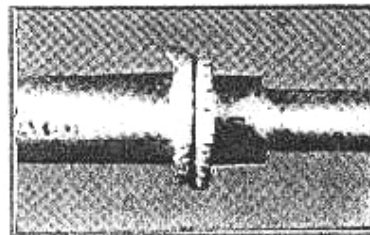
5% participare volumică de Al_2O_3 5% participare volumică de Al_2O_3 5% participare volumică de Al_2O_3 10% participare volumică de Al_2O_3 15% participare volumică de Al_2O_3 20% participare volumică de Al_2O_3

Fig. III.10. Imbinări sudate prin frecare din materiale compozite cu matrice din $AlSi12CuNiMg$ cu inserții din Al_2O_3

Toate probele realizate s-au supus la studii structurale și încercări mecanice, constatându-se:

- La compozitul cu 5% participare volumică a Al_2O_3 cusătura este foarte îngustă și marcată de acumulări de eutectic globular; ZIT-ul este extins, cu particule fine și globulizate de eutectic uniform dispersate în matricea care conține și precipitări fine de elemente de aliere; această matrice prezintă formațiuni grosolane de eutectic și ace de Si fragmentate.

- La compozitul cu 10% alumina, sudura este o linie discontinuă, cu frecvente insule alungite de soluție solidă α ; ZIT-ul este foarte extins cu dispunerea în straturi alungite alternante a zonelor cu eutectic $AlSi$ și soluție solidă α , cu precipitări foarte fine; se observă aglomerări mici de particule ceramice, determinând o ușoară deformare a matricei.

- La compozitul cu participare volumică de 15% a inserțiilor se observă o porțiune în care îmbinarea este o bandă lată de soluție solidă α cu precipitări fine ale elementelor de aliere; ZIT-ul este puțin extins, conținând formațiuni eutectice fine și globulizate. Matricea este o soluție α cu precipitări fine, formațiuni eutectice de dimensiuni medii și formațiuni aciculare medii de Si uniform dispersate.

- La MCM-ul cu 20% Al_2O_3 în matricea de bază sunt prezente formațiuni aciculare de Si de dimensiuni mari și porțiuni de eutectic AlSi extinse; ZIT-ul este îngust cu particule mari de element ceramic; de fiecare parte a cusăturii există formații eutectice fărâmițate și orientate în șiruri paralele cu linia de fuziune.

- Incercarea la tracțiune, a scos în evidență faptul că prin creșterea conținutului de incluziuni, limitele de curgere și rupere cresc; astfel limita de rupere este la MCM cu fracția volumică de 20%, cu 30% mai mare decât la cel cu fracția volumică de 5%.

- Incercările de microduritate au arătat un comportament diferit al probelor cu 5, 10 și 15% participare volumică față de cele cu 20%. Astfel la prima categorie, crește duritatea în ZIT și sudură față de matricea de bază. La celelalte se observă o creștere importantă a durității în matrice și valori mai mici în îmbinare și ZIT (figura III.11).

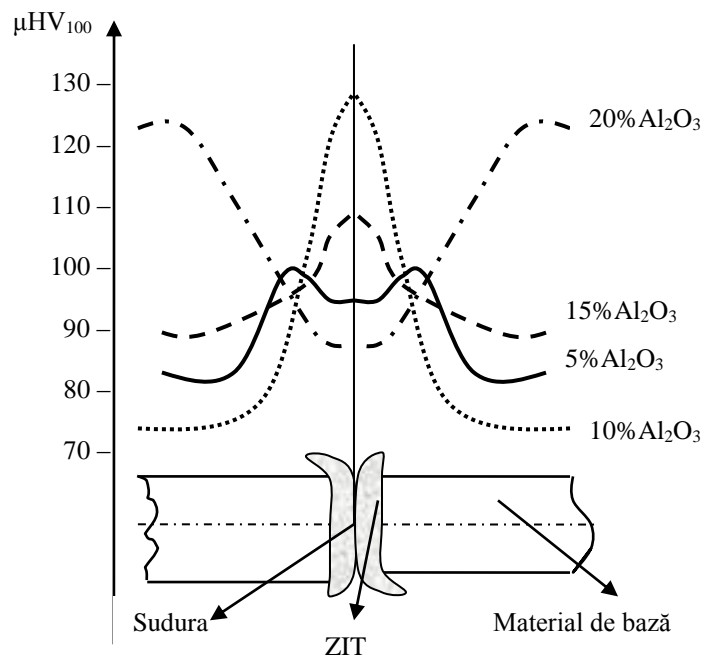


Fig.III.11. Variația microdurității la epruvetele sudate prin frecare din MCM AlSi12CuNiMg cu inserții din Al_2O_3

- După tratament termic (durificare la $515^{\circ}C$ timp de 2 ore, urmat de îmbătrânire la $180^{\circ}C$ timp de 2 ore) s-a constatat o egalizare a durității pentru cele 4 probe diferite.

Această serie de experimente arată că sudarea prin frecare este un procedeu de îmbinare valabil pentru anumite tipuri de compozite cu matrice din aliaje de Al [176], [182].

- **Îmbinare barelor din MCM din sistemul Al – SiC**

S-a studiat de asemenea sudarea barelor cu diametru de 45 mm din compozit cu matrice din aliajul de Al 2618 cu inserții din SiC cu participare volumică de 14%. Barele au fost rotite cu turația de 950 rpm, forța de frecare a fost de 18,8 MN, forța de presare de 29,4 MN iar timpul de sudare a fost de 4,6 s. A rezultat o îmbinare a cărei microstructură evidențiază o oarecare aglomerare de particule de SiC în zona sudată, dar nu se semnalează formarea de carbură de aluminiu Al_4C_3 [182], [184].

III.3.7. Sudarea prin difuzie

Sudarea prin difuzie este în mod obișnuit utilizată pentru producerea tablelor și țevilor din materiale compozite ranforsate cu fibre continue. O bună îmbinare sudată prin difuzie este practic identică cu materialul de bază, iar eficiența procedurii devine 100% din acest punct de vedere, după tratament termic [74], [96], [102]. Dacă tratamentul termic post-sudare nu este posibil, atunci sudarea prin difuzie trebuie evitată. Aceasta, deoarece întregul ansamblu de îmbinat este supus la temperaturi (și presiuni) ridicate timp îndelungat ceea ce degradează în mod semnificativ proprietățile compozitelor. Spre exemplu, MCM din sistemul Al-B sunt sudate într-un container ermetic la 482°C și la o presiune de până la 20 MPa timp de 30-90min [144].

Inițial procedeele de sudare prin difuzie s-au aplicat pentru obținerea îmbinărilor din materiale compozite metalice în corelație cu alte procedee care să asigure calitatea necesară a îmbinării. Astfel, utilizarea unei tehnici de îmbinare la care s-a creat o fază lichidă intermediară s-a dovedit foarte eficientă în îndepărtarea stratului de oxizi care determină multe neajunsuri la îmbinarea aliajelor de aluminiu, indiferent de procedeu [123]. În acest sens s-au folosit folii de cupru și de argint care s-au introdus atât sub forma unor foi subțiri care ulterior se topeau în timpul procesului de îmbinare, cât și sub formă de straturi injectate direct în stare lichidă. Procesul este dependent de timpul și temperatura de menținere, forța de presare, dar și de grosimea straturilor intermediare productivitatea redusă și costul deosebit de ridicat al structurilor astfel obținute [151], [44], [45].

Ca procedeu de sine stătător, sudarea prin difuzie se aplică la mai multe tipuri de compozite dintre care cele mai semnificative sunt prezentate în continuare:

- **MCM din sistemul Al – oțel, de tip KAS – 1A**

În mod tradițional suprafețele de îmbinat se curăță cu peria din oțel inoxidabil și apoi se decapează cu alcool etilic sau acid acetic [94], [131]. Imbinarea din table de compozit KAS – 1A este realizată cu straturi intermediare din Ni și Cu având aspectul microstructural prezentat în figura III.12.

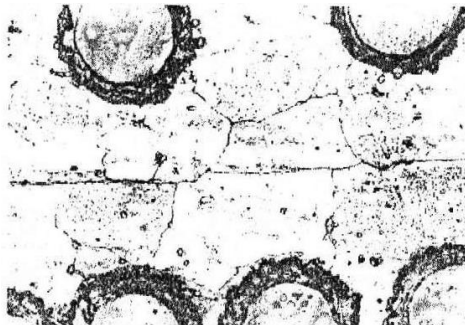


Fig.III.12. Aspect microstructural al sudurii prin difuzie a tablelor de MCM KAS- 1A

- **MCM din sistemul Al – Al₂O₃**

Ca în orice proces tehnologic, s-au studiat posibilitățile de optimizare pentru obținerea de îmbinări sudate cu caracteristici mecanice asemănătoare cu cele ale materialului de bază. În acest context, s-a stabilit influența, asupra rezistenței îmbinărilor, a prelucrării suprafeței tablei de compozit din aliaj AD 31 (din sistemul aluminiu - magneziu - siliciu) armat cu fibre Al₂O₃. Acest compozit, care conține 5% fibre din oxid de aluminiu, posedă o rezistență ridicată la uzură și este fabricat sub formă de vergele cu diametrul de 20 mm cu rezistența la tracțiune în domeniul 180-190 MPa. Pentru studierea influenței modului de pregătire a suprafeței pieselor de îmbinat, asupra rezistenței, s-au efectuat diferite prelucrări ale acestora: curățirea cu perie de sârmă din oțel inoxidabil, șlefuirea mecanică și lustruirea electrolitică. S-a constatat că valoarea maximă a rezistenței s-a obținut după lustruirea electrolitică, timp de 300 s, iar cea minimă la curățirea cu perie de sârmă. Parametrii optimi de sudare au fost: temperatura 610°C și presiunea la sudare de 1-2 MPa, condiții în care se poate atinge o rezistență apropiată de cea a materialului de bază.

Studierea dependenței dintre temperatură și gradul de deformare a arătat că, la regimuri de sudare ce asigură o rezistență ridicată, gradul de deformare a fost deosebit de ridicat, fiind în medie de cca. 6%.

La folosirea oricărui tip de strat intermediar din cele menționate, rezistența îmbinării este mai mare decât în cazul când nu se folosește strat intermediar. Astfel, straturile intermediare din cupru și argint au temperatura de topire a eutecticului de 548°C, respectiv 566°C, mai mică decât temperatura de topire a Al, ce reprezintă matricea compozitului. Stratul intermediar din aliaj tip D1 (din sistemul aluminiu-cupru-mangan), are temperatura solidus sub cea a aliajului tip AD31. Îmbinările cu straturi intermediare se execută în domeniul de temperaturi mai ridicate decât temperatura de topire a eutecticului și respectiv, temperatura solidus, iar acest fapt a determinat obținerea unei îmbinări mai rezistente.

- **MCM cu matrice din Cu și inserții de Ni-Ti sudate pentru obținerea de materiale supraconductoare**

Realizarea practică a acestor tipuri de îmbinări se inițiază după ce atât partea supraconductoare, formată din fibrele de aliaj Ni-Ti cât și matricea din cupru, se decapează pe o lungime de aproximativ 10 mm în soluție de acid azotic. Lungimea porțiunii decapate depinde de forma și tipul îmbinării și nu este constantă. După decaparea fibrelor, acestea sunt așezate alternativ cu straturi de matrice și se acționează prin presare de sus și de jos cu ajutorul unui poanson într-o cameră de vid. În aceasta, se află și dispozitivul de fixare cu caneluri speciale în care se amplasează capetele de îmbinat ale conductoarelor. Forța de compresiune este de aproximativ 5000 N, iar încălzirea până la temperatura de 450-500°C, timp de 10-20 minute.

Pentru a da îmbinării forma dorită, deasupra și sub porțiunea de îmbinat a fibrelor se amplasează piese din cupru care se îmbină prin lipire. În plus, pentru întărirea locului de sudare a MCM se admite prinderea prin lipire a unei plăci ajutătoare din cupru sau din aliaje de cupru (grosimea plăcii < 5 mm).

Prin procedeul propus pot fi îmbinați conductori cu diferite forme ale secțiunii transversale. Dacă fibrele nu sunt executate din aliaj de titan, îmbinarea se poate obține în atmosferă de argon sau alt gaz protector, respectiv în aer.

În cazul sudării prin difuzie a componentelor din MCM, principalele tipuri de îmbinări la care se recomandă acest procedeu sunt cele prin suprapunere, deoarece se dovedește ineficient în cazul sudurilor în colț și laterale [142], [143], [146], [177].

▪ **MCM cu matrice din AA2124 (Al-Cu-Mg) și inserții de SiC (participare volumică de 12,5%)**

S-au sudat table de 6 mm grosime folosind folii intermediare din aliajul Al-Ti (AA8090) cu grosimi de 50 – 150 μm . Înainte de sudare suprafețele de îmbinat au fost frecate cu hârtie abrazivă no.1200 și spălate cu un dezoxidant special pentru aliajele de Al (Turco 4). Ulterior s-a produs o degresare în baie de acetonă activată ultrasonic. S-a lucrat în vid de $2 \cdot 10^{-4}$ torr, temperatură de 470 – 520°C, presiune de 1,5, respectiv 3 și 6 MPa și timp de sudare de 60 min. [96].

Studiul microstructural al îmbinărilor sudate arată că structura în zona sudurii depinde în principal de temperatură și presiune. Sudura realizată la 500°C, presiune de 6MPa timp de 1 oră cu o folie intermediară de 150 μm , prezintă o deformare eterogenă între 0 și 80 μm (figura III.13).

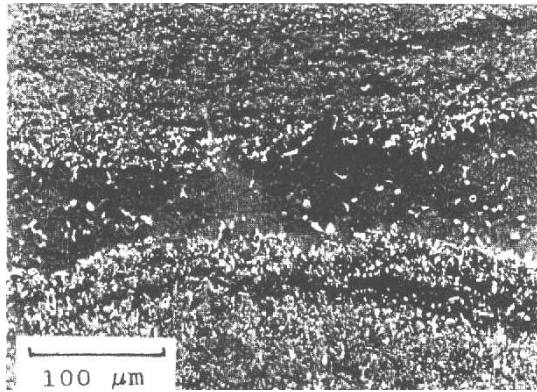


Fig.III.13.Aspect microstructural al îmbinării realizată prin difuzie la 500°C, presiune de 6MPa timp de 1 oră, cu o folie intermediară de 150 μm

Studiul stratului intermediar a scos în evidență o precipitare masivă a unei faze bogată în Cu ($\text{Al}_2\text{Cu} - \theta$), iar investigații de microscopie electronică mai arată prezenta unor formații aciculare, mai ușoare, probabil bogate în litiu ($\text{Al}_3\text{Li} - \delta$). Aplicarea unui tratament termic post-sudare (călire +îmbătrânire) a condus la solubilizarea aproape totală a acestor precipitate, obținându-se o recristalizare a stratului de Al – Li (figura III.14).

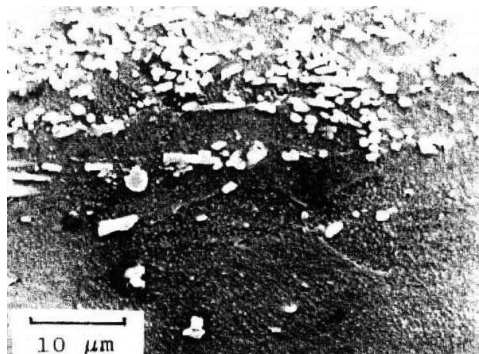


Fig.III.14. Zona de recristalizare de la interfața îmbinării, după tratament termic

Fenomenul de recristalizare și dispariția practic a stratului intermediar este mai evidentă în zonele în care se produce și o curgere plastică (figura III.15) unde se observă și formarea de pori și distribuția omogenă a SiC, deși mai există încă unele zone cu aglomerări de inserții [102], [123].

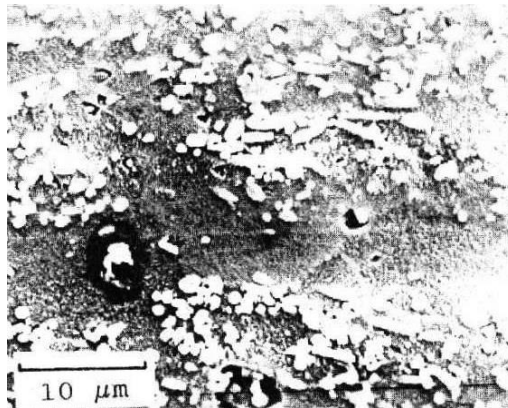


Fig.III.15. Recristalizarea și eliminarea stratului intermediar din îmbinarea sudată prin difuzie

Sudarea în atmosfere mai oxidante determină oxidarea Li și apariția simultană a oxidului de Al ce inhibă sudarea plăcilor [151].

III.3.8. Sudarea prin explozie

Această metodă este folosită pentru a îmbina plăci și tevi din MCM sau de a asambla straturi cu o ductilitate suficient de mare pentru a evita dezintegrarea inserției de consolidare. De asemenea pentru îmbinarea unor piese din MCM cu alte ansambluri din metale și aliaje diferite. Rezistența îmbinărilor este de obicei egală sau chiar mai mare decât matricea MCM. Rezistența poate fi mărită prin folosirea straturilor intermediare din alte materiale. În cele mai multe cazuri, sudurile nu sunt poroase și nu prezintă fisuri.

Unde de șoc (cu viteze de 3000 până la 9000 m/s) pot să producă presiuni de până la $6 \cdot 10^6$ N/cm². Aceste unde se distribuie și crează o undă materială în planul îmbinării, unde, un jet subțire de material este încălzit la temperatură ridicată, cauzând topirea și amestecarea mecanică la interfața plăcilor care se sudează. Exemple de macrostructuri ale îmbinărilor sudate prin explozie sunt prezentate în figura III.16.

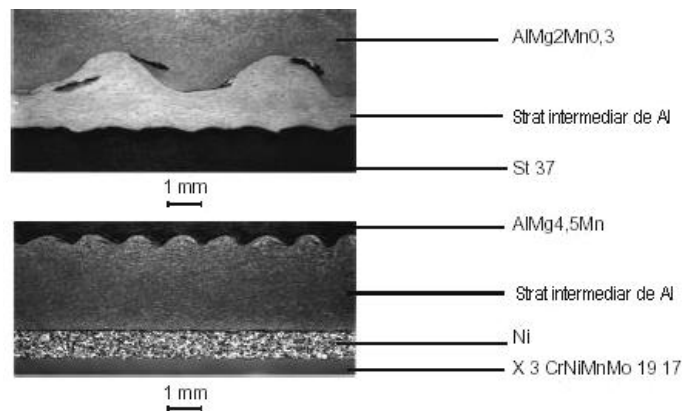


Fig.III.16. Aspecte macrostructurale ale unor îmbinări obținute prin explozie din materiale disimilare

Alumiul poate fi sudat eficient cu el însuși, cu oțelul și cuprul pentru a obține îmbinări disimilare [11], [24], [79], [80].

III.3.9. Sudarea electrică prin presiune în puncte

Unul din procedeele posibile de îmbinare a pieselor din compozite metalice armate este sudarea electrică prin presiune în puncte [11], [16], [26], [70]. Prin folosirea acestui procedeu, materialul nu este supus la o încălzire de lungă durată la temperaturi înalte, ceea ce limitează posibilitatea apariției și dezvoltării structurilor fragile la limita fibră de armare - matrice. De reținut este faptul că aceste procedee de sudare permit să se obțină îmbinări suprapuse, dar materialele sunt supuse la importante deformații la locul îmbinării, ceea ce poate conduce la imersia sau chiar la distrugerea fibrelor de armare. S-a constatat, de asemenea, că procesul de sudare este îngreunat foarte mult de prezența în compozit a fibrelor care nu conduc curentul electric, cum sunt cele din bor [24], [28], [50], [54], [62].

Se poate exemplifica aplicarea procedurii la mai multe tipuri de compozite metalice:

- **MCM din sistemul aluminiu-bor**

Particularitățile formării îmbinării la sudarea electrică prin presiune în puncte a compozitelor cu fibre din sistemul aluminiu-bor și proprietățile îmbinărilor sudate din acest material au fost mult studiate datorită multiplelor aplicații ale acestora [83], [92], [94], [103].

Întrucât aspectele formării îmbinărilor depind de participarea volumică V_b a fibrelor de bor, analiza s-a efectuat pe materiale diferite pentru care V_b a fost 40-50%, diametrul fibrelor fiind 80-100 μm , material obținut prin metoda înfășurării și sudării ulterioare prin difuzie [105]. S-au studiat materiale de grosimi: 0,8; 1,0; 1,2; 1,5; 1,8 și 2,0 mm. Stratul de aluminiu AD-1 de la suprafața borului, a avut grosimi diferite: 50, 100, 150, 200 și 250 μm pentru diferite loturi de material. Analiza s-a efectuat pe material turnat cu V_b de 20, 33 și 55%, matricea fiind din aliajul de aluminiu AD-1 [105], [110], [116]. Materialul cu $V_b = 20$ și 33% s-a obținut prin metoda laminării la cald, iar cel cu $V_b = 55\%$, prin metoda sudării prin difuzie. Grosimea epruvetelor a fost de 0,8-2,0 mm, cu pregătirea chimică aferentă a suprafețelor înainte de sudare.

Sudabilitatea oricărui aliaj este determinată, la sudarea electrică prin presiune în puncte, de capacitatea de deformare a acestuia, de reacția la ciclul

termic, precum și de particularitățile cristalizării [105]. Se specifică faptul că, la trecerea curentului electric prin piesele din compozit din sistemul Al-B, câmpul termic specific care apare, dă posibilitatea de a prezenta convențional piesele sub formă de pachet (material ceramic + strat de placare + strat de placare + compozit) și de a efectua în aceste condiții sudarea pachetului. La grosimile stratului de placare de 200 μm și peste această valoare, se formează un brâu de umplere fiabil. După decapare, se evidențiază pe macrostructuri, un nucleu topit sub formă de elipsă. Se observă că, la formarea nucleului topit în materialul VKA-1 (compus VKA-1 și D16T) amestecarea reciprocă este îngreunată și este limitată doar la o zonă îngustă de la suprafață (cuprinzând doar un singur strat de bor). În centrul nucleului nu se observă amestecul. Acest fenomen se explică prin existența unei rețele dese de fibre de bor în materialul VKA-1. Ca urmare, pentru VKA-1, nucleul turnat reprezintă acea parte din material în care matricea a fost încălzită până la topire [141], [147].

Este necesar ca, pe lângă obținerea unei îmbinări fără defecte, să se asigure ca îmbinarea să păstreze proprietățile compozitului. Pentru materialul VKA-1, cu grosimea stratului de placare 200 μm și peste, este potrivit să se utilizeze regimurile de sudare și forțele de apăsare din tabelul III.6. Așa cum au arătat rezultatele încercărilor mecanice, în acest caz, rezistența îmbinării este determinată doar de rezistența matricei materialului.

La sudarea materialului VKA-1 (cu grosimea stratului de placare 50-100 μm) cu electrozi cu suprafață activă sferică, la regim cu un singur impuls, se observă, de obicei, stropiri.

Tabelul III.6 Parametrii regimului de sudare prin presiune în puncte la MCM din sistemul Al-B

Combin. de materiale	Grosime material mm	Forța daN		Parametrii regimului la:					
		sudare	forjare	încălzire			sudare		
				t_{ns}	t_s	I kA	t_{ns}	t_{sud}	I kA
VKA-1+VKA-1	0,8+0,8	320	-	-	-	-	-	0,10	10
		280	-	0,06	0,1	6	-	0,10	22
	1,0+1,0	350	-	-	-	-	-	0,12	22
		300	-	0,06	0,12	6	-	0,10	26
	1,5+1,5	400	-	-	-	-	-	0,14	29
		350	-	0,06	0,12	7	-	0,10	32
VKA-1+D16T	0,8+0,8	300	-	-	-	-	0,06	0,12	22
	1,0+1,0	350	82	-	-	-	0,08	0,12	25
	1,0+1,2	380	87	-	-	-	0,08	0,12	28
	1,2+1,5	420	96	-	-	-	0,08	0,12	32
VKA-1+O1420	1,0+1,2	380	870	-	-	-	0,06	0,12	18
	1,0+1,5	420	860	-	-	-	0,08	0,12	20
D16T+D16T	1,0+1,0	400	-	-	-	-	-	0,10	25

Obs.: 1. Datele pentru aliajul D16T sunt prezentate pentru comparare
2. t_n - durata creșterii intensității curentului până la valoarea stabilă
Grosimea stratului de placare este de 200 μm

Una din cauzele acestora constă în grosimea insuficientă a stratului de placare pentru formarea craterului punctului de îmbinare și fixarea în acesta a metalului topit. Dacă se alege corespunzător regimul de sudare și geometriei electrozilor, se poate asigura formarea unei îmbinări corecte la care, distanța dintre fibrele de bor ale pieselor îmbinate a fie 20- 80 μm . Această îmbinare posedă proprietățile compozitului, adică posibilitatea de a transmite o parte importantă din solicitare asupra fibrelor de bor amplasate în matricea de aluminiu [131], [132], [136].

Trebuie observat că proprietățile îmbinării, ca material compozit cu inserții metalice, se păstrează numai la sudarea în dispozitive speciale, care evită încovoierea plăcilor de îmbinat. În caz contrar, la momente mari de încovoiere, concentrația la periferia îmbinării devine factorul hotărâtor și aceasta nu mai prezintă proprietăți nici măcar asemănătoare cu ale compozitul ce formează tablele de îmbinat.

În ceea ce privește regimurile de sudare prezentate în tabelul III.6 se observă că intensitatea curentului de sudare, necesară formării îmbinării pe materialul VKA-1 este de 1,1-1,3 ori mai mare decât cea pentru aliajul D16T, cu grosime similară. Acest fapt se explică prin proprietățile termofizice ale materialului VKA-1.

Proprietățile mecanice specifice materialului VKA-1 conduc la cerințe pentru ciclograma de forță la sudare mult diferite de cerințele pentru aliajele clasice de aluminiu. Procesul de deformare plastică, formarea și creșterea suprafețelor de contact la sudarea materialului VKA-1 depind în mare măsură de direcția fibrelor de bor în pachetul de sudat.

Așa cum s-a menționat, unul din principalele defecte la sudarea electrică prin presiune în puncte a materialului VKA-1, este stropirea. Acest fenomen este legat de rigiditatea ridicată a stratului superficial, de grosimea deosebit de mică a stratului de placare și de formarea unei suprafețe asimetrice de contact piesă-piesă. Nu este admisă formarea stropilor la sudarea materialului VKA-1, deoarece ea este însoțită de ruperea fibrelor și de formarea de cavități interioare. S-a observat că odată cu creșterea participării volumice a fibrelor de bor, în materialul matricei de aluminiu, procesul de sudare devine tot mai puțin stabil. El este cel mai stabil pentru o participare volumică de 33% și chiar mai puțin [39].

Procesul de sudare și calitatea îmbinărilor sudate în puncte din materialul VKA-1 sunt mult influențate de forma și dimensiunile electrozilor. Inițial rezultate bune s-au obținut la folosirea electrozilor cu extremitatea sferică de rază 150 mm (pentru piesele cu grosimea 0,8-1,0 mm) și 200 mm (pentru piesele cu grosimea 1,2 mm și mai mare). Densitatea necesară a curentului în punctele de contact este asigurată prin armarea electrozilor cu un inel de oțel cu diametrul interior de 5-8 mm. Totuși, folosirea electrozilor cu inel de oțel nu rezolvă complet problema sudării compozitelor de tip VKA-1. Astfel, electrozii cu inel de oțel duc la o stropire stabilă pe materialul cu grosimea stratului de placare 50-100 μm . Rezultate mai bune pentru aceste grosimi și pentru grosimi mai mari ale stratului de placare au fost obținute la folosirea electrozilor care asigură strângerea zonei periferice (electrod cu gătuire). Utilizarea electrodului cu gătuire asigură lichidarea completă a stropirilor la sudarea materialului cu grosimea stratului de placare până la 50 μm , reducerea forței de sudare (cu 20-40%) și ca urmare, micșorarea posibilității deteriorării fibrelor de bor, a modificării câmpului electric și a celui termic și creșterea calității îmbinării sudate.

Contrația materialului VKA-1 este mult mai mică decât cea a aliajelor de aluminiu, datorită deformării plastice neînsemnate a carcasei din fibre de bor. Legat de aceasta, la îmbinările în puncte (executate atât cu formarea nucleului turnat, cât și în faza solidă), nu există defecte de gen fisuri sau pori.

Experimentele au arătat că alegerea regimului de sudare a materialului VKA-1 cu $V_b = 55\%$ este foarte complicată. Aceasta se datorează faptului că pe măsură

ce crește indicatorul V_b se restrâng mult limitele variațiilor posibile ale parametrilor principali ai regimului: forța de sudare și intensitatea curentului, când ceilalți parametri sunt constanți.

Pentru formarea craterului de umplere, forța de sudare ar trebui să fie cu 25-40% mai mare decât cea pentru materialul cu $V_b = 33\%$. Parametrii geometrici ai electrodului trebuie și ei să difere mult de cei recomandați pentru aliajele tip D16T cu grosimi identice. Totodată, geometria electrozilor este determinată, în principal, de macrostructura materialului VKA-1 cu $V_b = 55\%$. Și anume, se constată la acest material că existența unei rețele compacte de fibre de bor determină trecerea curentului prin punctul de contact. Aceasta duce la stropiri exterioare (la sudarea cu regimuri rigide) și la răspândirea inevitabilă a liniilor de câmp electric, ceea ce, în combinație cu suprafața mare a contactului, duce și la dispersia căldurii. Esența fizică a acestui fenomen este deosebit de complexă și nu a fost studiată încă în suficientă măsură. De aceea, la elaborarea bazelor fundamentale ale teoriei trecerii curentului prin compozitele metalice armate cu fibre de tip VKA-1, se poate analiza cel mai simplu model fizic. Trecerea curentului prin compozit poate fi prezentată prin analogie, cu fenomenele de curgere a fluidului cu vâscozitate redusă prin membrane cu orificii de diferite diametre. Prin orificiul cu diametru mai mare sau comparabil cu cel al jetului de fluid în curgere, acesta trece fără piedică prin membrană, fenomen ce corespunde sudării materialului VKA-1 cu $V_B \leq 33\%$. Pentru membrana cu orificii foarte mici se observă reducerea vitezei de deplasare și răspândirea fluidului pe o suprafață mult mai mare decât diametrul jetului, ceea ce corespunde sudării materialului VKA-1 cu $V_b = 55\%$. Acest model fizic de trecere a curentului prin compozit este desigur primitiv, dar poate totuși reprezenta procesul și formula condițiile pentru stabilizarea acestuia [147].

Pornind de modelul analizat anterior, este necesar să se mărească suprafața de contact electrod-piesă, adică să se utilizeze electrozi cu o rază cât mai mare a capătului sferic. Utilizarea electrozilor cu raza sferei de 150-200 mm (în loc de razele recomandate 50-100 mm pentru aliajele D16T cu grosime similară) a determinat o distribuție mai uniformă a liniilor de câmp pe secțiunea contactului și a permis să se elimine complet stropirile exterioare. Folosirea electrozilor cu capăt plan nu este utilă datorită pierderii rapide a formei proprii și înrăutățirii condițiilor de formare a craterului de umplere pentru punctul de sudare în formare.

Tabelul III.7 Proprietăți mecanice ale îmbinărilor din MCM Al-B realizate prin sudare prin presiune în puncte

Combinăția de materiale	Grosime piese mm	Forța de fisurare la temperatura: daN			Forța de rupere daN
		200°C	300°C	500°C	
VKA-1 + VKA-1	0,8+0,8	185-255	89-175	25-65	29-50
	1,0+1,0	215-320	99-145	20-55	33-62
	1,5+1,5	210-335	121-195	22-64	39-51
	2,0+2,0	225-330	105-190	30-65	35-55
VKA-1 + D16T	0,8+1,5	175-275	95-155	30-55	26-50
	1,0+1,5	185-390	110-175	40-61	30-63
	1,5+1,5	290-415	85-159	25-55	38-65

Pentru distribuția mai uniformă a liniilor de câmp și reducerea posibilității stropirii interioare la sudarea materialului VKA-1 cu $V_b = 55\%$ este necesar să se utilizeze regimuri de rigiditate medie. Utilizarea regimurilor suple de sudare nu este rațională din cauza tendinței de a limita durata contactului fibrelor de bor cu matricea topită de aluminiu.

Pe suprafața materialului VKA-1 se află un strat subțire de placare de ordinul 50-200 μm , din aliaj AD1. Pentru materialul cu $V_b = 33\%$ și mai mic, grosimea stratului de placare nu influențează regimurile de sudare și nici posibilitatea obținerii de îmbinări sudate de calitate. Pe de altă parte, pentru materialul cu $V_b = 55\%$, grosimea stratului de placare a fost sub 100 μm (optim este 200 μm și peste), ceea ce determină formarea unui crater fiabil pentru umplere. Pentru materialul VKA-1 cu grosimea stratului de placare sub 100 μm se recomandă utilizarea de straturi intermediare din folie de aluminiu.

Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate din MCM, gama Al-B, realizate prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte, sunt prezentate în tabelul III.7 și figura III.17.

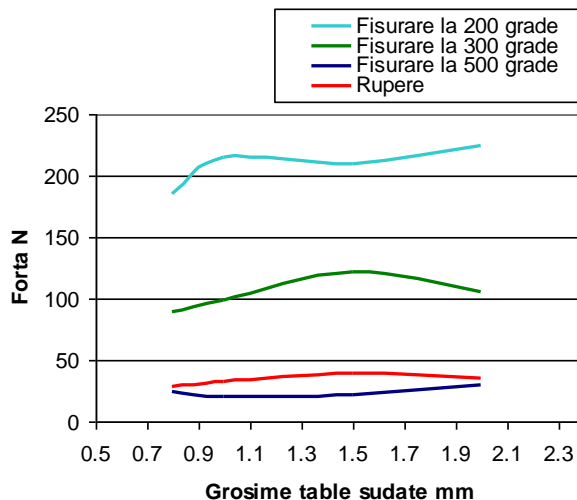


Fig. III.17. Variația forțelor de fisurare și rupere ale îmbinărilor sudate din MCM, gama Al-B, prin presiune în puncte

Se constată că fisurarea îmbinărilor și a ZIT la îmbinările similare (VKA-1+VKA-1) se produce la forțe din ce în ce mai mici pe măsură ce crește temperatura, astfel încât curbele de rupere și fisurare la 500°C sunt nesemnificativ diferite între ele. Calculele statistice nu au arătat diferențe de comportament între aceste îmbinări și cele disimilare (VKA-1+D16T) la îmbinarea tablelor de grosime apropiată.

▪ MCM din sistemul aluminiu-oțel cu aliaje de Ti

Această combinație permite reducerea masei pieselor, fără să scadă rezistența lor și cumulând astfel principalele avantaje ale ambelor materiale. Astfel, a fost studiată sudabilitatea compozitului KAS-1A cu titanul tehnic VT1-0 și a fost elaborată o schemă de principiu a sudării electrice prin presiune în puncte, a acestor materiale [71], [110], [116], [136].

S-a observat că temperatura de încălzire și presiunea la sudare au o mare

influență asupra rezistenței aliajului matricei din KAS-1 A, fiind optime temperaturile de 480-520°C și presiunile de 100-150 MPa. De asemenea, s-a constatat că utilizarea straturilor intermediare moi din aluminiu tehnic AD1 nu este potrivită, deoarece în procesul de sudare, materialul KAS-1 A se rupe din cauza deformării puternice a matricei.

În stabilirea celor enunțate anterior s-a pornit de la prezentarea materialului KAS-1A realizat din aliaj de aluminiu AV cu sârmă din oțel VNO-9, cu diametrul $\phi = 0,15$ mm. În tablele din acest material, realizate cu o participare volumică a fibrelor de armare de 15%, 25% și 40%, acestea au fost dispuse în secțiuni pe patru rânduri. În tablele cu grosime 1,2...1,3 mm, fibrele de armare sunt amplasate la o adâncime 0,15-0,17 mm.

Demn de semnalat este faptul că, în procesul de fabricație a tablelor KAS-1A îmbunătățirea proprietăților mecanice a fost asigurată prin tratamentul termic de recoacere. La materialul tratat în acest mod, rezistența în direcție longitudinală a fibrelor este 1350-1450 MPa. Pe direcție transversală însă, determinantă este rezistența matricei de cca. 235-280 Mpa, în stare călită și îmbătrânită artificial și, respectiv de 135-165 MPa în stare recoaptă.

Au fost sudate două vergele de titan cu diametrul de 25 mm și lungimea de 30 mm fiecare, între care a fost așezată o placă din KAS-1A. Sudarea a fost executată cu o instalație de tipul U-874. Se subliniază că cea mai importantă condiție, care se reflectă în sudabilitatea titanului cu matricea pe bază de aluminiu a compozitului, este existența peliculei de oxid pe fețele adiacente și formarea de legături intermetalice în zona cusăturii. Principalul obstacol în obținerea unei îmbinări rezistente titan-aluminiu îl constituie peliculele de oxizi și umezeala absorbită de pe suprafața aluminiului.

A fost folosită o succesiune de procedee de pregătire pentru sudare a suprafeței pieselor din Al: răzuirea, curățirea mecanică cu perii metalice și degresarea prin decapare chimică ulterioară. În ultimul caz, semifabricatele din Al sunt decapate cu soluție de apă cu 15% NaOH (sau KOH), se limpezesc în soluție cu 20% acid azotic și se spală alternativ în apă rece și fierbinte (60-70°C).

La sudarea electrică prin presiune în puncte este deosebit de important ca suprafețele de îmbinat să fie menținute curate după îndepărtarea peliculelor de oxizi, până la încălzirea pieselor și începerea procesului de sudare. Ca urmare, pregătirea suprafețelor se realizează astfel: ca bază a soluției de curățire este folosită glicerina, care se utilizează și la spălarea după decapare și ca mediu protector de conservare. Glicerina se amestecă cu acizii utilizați la decapare deoarece ea este inertă chimic față de titan și aluminiu. Decaparea titanului se realizează cu un amestec de acid fluorhidric, acid azotic, glicerină în proporție de 1:1:2, durata decapării fiind de 20-30 s. Pentru decaparea aliajelor de aluminiu și a compozitelor cu matrice de același tip, se utilizează o soluție de: acid sulfuric 30 ml - acid ortofosforic - 70 ml, acid azotic - 5 ml, glicerină - 10 ml. Decaparea se efectuează timp de 1-1,5 min, la temperatura de 80-85°C, constatându-se că la scăderea temperaturii, capacitatea de decapare se reduce.

Piese astfel pregătite sunt păstrate în glicerină până la introducerea în camera de sudare. Deoarece, în timpul procesului de încălzire, glicerina se evaporă complet, nu apare necesitatea îndepărtării ei de pe suprafețele de îmbinat înainte de introducere. În timpul sudării, suprafețele pieselor de îmbinat fac un contact aproape perfect, iar îmbinările sudate astfel obținute sunt fiabile și rezistente.

La sudarea electrică prin presiune în puncte a compozitelor de acest tip este necesară o alegere atentă parametrilor regimului, în special a mărimii presiunii, deoarece creșterea acesteia poate să provoace distrugerea propriei texturi. Pentru

elaborarea preliminară a regimului de sudare și evaluarea rezistenței îmbinării s-a efectuat sudarea titanului VT1-0 și a aliajului de aluminiu AV. S-a stabilit că îmbinările cu rezistență egală cu cea a aliajului de aluminiu se formează la presiunea de 200 MPa, în intervalul de temperaturi de 450-520°C.

Prin solicitare la tracțiune, toate îmbinările sudate din compozit preparat în modul descris, s-au rupt în metalul de bază la valori ale rezistenței de 177,5 - 180,3 MPa. Sudarea la temperaturi mai ridicate a redus caracteristicile mecanice ale aliajului de aluminiu: ruperea în metalul de bază se produce în acest caz la aproximativ 165 MPa, iar la temperaturi sub 450°C ruperea se produce în zona îmbinării la $\sigma_r = 140-145$ MPa.

Primele experimente de sudare a materialului KAS-1A cu titanul au arătat că regimurile elaborate pentru cuplul titan VT1-0 - aliaj AV nu au asigurat obținerea unor îmbinări de calitate. Sub acțiunea presiunilor de sudare, KAS-1A s-a deformat și s-a constatat că s-a distrus ordinea amplasării fibrelor de armare. La încercările de rupere, ruperea îmbinării sudate VT1-O + KAS-1A + VT1-O s-a produs în compozit ($\sigma_r = 110,9-137,9$ MPa).

De menționat este faptul că rezultatele experimentărilor preliminare au corespuns datelor din literatura de specialitate. Ele au arătat că pentru a asigura un contact fiabil între suprafețele de îmbinat și pentru crearea condițiilor de priză mai bună a acestora este necesar să se utilizeze un strat intermediar de aluminiu cu grosimea 0,5-2,0 mm. S-a dovedit că cea mai mare parte din stratul moale cu grosimea precizată, se deformează puternic în timpul sudării și iese sub formă de bavură în locul de îmbinare a metalelor. În acest caz, în bavură este antrenat și material compozit. Aceste îmbinări, dacă sunt obținute la regimuri optime, au rezistența 273,9-342,2 MPa, în îmbinare lipsind practic fibrele de armare. Micșorarea presiunii până la 100 MPa duce la reducerea caracteristicilor de rezistență la 209,5-244,4 MPa.

La reducerea temperaturii de sudare de la 500 la 450°C și la creșterea presiunii până la 100-150 MPa, se obțin îmbinări cu $\sigma_r = 174,4-188,6$ MPa (s-a folosit un strat de aluminiu tehnic AD1 cu grosimea de 0,5 mm). Totuși, în cazul sudării, la aceste regimuri se distruge ordinea amplasării fibrelor de armare, iar ruperea se produce în compozit. Probabil utilizarea acestor straturi din aluminiu în îmbinările în care compozitul are posibilitatea de a se deforma liber nu este potrivită, deoarece aliajele de aluminiu durificate termic, care constituie baza compozitului, se înmoaie la temperaturile de sudare și duritatea lor scade.

S-a verificat sudarea KAS-1A cu VT1-O fără a folosi straturi intermediare. Sudarea s-a efectuat în intervalul de temperaturi 450-520°C și presiuni 100-290 MPa. S-a stabilit că pentru a se obține o îmbinare sudată cu rezistență egală cu cea a KAS-1A și pentru păstrarea poziției inițiale a fibrelor de armare, este necesar ca la mărirea lui t_{sud} să se reducă presiunea, rezultatele experimentale fiind prezentate în tabelul III.8.

Tabelul III.8 Modificarea proprietăților mecanice ale îmbinării KAS-1A+VT1-O la modificarea presiunii la sudare

t_{sudare} °C	P_{sudare} MPa	σ_r MPa
450-460	200	147,0-174,7
470-480	150	159,5-171,9
500-520	100	155,4-226,4

Rezultatele experimentale demonstrează că alegerea duratei sudării în cazul sudării la temperatura $\approx 500^\circ\text{C}$ și presiunea ≤ 100 MPa, este importantă. Cele mai

ridicate proprietăți mecanice au fost obținute la $t_{sud} = 10$ min și menținerea ulterioară la temperatura de sudare fără aplicarea presiunii (recoacere) timp de 30 min.

De semnalat este faptul că amplasarea fibrelor de armare în matrice a rămas, practic, intactă. În acest fel, condițiile optime pentru obținerea îmbinărilor sunt temperatura de sudare de 480-520°C și presiunea 100-150 MPa. Rezistența acestora este determinată de rezistența matricei materialului KAS-1A (tabelul III.8.).

Analizele metalografice ale îmbinărilor sudate evidențiază o bună aderență a stratului de matrice KAS-1A la titan, absența porilor și a discontinuităților. Fazele intermetalice la limita Ti-Al după sudare nu au fost observate. În zona materialului matricei, învecinate cu titanul și care suportă deformarea cea mai mare se produce, probabil, recristalizarea aluminiului, în etapa de apariție a noilor grăunți.

Microduratea fibrelor de oțel ale compozitului KAS-1A în îmbinările sudate, nu se modifică, iar cea a matricei de aluminiu scade de aproape 2 ori, în comparație cu cea inițială (în stare prelucrată termic) și este de 650-700 MPa. Reducerea durtății și rezistenței aliajelor de aluminiu îmbătrânite, iar apoi deformate la încălzirea tehnologică ulterioară se produce din cauza descompunerii și întăririi fazelor de durificare. Acest proces se desfășoară cu o viteză de întărire mult mai mare decât procesele de poligonizare și recristalizare. La temperaturi de sudare mai ridicate (apropiate de temperatura de călire a aliajului) se va produce, probabil, cu prioritate dizolvarea fazelor de durificare. Numai la o temperatură de sudare de peste 550°C, pe suprafața de contact titan-aliaj de aluminiu se formează, așa cum au arătat examinările metalografice, un strat îngust compact cu grosimea 0,5-1,5 μm . Totuși, datorită grosimii mici a stratului, la analiza cu raze X, în zona de trecere nu se observă porțiuni de compoziție constantă, caracteristice pentru legăturile intermetalice.

În structura compozitului KAS-1A, între aliajul de aluminiu al matricei și fibrele de armare din oțel se observă un strat compact cu grosimea 4-9 μm . Studiile experimentale realizate cu ajutorul microsondei, au arătat că la formarea stratului participă fier, molibden, crom și nichel, precum și aluminiu. Neglijând apariția fazelor intermetalice între titan și aliajul de aluminiu în îmbinarea sudată, la încercarea de rupere toate epruvetele s-au rupt în KAS-1A, iar rezistența la rupere a fost $\approx 137,7$ MPa [71].

▪ MCM din sistemul aluminiu - grafit

Utilizarea procedurii de sudare electrică prin presiune pentru îmbinarea compozitelor Al - grafit, dar și pentru realizarea îmbinărilor disimilare compozit - folii din aliaj de aluminiu comercial, de tipul aliajului 2219 are utilizări multiple [10], [23], [63]. Îmbinarea compozitului Al-grafit cu aliajul 2219 este necesară în situația în care compozitul este utilizat pentru a rigidiza aliajul standard. Materialul compozit la care se face referirea, conține fibre de grafit de înaltă rezistență în matricea de aluminiu sau aliaj de aluminiu și a fost obținut prin infiltrarea unei rețele de grafit în aluminiul topit.

Acest tip de material compozit ridică probleme de îmbinare deoarece orice prelucrare mecanică a sa va conduce la expunerea fibrelor de grafit.

În realizarea îmbinărilor prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte au apărut dificultăți, în ceea ce privește prevenirea expulzării de metal din compozit, ceea ce a avut ca finalitate distrugerea compozitului și creșterea densității masei de fibre de grafit. Problema a fost și mai complicată în cazul sudurilor eterogene, la care rezistivitatea ridicată a materialului compozit a făcut și mai dificilă localizarea topirii la suprafețele aflate în contact, deoarece temperatura necesară pentru a realiza pătrunderea sudurii în folia de aluminiu 2219 produce topirea excesivă a compozitului.

Microstructurile tipice pentru îmbinările sudate prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte evidențiază existența golurilor, dar și a creșterii densității masei de fibre din materialul compozit [63].

Referitor la îmbinările disimilare (compozit - aliaje de aluminiu 2219) anumite date și concluzii referitoare la regimurile de sudare și rezultatele obținute sunt prezentate în tabelul III.9.

Se constată că, în ciuda problemelor care apar, este posibilă sudarea electrică prin presiune în puncte a compozitelor Al-grafit. Eliminarea straturilor de oxizi și umectarea suprafeței compozitului nu pare să fie o problemă. Parametrul important, în acest caz, este presiunea. Ea trebuie să fie suficient de înaltă pentru a preveni expulzarea de metal, dar suficient de mică pentru a evita distrugerea compozitului. O posibilă abordare ar fi utilizarea diferitelor folii din aliaj de aluminiu 718 ca material intermediar la interfață. Interfețele multiple rezultate prin inserare de folii de aluminiu pot mări rezistența electrică în această zonă și pot propaga topirea locală.

Tabelul III.9 Calitatea îmbinărilor sudate în funcție de parametrii tehnologici la îmbinări disimilare MCM - aliaj de Al 2219

Cicluri de sudare s	Curent de sudare kA	Observații
11	20,0	Compozit topit și distrus
11	14,5	Compozit sudat, dar topit și distrus
11	11,5	Mai bine decât anterior, dar rămâne suficient compozit topit și distrus
11	9,7	S-a utilizat o folie de aliaj de aluminiu 718 sudat
5	8,5	S-a utilizat o folie de aliaj 718. Îmbinare slabă, dar foarte puțină expulzare de metal
5	8,9	S-a utilizat o folie de aliaj 718. S-a obținut sudura, dar s-au format câțiva stropi și au apărut distrugerile ale compozitului
5	8,1	S-a utilizat o folie de aliaj 718. S-a sudat și au fost distrugerile mai mici decât în cazul precedent
5	5,5	Distrugere
5	5,4	Sudat și foarte puțin metal expulzat
5	5,0	Îmbinarea s-a realizat, dar a fost expulzat metal relativ puțin
5	4,2	Sudare corespunzătoare
5	0,2	Mai mulți stropi și distrugerile ale compozitului

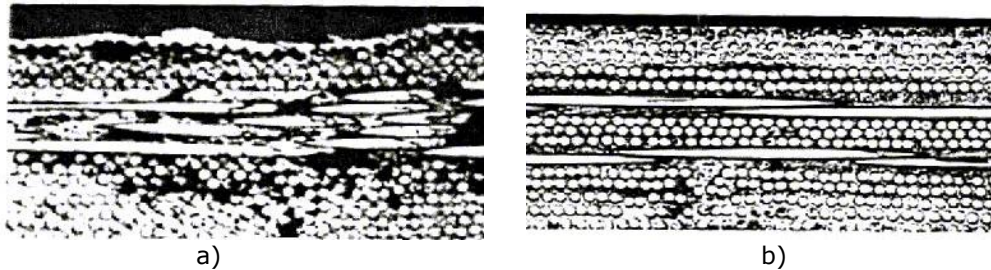


Fig.III.18. Aspect microstructural al unei îmbinări prin presiune în puncte la table din compozit Al-B (participare volumică 50%)
 a) Deteriorarea fibrelor în punctul sudat; b) Material martor înainte de sudare

Unul din principalele dezavantaje ale sudării prin puncte este segregarea inserțiilor în nucleul punctului sudat. Se poate ilustra acest defect la sudarea tablelor din compozitul Al – B (figura III.18). Tablele îmbinate au avut grosime de 0,5 mm, diametrul punctului sudat fiind de 5 mm [50].

- **MCM Sil3-S235JR cuprat**
Incerări experimentale efectuate în cadrul tezei
Tehnologia de sudare

Cercetarea experimentală desfășurată în cadrul tezei a cuprins stabilirea tehnologiei de sudare prin presiune în puncte a tablelor din MCM-ul creat, de diferite grosimi, utilizând echipamentul TECNA cu braț oscilant cu pedală și pneumatic de 16-25 kVA (figura III.19).

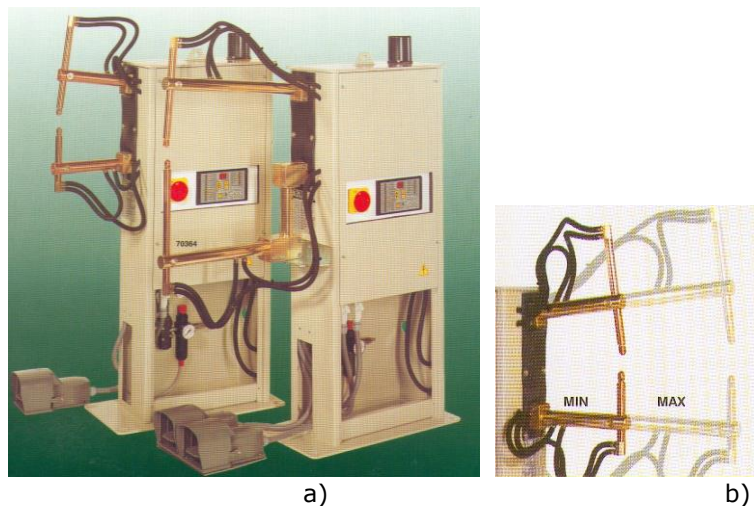


Fig. III.19. Echipamentul TECNA de sudare prin presiune în puncte utilizat pentru îmbinările MCM Sil3-S235JR cuprat
 a) Instalația de sudare b) brațul reglabil

Instalația poate realiza îmbinări pe grosimi de table între 0,12 și 4 mm având lungimea în intervalul 230-700 mm. Performanțele echipamentului sunt prezentate în tabelul III.10, în funcție de varianta de putere instalată.

Tabelul III.10 Performanțe ale echipamentului de sudare prin presiune în puncte TECNA

Grosimea tablelor mm	Lungimea brațelor mm	Diametrul electrodului mm	Timp de sudare s	Număr de puncte
Tip 16 kVA				
0,8+0,8	230	5	6	4000
1,5+1,5	230	5,5	14	2800
2,5+2,5	230	7,5	60	600
2+2	550	7	55	1000
1,5+1,5	700	6	50	1000
Tip 20 kVA				
0,8+0,8	230	4,5	5	4000
1,5+1,5	230	5,5	12	3400
3+3	230	8	55	400
1+1	550	5	5	4000
2+2	550	7	40	1200
2+2	700	7	50	1100
Tip 25 kVA				
0,8+0,8	230	4,5	5	4000
1,5+1,5	230	5,5	12	3400
3+3	230	8	55	400
1+1	550	5	5	4000
2+2	550	7	40	1200
2+2	700	7	50	1100
4+4	230	11	80	220
0,6+0,6	550	16	15	4000
0,8+0,8	230	16	20	1600
0,12+0,12	230	16	40	500

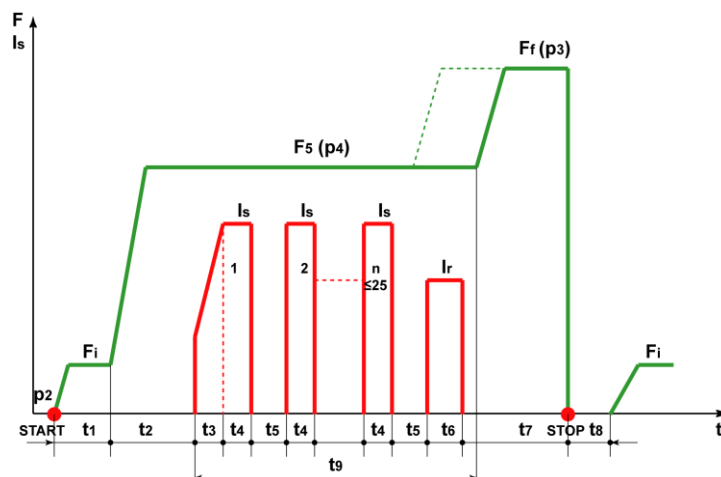


Fig. III.20. Ciclograma de funcționare a echipamentului TECNA de sudare prin presiune în puncte utilizat pentru îmbinările MCM Si13-S235JR cuprat

Sudarea se execută în conformitate cu ciclograma din figura III.20 și parametrii tehnologici de sudare pentru toate îmbinările realizate prin sudare prin presiune în puncte, sunt prezentați în tabelul III.11.

Tabelul III.11. Parametrii tehnologici de sudare în conformitate cu ciclograma mașinii

Nr.	Grosime	Timp de strângere	Timp de creșterea curent	Timp de sudare	Timp de răcire	Timp post sudare	Timp de menținere + forjare	Timp de forjare	F_s	F_r	Faza	I_s	U_{1r}
	s mm	t_1 (0-99)p	t_3 (0-50)p	t_4 (1-99)p	t_5 (0-99)p	t_6 (0-99)p	t_7 (1-99)p	t_9 (0-99)p	daN	daN		kA	V
1	2,5+ 2,5	70	3	6	0	0	40	9	400	630	1	39,9	367,3
											2	40,5	354,6
											3	41,1	348,3
											4	41,1	348,3
											5	41,1	348,3
											6	41,1	348,3
2	3,0+ 3,0	70	3	8	0	0	40	11	400	630	1	43,4	360,9
											2	44,0	348,3
											3	44,6	348,3
											4	44,6	348,3
											5	44,6	348,3
											6	44,6	348,3
											7	45,2	348,3
											8	46,0	348,3
3	3,0+ 3,0	70	3	8	0	0	40	11	400	630	1	43,4	354,6
											2	44,0	348,3
											3	44,6	342,0
											4	45,2	342,0
											5	46,0	342,0
											6	46,0	342,0
											7	46,0	342,0
											8	46,3	342,0
4	3,0+ 3,0	70	3	7	0	0	40	10	400	630	1	37,5	367,3
											2	38,7	342,0
											3	39,9	348,3
											4	40,5	348,3
											5	41,1	348,3
											6	41,1	348,3
											7	41,6	348,3
											8	42,2	348,3
5	2,5+ 2,5	70	3	7	0	0	40	10	500	630	1	35,1	367,3
											2	36,3	354,6
											3	37,5	354,6
											4	38,0	354,6
											5	38,0	354,6
											6	38,7	354,6
											7	38,7	354,6
6	2,5+ 3,0	70	3	7	0	0	40	10	500	615	1	32,8	367,3
											2	34,0	360,9
											3	35,2	354,6
											4	36,0	354,6
											5	36,0	354,6
											6	36,0	354,6
											7	36,4	354,6
7	1,0+ 0,5	70	1	3	0	0	40	4	220	330	1	25,2	380,0
											2	26,4	367,3
											3	27,0	367,3

Reprezentarea grafică a caracteristicilor sursei în timpul sudării (figura III.21) prezintă pentru cele 7 cazuri studiate aspecte similare.

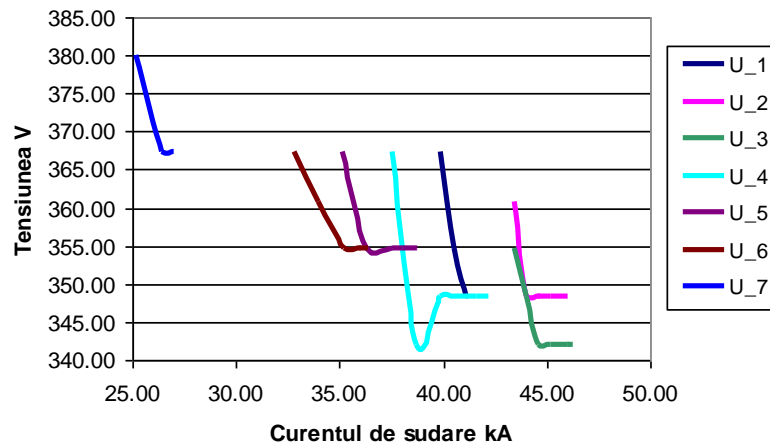


Fig.III.21. Caracteristicile sursei de alimentare în timpul sudării

În primele faze (secunde) ale procesului de sudare, tensiunea scade brusc, menținându-se apoi constantă pe toată durata realizării îmbinării. Pentru probele sudate 2 și 3 (table de grosime 3 mm) caracteristicile sunt practic identice, dar la proba 2 curba corespunzătoare apare decalată spre zona unor tensiuni de valoare mai ridicată [121], [127]. Cu toate acestea, puterea aparentă în timpul procesului este în ambele cazuri practic aceeași (figura III.22), ceea ce se explică prin parametrii identici ai regimului de sudare (tabelul III.11).

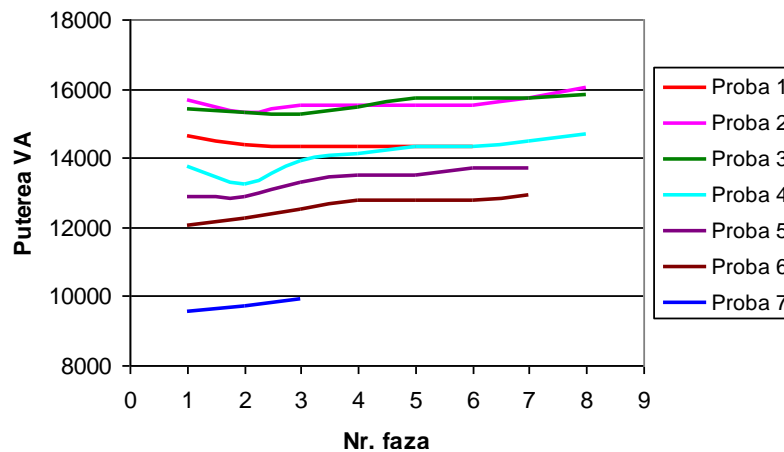


Fig.III.22. Puterea aparentă a sursei în timpul sudării

Din motive similare sunt practic grupate regimurile la probele 1 și 4, respectiv 5 cu 6, atât în ceea ce privește caracteristicile tensiune-curent, cât și variația puterii aparente a sursei de sudare. În mod normal, aceste observații trebuie regăsite în aspectele microstructurale ale îmbinărilor realizate în aceste regimuri [23].

Analiza macro și microstructurală

La fiecare probă atacul metalografic pentru matricea de aliaj de aluminiu s-a realizat cu reactivul specific: 1 ml HF + 5 ml H₂O₂, timp de 3 min, la o temperatură de 35°C. Pentru sârma de oțel OL 37 atacul s-a realizat cu reactivul nital 3% (100 ml alcool tehnic 97° + 3 ml HNO₃ cu concentrație de 37%), timp de 30 s, la o temperatură de 20°C.

Proba 1

Aspectul macrostructural al îmbinării este prezentat în figura III.23, inserțiile fiind situate aproximativ în zona centrală. Se observă o serie de goluri în îmbinare ca urmare a curentului de sudare relativ redus pentru grosimea respectivă de tablă.

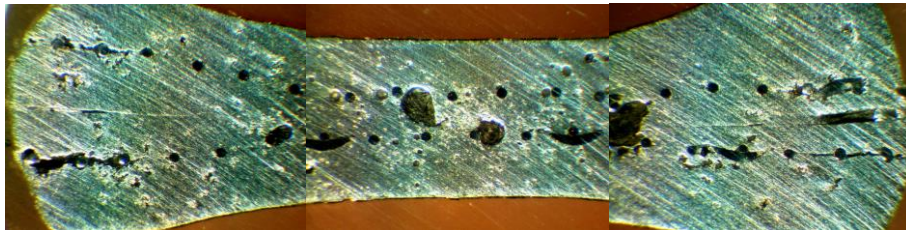
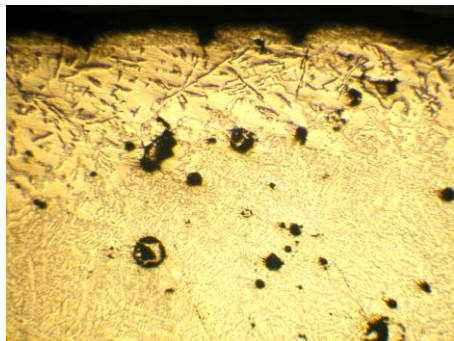
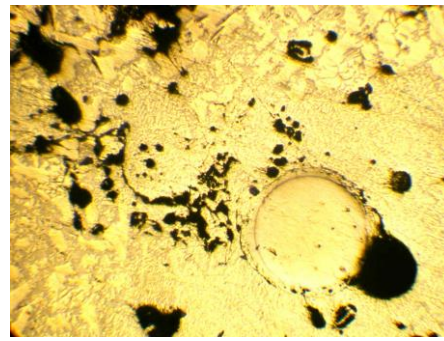


Fig.III.23 Aspectul macroscopic al probei 1, MO 15x

Structura matricei este eutectică (Al-Si), grosieră în metalul de bază și fină în zona influențată termic (figura III.24, a) cu o proporție relativ mare de pori, iar în jurul firelor există porțiuni cu contact corespunzător, dar și pori (figura III.24, b).



a)



b)

Fig.III.24 Aspectul microscopic al probei 1, MO 100x neatacat

Structura metalului matricei și a zonei influențate termic, după atacul metalografic, se prezintă în figurile III.25, a și b.

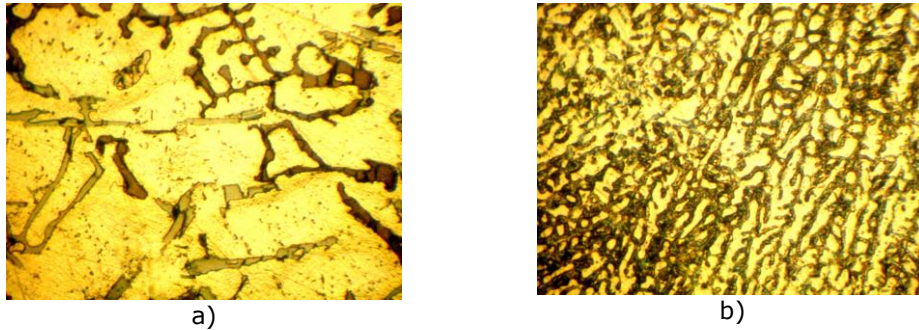


Fig.III.25 Aspectul microscopic al probei 1, MO 500x

În figura III.26 se prezintă structura zonei de contact dintre sârma de oțel acoperită cu un strat de cupru și matrice. Există zone cu contact corespunzător (a) și zone cu desprinderi ale inserției față de matrice (b).

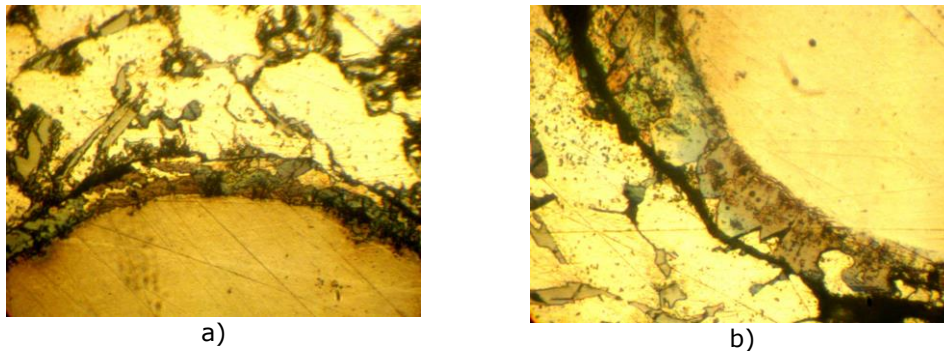


Fig.III.26 Aspectul microstructural al zonei de contact matrice – sârmă de oțel, MO 500x

Proba 2

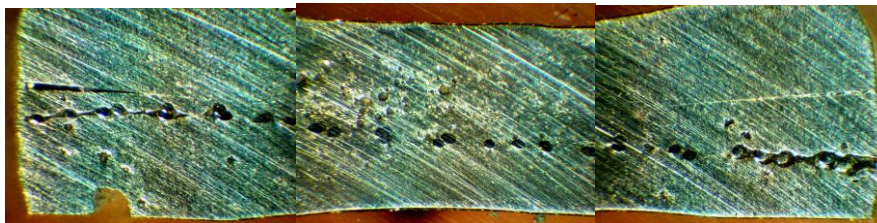


Fig. III.27 Aspectul macroscopic al probei 2, MO 15x

Este asemănătoare din punct de vedere macroscopic probei 1, dar are mult mai puțini pori, ceea ce se corelează cu parametri tehnologici utilizați la realizarea îmbinării.

Structura matricei este formată din eutectic grosier Al-Si în zona metalului de bază și eutectic fin în zona influențată termic (figura III.28, a). Sârma de oțel este, în general, în contact cu matricea, dar există și zone de discontinuități (figurile III. 28, b și c).

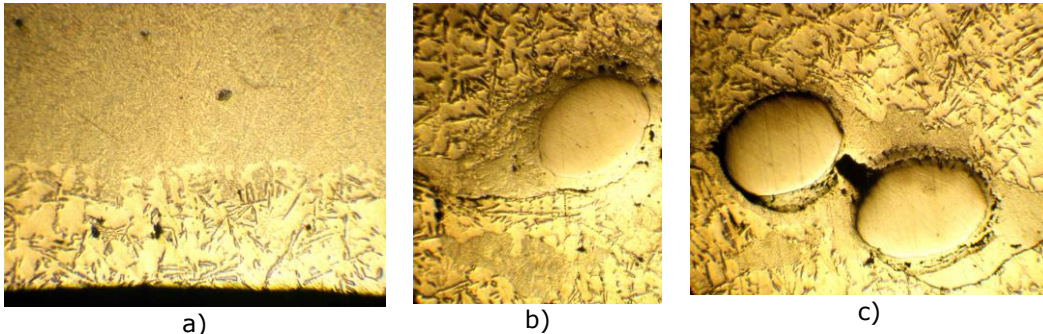


Fig. III.28 Aspectul microscopic al probei 2, MO 100x neatacat

Structura metalului matricei și a zonei influențate termic, după atacul metalografic, se prezintă în figurile III.29, a și b.

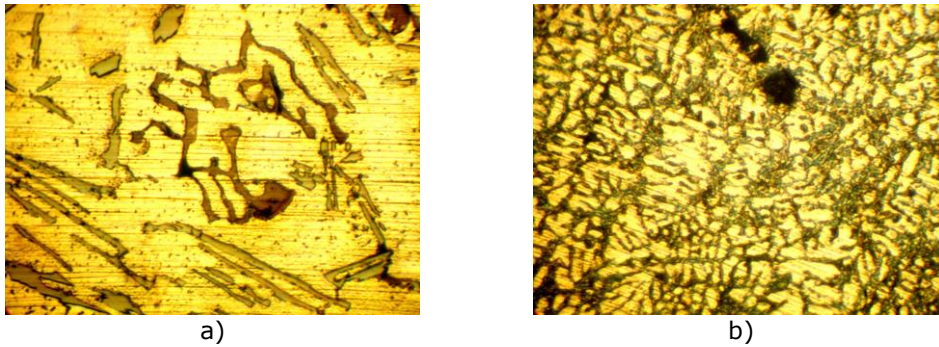


Fig.III.29 Aspectul microscopic al probei 2, MO 500x

Structura zonei de contact dintre sârma de oțel acoperită cu un strat de cupru și matrice este asemănătoare celei obținute pentru proba 1.

Proba 3

Prezintă un aspect macrostructural corespunzător, dar inserția de oțel se află practic în afara zonei îmbinării.

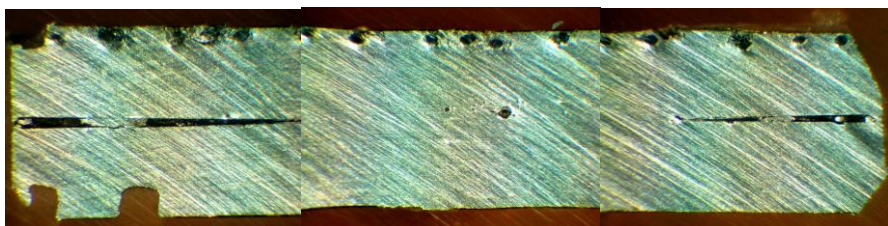
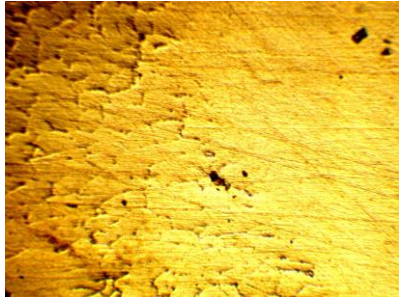
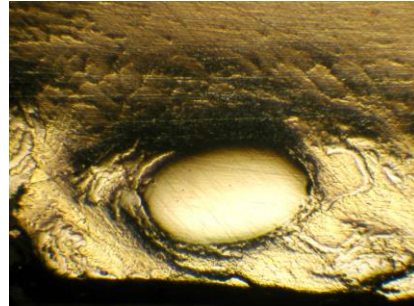


Fig. III.30 Aspectul macroscopic al probei 3, MO 15x

Proba 3 are matricea formată dintr-un aliaj de aluminiu hipoeutectic cu grăunți de dimensiuni mai mari în zona metalului de bază și o structură fină în zona influențată termic (figura III.31,a). Se constată că legătura dintre inserție și matrice este bună (figura III.31, b).

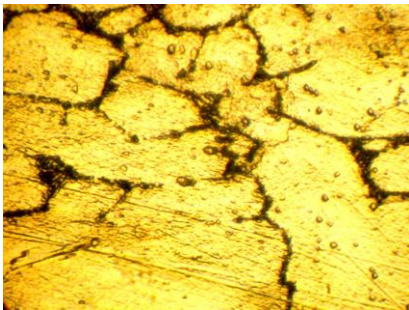


a)

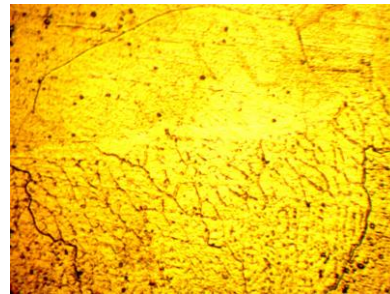


b)

Fig.III.31 Aspectul microscopic al probei 3, MO 100x neatacat



a)



b)

Fig.III.32 Aspectul microscopic al probei 3, MO 500x

Structura metalului de bază și a zonei de trecere dintre materialul de bază și zona influențată termic, după atacul metalografic, se prezintă în figurile III.32, a și b.

Structura zonei de contact dintre sârma de oțel acoperită cu un strat de cupru și matrice este prezentată în figura III.33 și indică și existența unor zone unde contactul este imperfect.

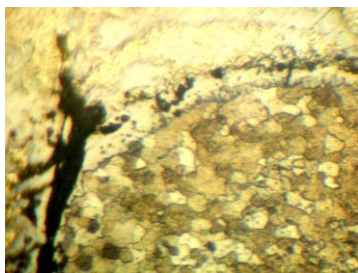


Fig.III.33 Microstructura zonei de contact matrice – sârmă de oțel, MO 500x

Proba 4

Aspectul macrostructural al îmbinării este prezentat în figura III.34, inserțiile fiind situate aproximativ în zona superficială a îmbinării. Se observă însă o aglomerare neregulată de inserții în zona centrală.

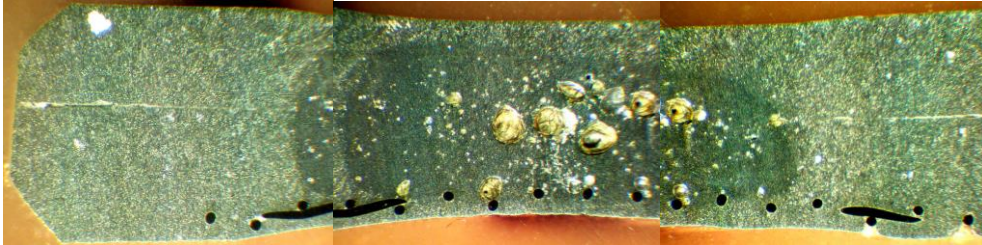
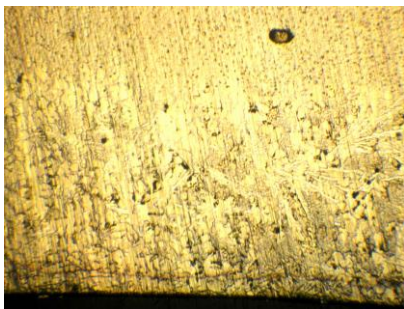
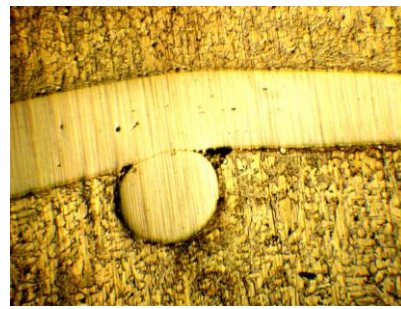


Fig.III.34 Aspectul macroscopic al probei 4, MO 15x



a)



b)

Fig.III.35 Aspectul microscopic al probei 4, MO 100x neatacat

Structura matricei este eutectică fină în zona influențată termic și grosieră în zona metalului de bază (figura III.35, a), iar legătura dintre inserție și matrice este corespunzătoare (figura III.35, b).

În figura III.36 se prezintă, după atacul metalografic, structura matricei formată din eutectic, remarcându-se aceeași legătură bună cu firul de inserție.

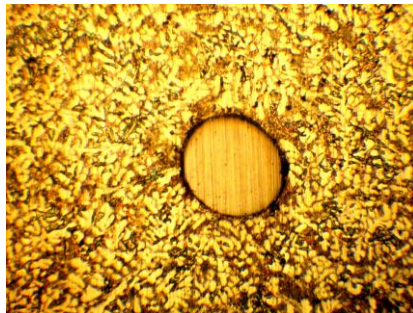


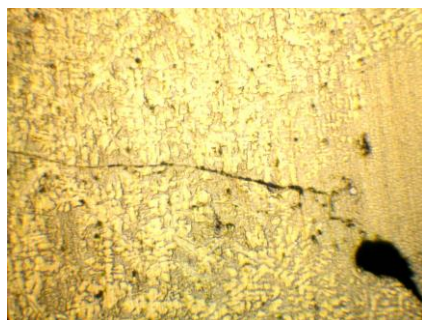
Fig.III.36 Aspectul microscopic al probei 4, MO 100x

Proba 5

Aspectul macrostructural al îmbinării este prezentat în figura III.37, inserțiile fiind situate aproximativ în zona centrală.



Fig.III.37 Aspectul macroscopic al probei 5, MO 15x



a)



b)

Fig.III.38 Aspectul microscopic al probei 5, MO 100x neatacat

Matricea prezintă o structură similară cu proba 4 (figura III.38,a), iar legătura dintre fire și matrice este bună, observându-se stratul de cupru depus pe fire (figura III.38,b).

În figura III.39 se prezintă, după atacul metalografic, structura matricei formată din eutectic fin și se remarcă stratul de cupru depus pe fir.

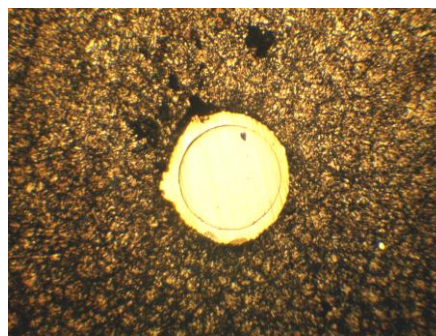


Fig.III.39 Aspectul microscopic al probei 5, MO 100x

Proba 6

Aspectul macrostructural al îmbinării este prezentat în figura III.40, inserțiile fiind plasate pentru o tablă în zona centrală și pentru cealaltă la suprafața acesteia. Una din table are matricea din aliaj de Al hipoeutectic, iar cealaltă din aliajul Si3.

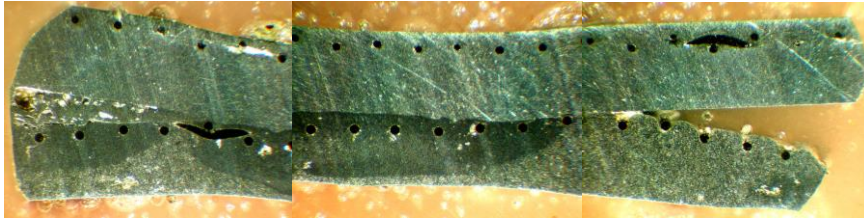
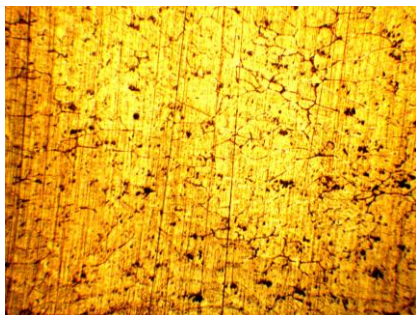
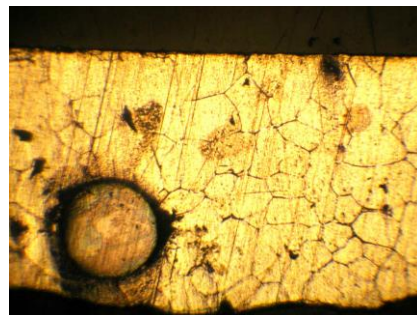


Fig.III.40 Aspectul macroscopic al probei 6, MO 15x



a)



b)

Fig.III.41 Aspectul microscopic al probei 6, MO 100x

După atacul metalografic se constată că matricea prezintă o structură similară cu probele 4 și 5 (figura III.41,a), iar legătura dintre fire și matrice este bună (figura III.41,b). Se observă în această figură, structura matricei formată din aliaj hipoeutectic.

Proba 7

Aspectul macrostructural al îmbinării este prezentat în figura III.42, tablele fiind de grosime mai mică decât la celelalte îmbinări și, la fel ca proba 6, îmbinarea este disimilară.

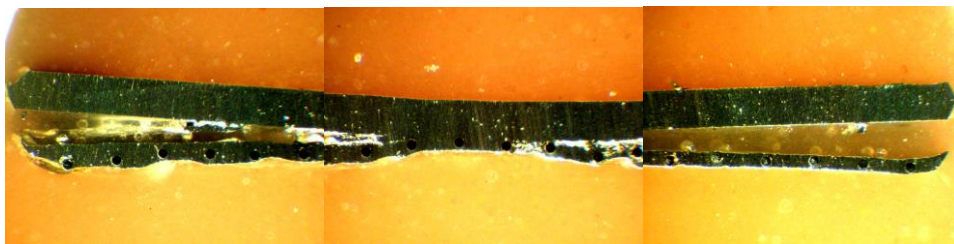


Fig.III.42 Aspectul macroscopic al probei 7, MO 15x

Calitatea îmbinării este necorespunzătoare, tablele fiind unite doar în zona punctului sudat.

Structura este similară cu cea a probei 6, în matrice se disting dendrite de α și eutectic, iar în zona influențată termic, eutectic și structura fină de α (figurile III.43, a) neatacat și b) după atacul metalografic.

Încercări de microduritate

S-au efectuat încercări de microduritate Vickers pe toate probele, cu ajutorul aparatului PMT 3, cu sarcina de 100 g (din dotarea Catedrei de Știința Materialelor și Tratamente Termice a UP Timișoara). Aspectul amprentelor de duritate se prezintă în figurile III.44 – III.52, iar valorile măsurate sunt prezentate în tabelul III.12.

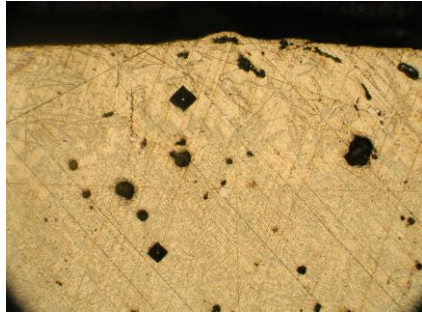


Fig. III.44. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 1, MO 100x



Fig. III.45. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 2, MO 100x

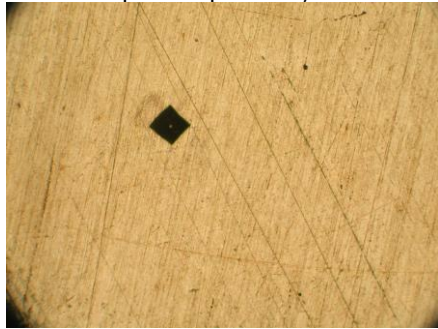


Fig. III.46. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 3 în materialul matricei, MO 100x

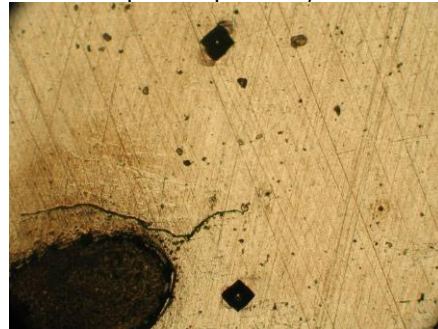


Fig. III.47. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 3 în zona influențată termic, MO 100x

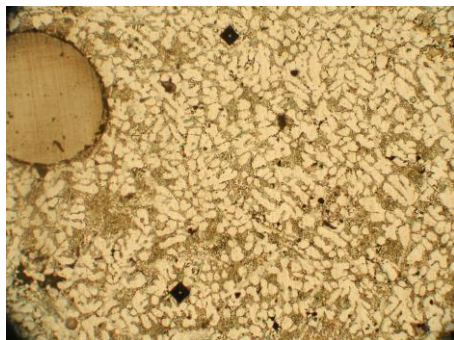


Fig. III.48. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 4 în materialul matricei, MO 100x

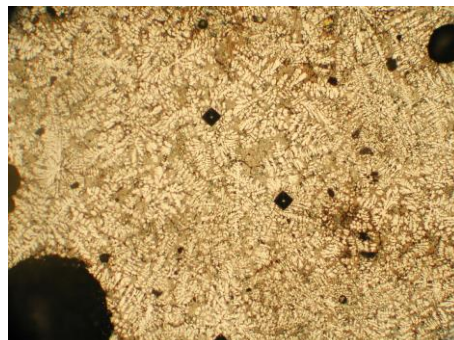


Fig. III.49. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 4 în zona influențată termic, MO 100x

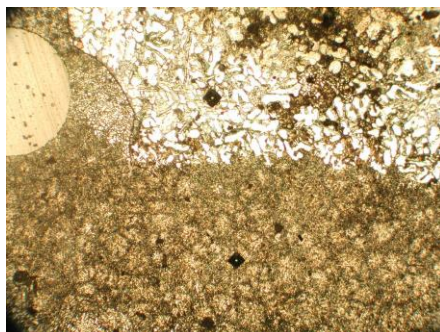


Fig. III.50. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 5 atât în materialul matricei cât și în zona influențată termic, MO 100x

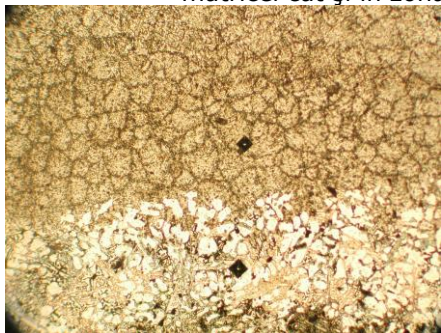


Fig. III.51. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 6 atât în materialul hipoeutectic cât și în zona influențată termic, MO 100x

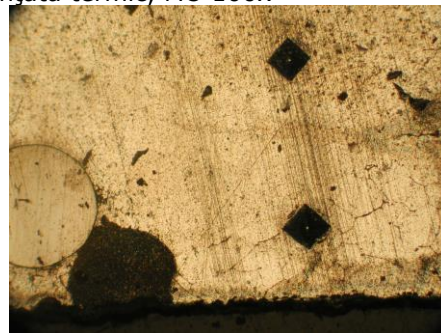


Fig. III.52. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 7 atât în materialul hipoeutectic cât și în zona influențată termic, MO 100x

Tabelul III.12. Valorile medii ale durităților în materialul matricei și în ZIT

Nr. probă	Valoare duritate în matrice HV0,1	Valoare duritate în ZIT HV0,1
1.	61,10	104,00
2.	57,90	88,25
3.	28,00	40,00
4.	117,00	147,00
5.	137,00	159,00
6.	123,00	168,00
7.	24,80	20,90

Rezultatele măsurătorilor de microduritate indică faptul că, după sudare, materialul compozit se durifică. De asemenea, există o corespondență între valorile parametrilor de sudare, ceea ce s-a evidențiat și la analiza regimurilor de îmbinare. Astfel probele 4, 5 și 6 au practic parametri comparabili, pe când celelalte patru sunt mult diferite (figurile III.21 și III.22).

Dacă se reprezintă grafic valorile măsurate ale durităților în matrice și ZIT pentru probe realizate prin sudare prin puncte (figurile III.53 și III.54) în funcție de parametri tehnologici de sudare (I_{med} și U_{med}) se constată în ambele situații valori mai mari în zona influențată termic decât în materialul matricei, curbele având aspecte similare, ceea ce corespunde realității la aceste tipuri de îmbinări.

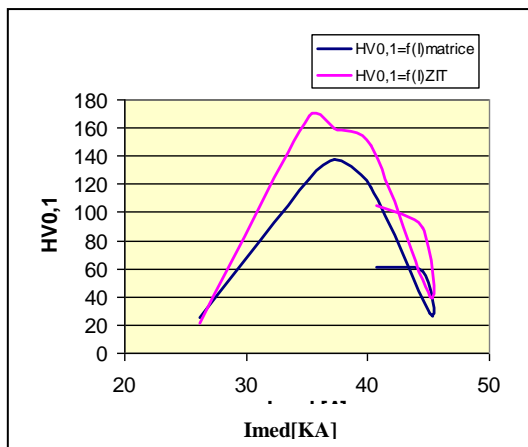


Fig. III.53.

Variația microdurității în funcție de curentul mediu de sudare

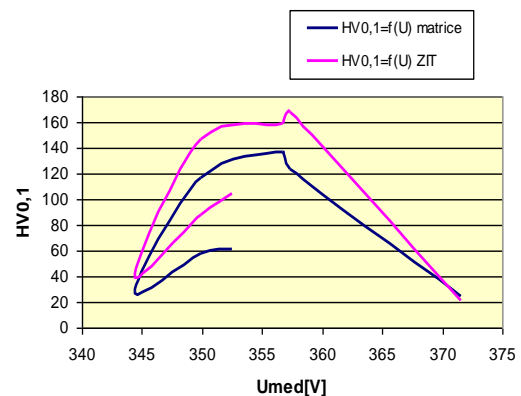


Fig. III.54.

Variația microdurității în funcție de tensiunea medie de sudare

Valorile maxime ale durității se obțin în matrice la un curent mediu de cca. 38 KA și la o tensiune medie de cca. 355 V, iar în zona influențată termic la un curent mediu de cca. 37 KA și la o tensiune medie de cca. 360 V.

III.3.10. Sudarea cu ultrasunete

Generalități

Spre deosebire de alte procedee de sudare, în cadrul acestuia nu există aport de căldură, căldura produsă fiind insuficientă pentru aduce metalele în stare lichidă. Piesele de îmbinat sunt puternic comprimate între două sonotrode, celei superioare fiindu-i asociată o sursă de ultrasunete. Piesele de îmbinat trebuie perfect curățate, degresate și puternic comprimate, în caz contrar vibrațiile tablei superioare se vor regăsi într-o peliculă de aer sau de grăsimi și nu vor fi transmise tablei inferioare. Când contactul este perfect, cele două table de îmbinat vor vibra simultan și se produce între cele două metale o întrepătrundere la nivel intermolecular care asigură o legătură puternică. Este evident că energia vibrațiilor ridică temperatura corpurilor, dar nu asigură topirea lor locală, fapt relevat de studiile microstructurale care nu indică zone de topitură și nici compuși intermetalici; totuși această încălzire favorizează întrepătrunderea metalelor la fel ca o operație de preîncălzire [55], [56], [112], [175].

Durata procesului este de câteva secunde (sub 3 s.) și nu trebuie prelungită mai mult decât timpul necesar deoarece, sub influența tensiunilor create de vibrații, vor apărea fisuri și îmbinarea se distruge. Acest procedeu se poate aplica la sudarea unor materiale metalice și plastice de dimensiuni cuprinse în domeniul 0,01... 10mm.

Grosimea maximă care poate fi sudată depinde de caracteristicile de atenuare proprie a materialului din care sunt fabricate piesele. Principalul avantaj când se sudează aluminiul și aliajele sale este acela că vibrațiile desprind stratul de oxid superficial care le acoperă în permanență și îl transporta spre zonele marginale. Ca rezultat, curățarea suprafețelor prin mijloace mecanice și chimice nu este neapărat necesară.

Sudarea cu ultrasunete se aplică la sudarea foliilor și pieselor a căror geometrie permite aplicarea acestui procedeu. Cercetările experimentale au demonstrat că aproape toate metalele și aliajele metalice se pot suda cu ultrasunete. Astfel, acest procedeu se aplică la sudarea cuprului, aluminiului, fierului și aliajelor acestora. De asemenea, se aplică uzual la sudarea foliilor subțiri din materiale ca: aur, argint, platină, molibden, cobalt, tantal, etc. Caracteristic este faptul ca sudarea cu ultrasunete se poate aplica la combinații atât omogene cât și eterogene [84], [112], [175].

În figura III.55 sunt indicate combinațiile de metale care se pretează la sudarea ultrasonică.

	Al	Be	Cu	Ge	Au	Fe	Mg	Mo	Ni	Nb	Pd	Pt	Re	Si	Ag	Ta	Sn	Ti	W	U	Zr	Pb		
Al																								
Be																								
Cu																								
Ge																								
Au																								
Fe																								
Mg																								
Mo																								
Ni																								
Nb																								
Pd																								
Pt																								
Re																								
Si																								
Ag																								
Ta																								
Sn																								
Ti																								
W																								
U																								
Zr																								
Pb																								

Fig.III.55. Combinațiile de metale care se pretează la sudarea cu ultrasunete

Capacitatea de sudare cu ultrasunete a diferitelor metale este dependentă de duritate și de modulul de elasticitate. Caracterizarea comportării la sudare a metalelor este dată de raportul $K_s = \frac{\sigma_s}{\sigma'_s}$ dintre limita de curgere σ_s a materialului

la temperatura mediului ambiant și limita de curgere σ'_s a materialului la temperatura a cărei valoare este predominantă pe suprafețele de sudat.

Metalele sunt sudabile cu ultrasunete, în condiții satisfăcătoare, dacă $K_s = 0,25...0,3$, sudabilitatea descrescând invers proporțional cu valoarea raportului.

Tabelul III.13. Sudabilitatea metalelor prin procedeul cu ultrasunete

Grupa de clasificare	Comportare la sudare	Material	Duritate	E
			HV	N/m ²
1	Foarte bună	Al, Au Ag,Cu NI,Pd,Pt	300...1000	$7...21 \cdot 10^1$ ₀
2	Bună	Th α -Fe, Nb Ta, V	1000...2000 300...1000	$7...21 \cdot 10^1$ ₀
3	Satisfăcătoare	Mn Mo,Zr Ti,Mg Zn,Sb	2000...3000 1000...2000 300...1000	$< 33 \cdot 10^{10}$
4	Slabă/ nu se sudează	Ir, Rh Pb W,Cr Si, Be Cd,Co	>3000 <100 >2000 <1000	

Comportarea la sudarea cu ultrasunete a unor metale este prezentată în tabelul III.13. Se remarcă faptul că metalele cu duritate mai mare se sudează mai bine. Materialele foarte moi, predispuse la deformare, de exemplu plumbul, nu se pot suda sau se pot suda dar în condiții foarte grele. Trebuie subliniat faptul că pe plan mondial se desfășoară cercetări intense pentru stabilirea comportării la sudare și a altor tipuri de metale și în special a comportării la sudarea cu ultrasunete a diverselor aliaje și materiale compozite [153], [172], [175].

După forma și diversitatea reperelor la sudarea cu ultrasunete, modalitățile de sudare se clasifică de maniera prezentată în continuare:

- După modul de repartizare a energiei ultrasonice în repere există :

- *sudare cu contact* la care energia ultrasonică este repartizată uniform pe toată suprafața în contact a reperelor care se sudează iar dimensiunile pieselor sunt comparabile cu suprafața activă a sonotrodei superioare, (egală sau mai mică decât aceasta ;

- *sudare cu transmisie*, procedeu care se utilizează destul de rar datorită dificultăților tehnologice pe care le implică și în care oscilațiile ultrasonice se aplică într-un punct sau pe o suprafață mică a reperului superior de sudat ; transmiterea și distribuția energiei ultrasonice este dependentă de proprietățile acustice ale materialului din care sunt realizate reperele.

- După gradul continuității procesului de sudare se disting :

- *sudarea în puncte* care se realizează într-o singură acționare a sonotrodei care oscilează într-un plan paralel cu planul sudurii;

- *sudarea intermitentă* care se realizează în cazul în care sonotroda oscilează într-un plan paralel cu cel al forței de sudare și perpendicular pe direcția liniei de mișcare
- *sudarea continuă* care se realizează prin mișcarea neîntreruptă a sonotrodei (ce are forma unui disc), sau a pieselor de sudat.
 - În funcție de modul de transmitere a oscilațiilor există :
 - sudare cu oscilații longitudinale
 - sudare cu oscilații longitudinale și de forfecare
 - sudare cu oscilații de încovoiere sau forfecare.

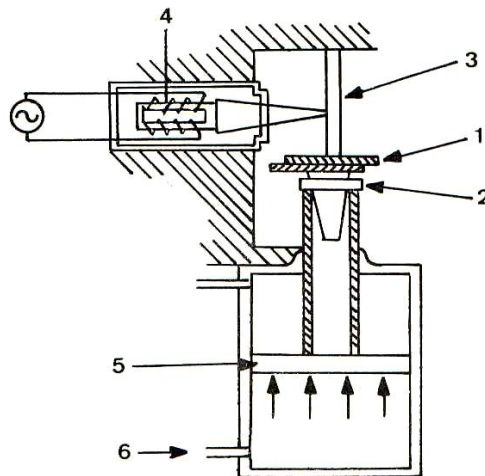


Fig.III.56. Reprezentare schematică a unui aparat de sudare cu ultrasunete

1. Piese de îmbinat 2. Nicovala (sonotroda inferioară) 3. Sonotroda superioară ;
4. Sursa de ultrasunete 5. Piston de presare 6. Aer comprimat

O reprezentare schematică de principiu a unei instalații de sudare cu ultrasunete este prezentată în figura III.56 având o vagă asemănare cu o mașină de sudat prin presiune. În ambele cazuri piesele de îmbinat sunt puternic comprimate, dar la sudarea cu ultrasunete, curentul de sudare este înlocuit de undele ultrasonore.

Parametrii tehnologici

Parametrii tehnologici la sudarea cu ultrasunete a metalelor sunt [33], [148]:

- **Puterea electrică și acustică** (P_e , P_a) dependente de tipul metalului utilizat în construcția reperelor precum și de dimensiunile geometrice ale acestora; acestea se determină pe cale experimentală în funcție de forța de sudare.

- **Energia electrică necesară sudării** (E_s) care se calculează în principiu prin interpretarea statistică a rezultatelor experimentale obținute la sudarea cu ultrasunete a diferitelor materiale și a reperelor de diferite grosimi pe baza relației

$$E_s = k \cdot \sqrt{H^3} \cdot \sqrt{s^3}$$
 în care: H este microduritatea componentelor de sudat considerate identice (în unități Vickers), s este grosimea tablei în contact cu sonotroda, iar k este o constantă ce depinde de tipul sursei ultrasonore.

- **Forța de sudare** (F_s) care asigură transmiterea oscilațiilor ultrasonice în zona îmbinării prin realizarea contactului acustic necesar între suprafețele reperelor de sudat; mărimea sa depinde de natura materialelor și de grosimea componentelor

și influențează hotărâtor valoarea rezistenței medii la rupere a îmbinărilor sudate; forța de sudare crește cu limita la curgere, duritatea materialului și grosimea componentelor și are valorile optime ale forței de sudare sunt deplasate spre valori cât mai mici ale timpilor de sudare.

- **Timpul de sudare** (t_s) care reprezintă durata de transmitere a energiei ultrasonice către reperatele de sudat astfel încât să se obțină rezistența maximă a îmbinării sudate; el este dependent de natura metalului, dimensiunile reperelor și puterea acustică disponibilă; pentru a obține îmbinări sudate de calitate este necesară corelarea timpului de sudare cu intensitatea acustică, rezistența maximă a îmbinării obținându-se la valori mici ale timpului de sudare și intensități acustice mari; odată cu creșterea timpului de sudare crește și rezistența îmbinării sudate în condițiile în care se păstrează constante intensitatea acustică și forța de sudare; folosirea unor timpi de sudare mari la amplitudine constantă a oscilației se impune micșorarea valorii forței de sudare.

- **Timpul de menținere** (t_m) reprezintă timpul în care, după oprirea introducerii de energie acustică, reperatele sudate sunt menținute sub presiune, până la răcirea zonei sudate; dacă toți ceilalți parametri tehnologici sunt foarte bine corelați, se poate renunța la acesta.

- **Frecvența oscilațiilor ultrasonice** (f) este cuprinsă în domeniul 20-40 kHz pentru sudarea majorității metalelor și aliajelor compatibile cu procesul de sudare; în cazul sudurilor la microcontacte din cuplurile de materiale Al-Au, Au-Au sau Al-Al este optimă folosirea unor frecvențe cuprinse în domeniul 120-160 kHz.

- **Amplitudinea oscilațiilor ultrasonice** (A), respectiv amplitudinea oscilațiilor capătului activ al sonotrodei superioare, care au o influență deosebită asupra rezistenței îmbinărilor sudate și asupra vitezei de sudare; dacă amplitudinea oscilațiilor ultrasonice este redusă, rezistența îmbinării sudate este redusă, iar la valori ale amplitudinii mai mici decât o valoare minimă, îmbinarea nu se mai produce; de amplitudinea oscilației capătului activ al sonotrodei depinde și dozarea energiei acustice în zona de îmbinare; s-a determinat experimental că, în funcție de natura materialului care se sudează și de grosimea reperelor, valorile optime ale amplitudinii sunt în intervalul 12-16 μm și 20-30 μm ; limitarea amplitudinii la aceste valori este impusă de rezistența la oboseală a materialului sonotrodei.

- **Forma suprafeței active a sonotrodei** depinde de tipul de sudare și de natura materialelor de îmbinat; la sudarea în puncte a reperelor plate vârful sonotrodei trebuie să prezinte o rază de curbura care trebuie să fie de 100-500 ori grosimea reperului de sudat aflat în contact cu sonotroda, deoarece o rază de curbura prea mare poate duce la apariția de zone nesudate în vecinătatea centrului sudurii, iar o rază mică produce o pătrundere excesivă în material neasigurând o calitate constantă a îmbinărilor sudate realizate; suprafața vârfului sonotrodei poate fi netedă sau rugoasă, rugozitatea putându-se realiza prin prelucrare mecanică sau prin acoperiri cu carburi de wolfram; în cazul utilizării sonotrodelor cu vârf rugos, forța de sudare și puterea necesară pentru sudare sunt mai mici decât cele necesare în cazul utilizării sonotrodelor cu vârf neted; suprafața activă a sonotrodei poate fi plană, dar în acest caz se indică prelucrarea unor rizuri care au rolul rugozității din cazul anterior; aceste rizuri se dimensionează în funcție de reperatele de sudat și caracteristicile echipamentului de sudare; la sudarea cu role, considerațiile privind raza de rotunjire a vârfului sonotrodei sunt valabile pentru raza rolei.

- **Temperatura de preîncălzire** a reperelor care are o mare influență asupra îmbunătățirii calității îmbinării sudate, deoarece preîncălzirea determină o modificare sensibilă a limitei de curgere a materialului ușurând formarea îmbinării sub acțiunea

ultrasunetelor; necesită uneori preîncălzire cuplurile de materiale : Cu-Cu, Ni-Ni, Fe-Fe, Nb-Nb, Mo-Mo, Ti-Ti, Ti-Ni, Ti-CuNi45, Nb-CuNi45.

Caracteristicile îmbinării sudate la sudarea cu ultrasunete a materialelor metalice este determinată în mare măsura de ciclul de sudare utilizat pentru realizarea îmbinării.

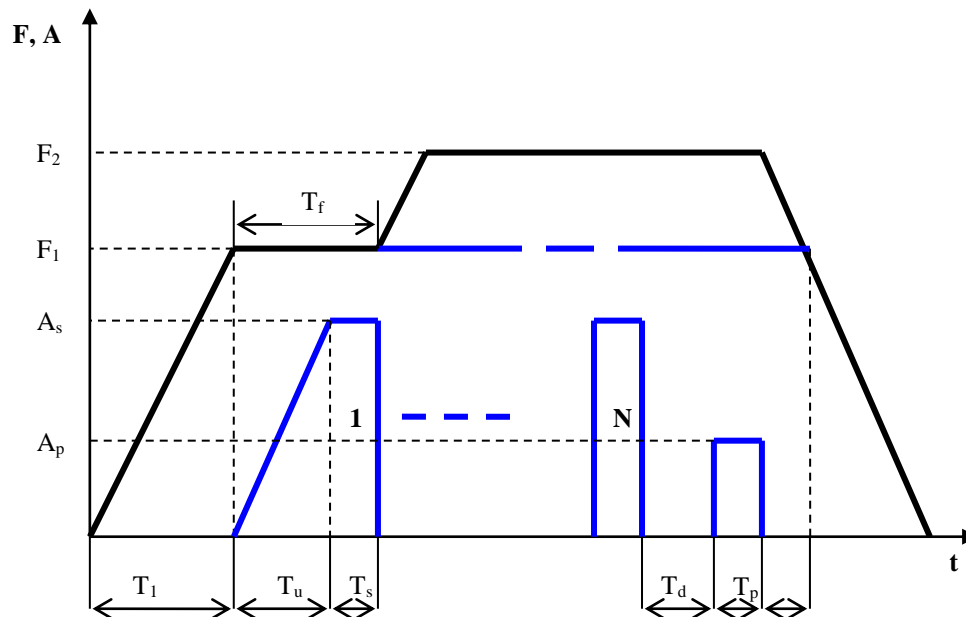


Fig. III.57. Ciclogramă complexă de sudare cu ultrasunete

În figura III.57 este prezentată o ciclogramă complexă de sudare folosită mai ales la materialele dificil de sudat. Sudarea cu mai multe trenuri de impulsuri succesive de ultrasunete se aplică la componentele mai groase, pentru a împiedica supraîncălzirea lor și formarea de amprente adânci. Sunt reprezentate separat variațiile forței de apăsare și a amplitudinilor vibrațiilor în funcție de timp.

▪ **Sudarea cu ultrasunete a MCM Si13-S235JR cuprat – Incercări experimentale efectuate în cadrul tezei**

Partea experimentală a tezei de doctorat a cuprins și stabilirea mai multor tehnologii de sudare cu ultrasunete pentru MCM-ul realizat în acest scop, precum și a unor tehnologii de sudare a unor îmbinări disimilare între table din acest MCM și table din Al 99,5. Echipamentul de sudare utilizat este de tip SHUNCK al cărui generator de ultrasunete are puterea 3000 W la frecvența de 20 kHz iar sonotrodele sunt confecționate din C45R. La începutul sesiunii de lucru, după încărcarea programului, apare fereastra de lucru așa cum se arată în figura III.58 și trebuie scanat codul îmbinării.

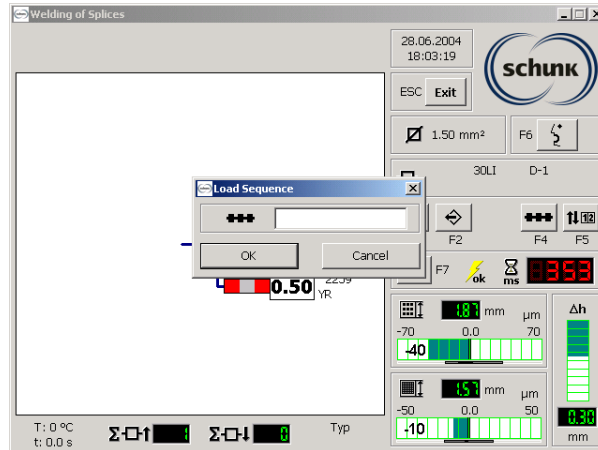


Fig. III.58. Interfața grafică a echipamentului de sudare cu ultrasunete Schunk

După preluarea codului, pe ecran apare structura grafică a îmbinării respective și echipamentul este gata pentru sudare (figura III.59). Se poate da un exemplu ilustrativ pentru modul de programare și funcționare a instalației: îmbinarea a trei fâșii de tablă de grosime 2,5 mm fiecare.

Există câteva indici de calitate pentru sudura ce va fi efectuată: înălțimea de compactare, grosimea îmbinării rezultate, diferența dintre înălțimea de compactare și grosimea sudurii (figura III.60).

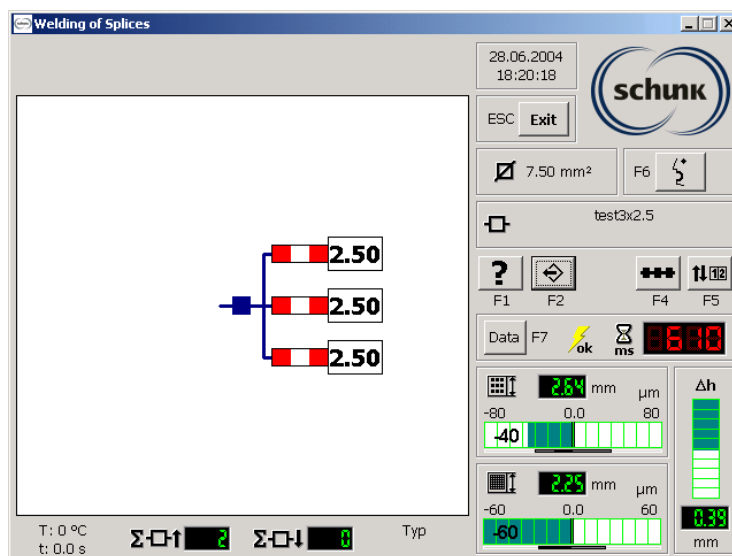


Fig. III.59. Echipamentul de sudare este pregătit pentru executarea îmbinării a 3 table de grosime 2,5 mm fiecare

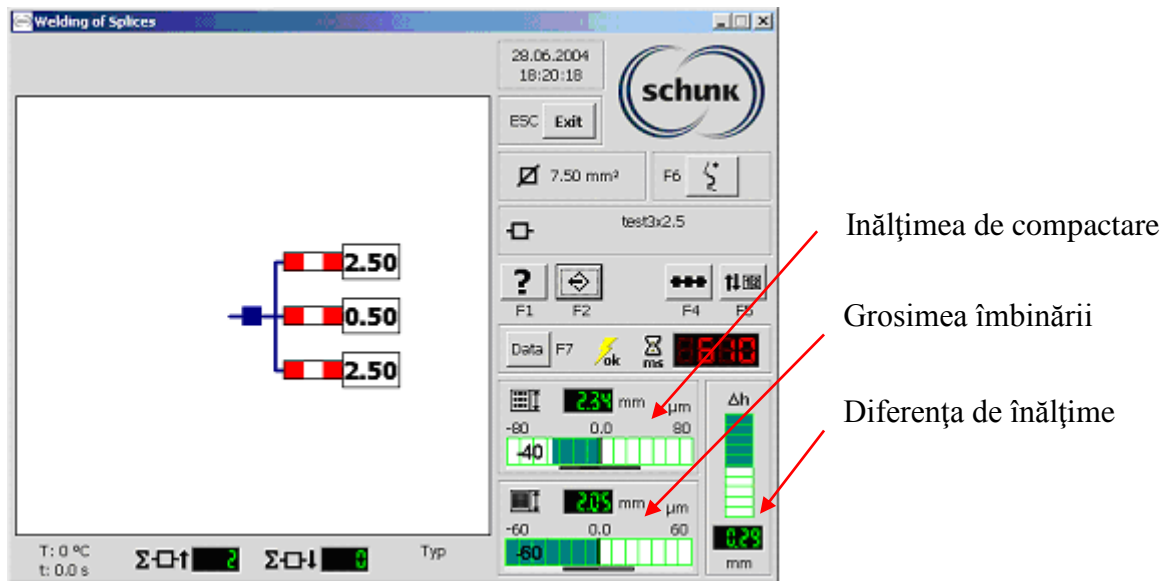


Fig. III.60. Stabilirea indicatorilor de calitate a îmbinării

La orice nesatisfacere a indicatorilor de calitate, interfața grafică afișează un mesaj de eroare, astfel încât procedura de programare a sudării trebuie reluată.

Parametrii tehnologici de sudare și rezultatele obținute apreciate prin **analize macro și microstructurale** sunt detaliate în continuare:

Proba 1

Materialele sudate sunt două table din Al 99,5 de grosime 1,0 mm. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
Al99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu sonotroda
Al99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
90	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotroda	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.61 și este similar pe ambele fețe ale îmbinării.

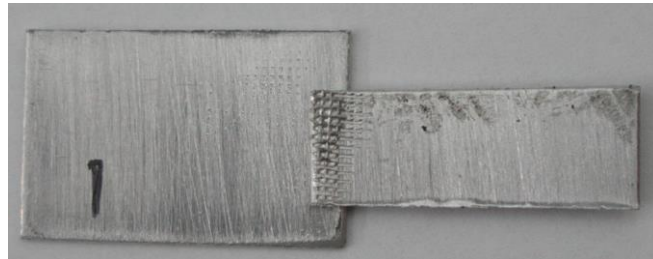


Fig. III.61. Aspectul macroscopic al probei sudate 1

Din punct de vedere microscopic îmbinarea se prezintă corespunzător fiind obținută prin difuzia parțială și consolidarea prin intermediul asperităților de pe suprafețele în contact care se deformează plastic în timpul sudării (figurile III.62 și III.63).

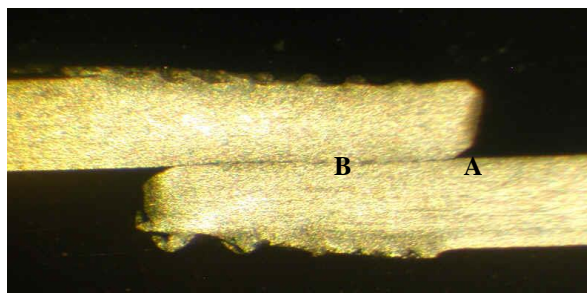


Fig. III.62. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Cele două zone marcate în figura III.62 au fost analizate separat scoțându-se în evidență modul de îmbinare al materialului de bază care nu suferă modificări structurale fiind monofazică cu grăunți alungiți.

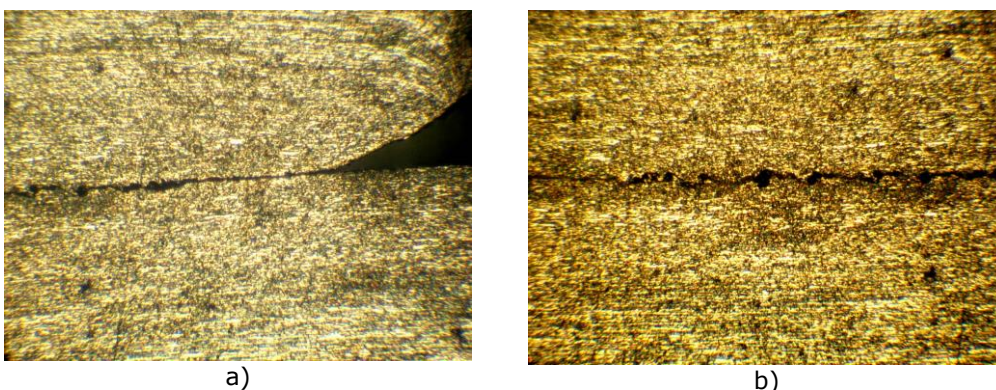


Fig. III.63. Microstructura îmbinării sudate în zonele A și B, MO 100x



Fig. III.64. Microstructura îmbinării sudate, detaliu –zona B, MO 500x

Realizarea îmbinării prin întrepătrunderea celor două table prin deformarea lor plastică pe porțiunea supusă energiei ultrasonore, rezultă clar din figura III.64 care reprezintă un detaliu din zona B a îmbinării.

Proba 2

Îmbinarea realizată este disimilară, materialele sudate fiind o tablă din Al 99,5 de grosime 1,0 mm, o plasă din S235JR cuprat (identică cu cea utilizată pentru fabricarea MCM) și o tablă din MCM Sil3-S235JR cuprat. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

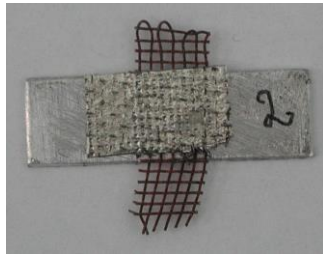
Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Sil3-S235JR cuprat	0,5	12,5	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
Plasă S235JR cuprat	0,25	-	-	-
Al99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
120	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	



a) fața superioară



b) fața inferioară

Fig. III.65. Aspectul macroscopic al probei 2

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.65 și este diferit pe cele două fețe ale îmbinării, deoarece structura sandwich este compusă din materiale disimilare, între care este plasată suplimentar plasa de oțel.

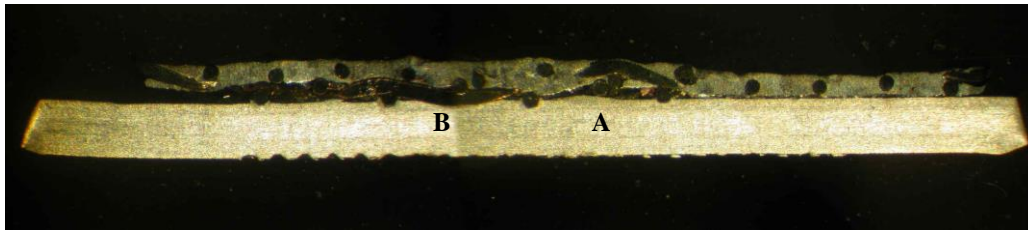
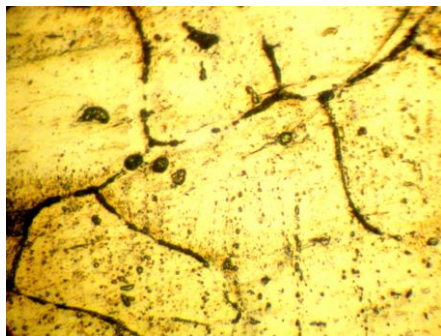
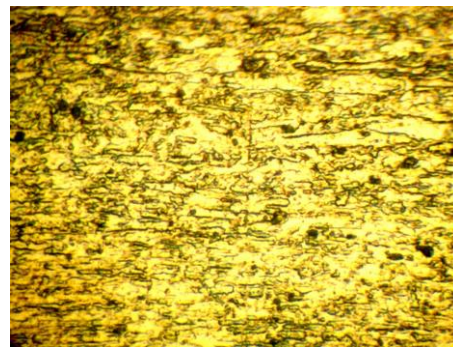


Fig. III.66. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.66) evidențiază zone în care contactul dintre cele trei materiale este intim (zona A) dar și zone în care suprafața de contact este clar delimitată (zona B).



a) matricea MCM

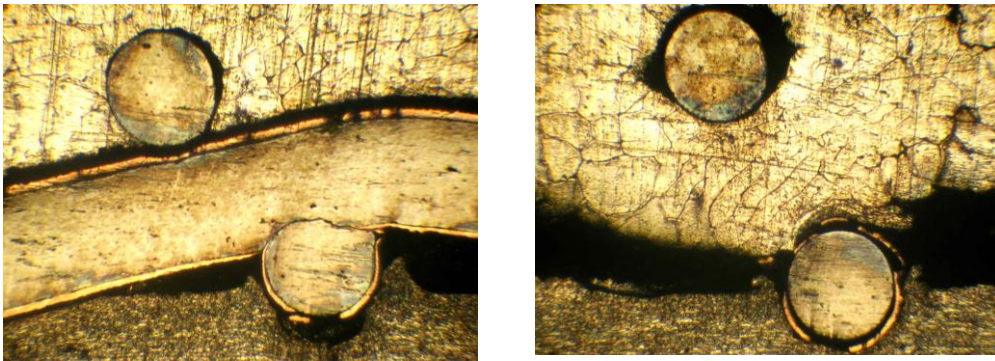


b) Al 99,5

Fig. III.67. Microstructura materialelor de bază, 500x

Aspectul microstructural al celor două table îmbinate diferă, tabla de Al 99,5 fiind monofazică cu grăunți alungiți, iar matricea compozitului cu plasă de sârmă având granulație mare obținută ca urmare a tehnologiei de fabricație (figura III.67).

Microstructura îmbinării sudate (figura III.68) arată o situație net superioară în zona A a îmbinării, unde cele trei componente sudate asigură o calitate bună îmbinării care se datorează și peliculei de cupru care acoperă atât plasa de sârmă ca și component independent, cât și plasa din structura MCM.



a) zona A
b) zona B
Fig. III.68. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate, 100x

Proba 3

Imbinarea realizată este disimilară, materialele sudate fiind o tablă din Al 99,5 de grosime 1,0 mm, o plasă din S235JR cuprat (identică cu cea utilizată pentru fabricarea MCM) și o tablă din MCM Si13-S235JR cuprat. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Si13-S235JR cuprat	0,5	12,5	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
Plasă S235JR cuprat	0,25	-	-	-
Al99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

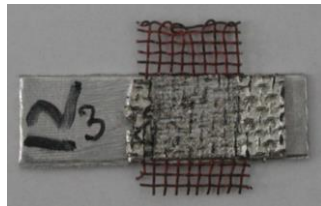
Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
120	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

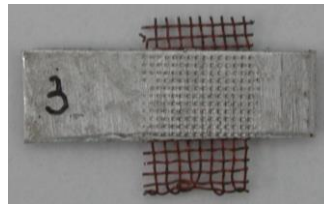
Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.69 și este diferit pe cele două fețe ale îmbinării, deoarece structura sandvici este compusă din materiale disimilare între care este plasată suplimentar plasa de oțel.

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.70) evidențiază un contact bun între cele trei componente ale îmbinării.



a) fața superioară



b) fața inferioară

Fig. III.69. Aspectul macroscopic al probei 3

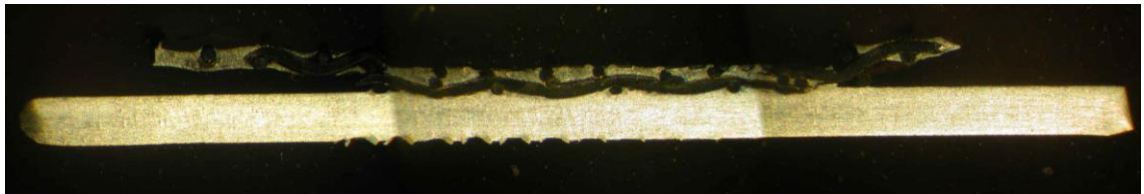
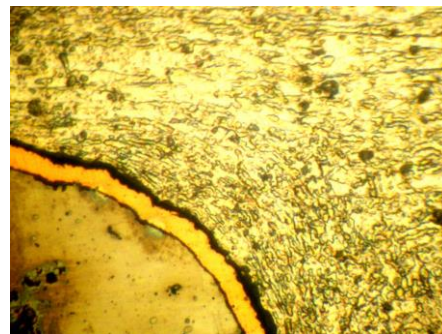


Fig. III.70. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Aspectul microstructural al celor două table îmbinate diferă, tabla de Al 99,5 fiind monofazică cu grăunți alungiți, iar matricea compozitului cu plasă de sârmă având granulație mare obținută ca urmare a tehnologiei de fabricație, situație identică cu cea observată la proba 2 (figura III.67).



a) zona A



b) zona B

Fig. III.71. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate, 100x

Microstructura îmbinării sudate (figura III.71, a) arată o calitate bună îmbinării care se datorează și peliculei de cupru care acoperă atât plasa de sârmă ca și component independent, cât și plasa din structura MCM. Un detaliu asupra aderenței corecte a materialelor implicate prin intermediul peliculei de Cu ce acoperă sârma de inserție este prezentat în figura III.71, b.

Proba 4

Îmbinarea realizată este disimilară, materialele sudate fiind o tablă din Al 99,5 de grosime 1,0 mm și o tablă din MCM Si13-S235JR cuprat, de grosime 2,5 mm. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

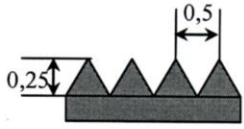
Materiale îmbinate

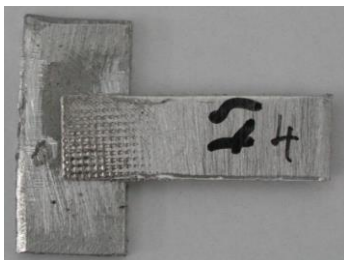
Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Si13-S235JR cuprat	2,5	3,2	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
Al99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
90	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	



a) fața superioară



b) fața inferioară

Fig. III.72. Aspectul macroscopic al probei 4

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.72 și este diferit pe cele două fețe ale îmbinării, deoarece structura este compusă din materiale disimilare.

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.73) evidențiază contact bun între componentele îmbinării în zonele A și C, precum și desprinderi în zona B.

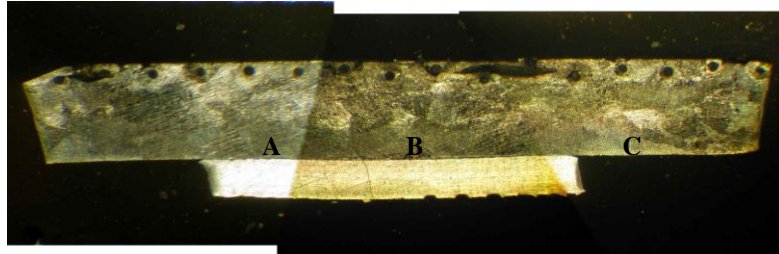
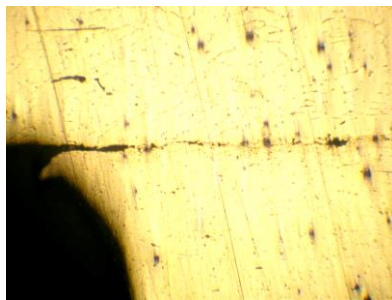
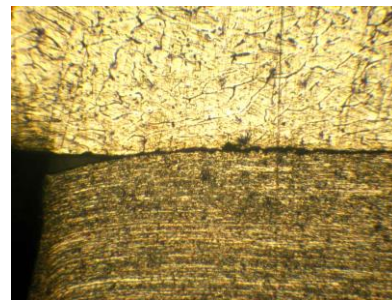


Fig. III.73. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Aspectul microstructural al celor două table îmbinate diferă, tabla de Al 99,5 fiind monofazică cu grăunți alungiți, iar matricea compozitului cu plasă de sârmă având granulație mare obținută ca urmare a tehnologiei de fabricație, situație identică cu cea observată la proba 2 (figura III.67).



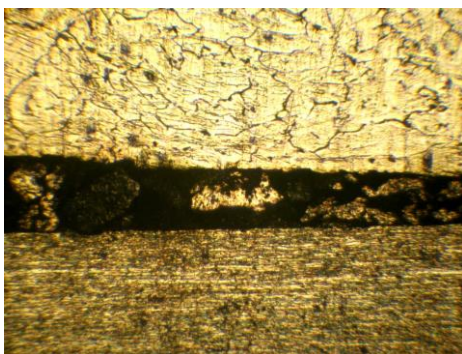
a) zona A neatacat



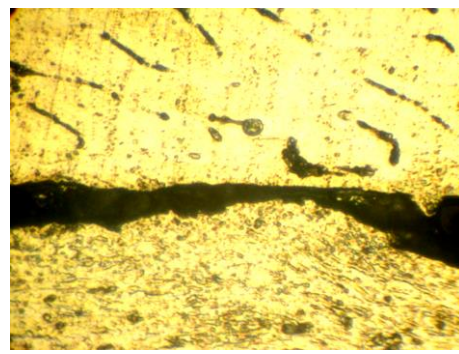
b) zona C

Fig. III.74. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate, 100x

Analiza microstructurală a îmbinării sudate susține calitatea bună a îmbinării în zonele A și C (figura III.74) și evidențiază desprinderile în zona B (figura III.75).

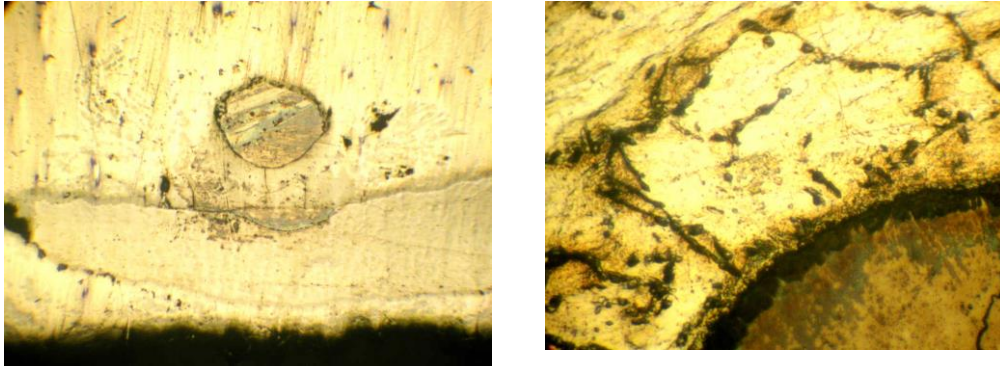


a) 100x



b) 500x

Fig. III.75. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate în zona B, cu defecte



a) 100x

b) 500x

Fig. III.76. Microstructura MCM Sil3-S235JR cuprat

Analizând microstructural MCM-ul creat și utilizat la stabilirea tehnologiilor de sudare se constată și la proba 4 aderența corectă a inserției din oțel în matricea din aliaj de Al (figura III.76).

Proba 5

Imbinarea realizată este de tip sandviș, materialele sudate fiind trei table MCM Sil3-S235JR cuprat, de grosimi: 2,5-0,5-2,5 mm. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Sil3-S235JR cuprat	2,5	1,6	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
MCM Sil3-S235JR cuprat	0,5	12,5	Decapat chimic	
MCM Sil3-S235JR cuprat	2,5	3,2	Decapat chimic	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_v/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
150	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.77 și este similar pe cele două fețe ale îmbinării, deoarece structura este compusă din materiale identice cu inserțiile apropiate de suprafețele exterioare.

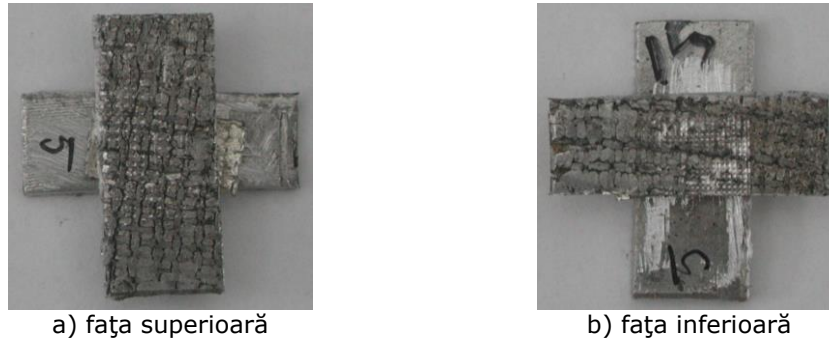


Fig. III.77. Aspectul macroscopic al probei 5

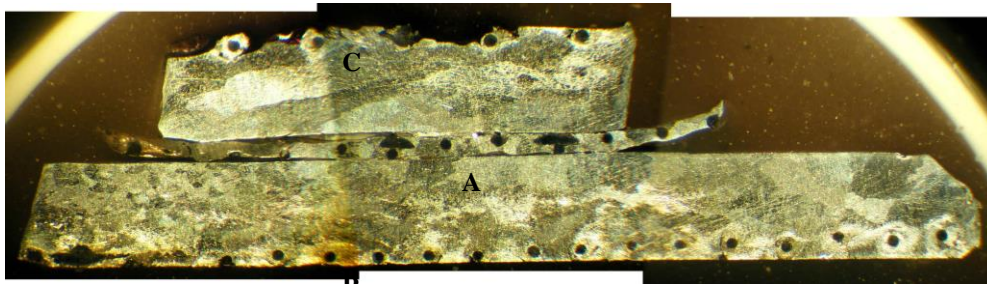


Fig. III.78. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.78) evidențiază atât contact bun între componentele îmbinării cât și aderența corespunzătoare a inserției în matrice, ilustrate pentru zonele A, B și C (figura III.79).

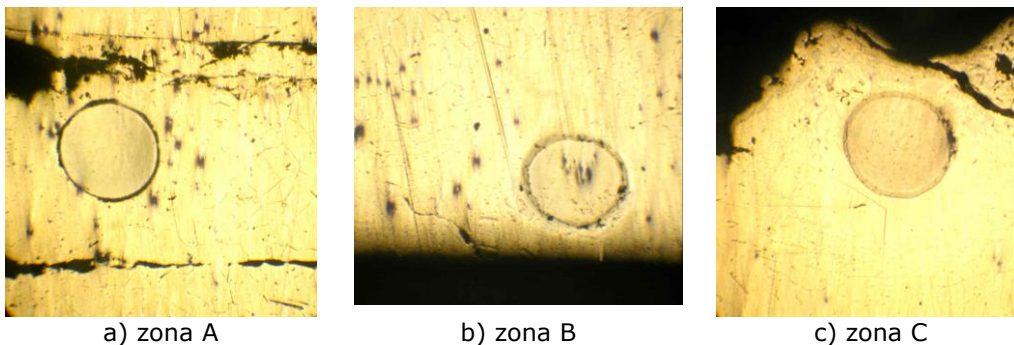


Fig. III.79. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate, 100x, neatocat

Proba 6

Îmbinarea realizată conține două table din MCM SiI3-S235JR cuprat, de grosimi 0,3-2,5 mm. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

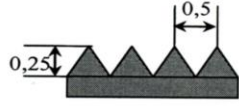
Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Si13-S235JR cuprat	0,3	-	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
MCM Si13-S235JR cuprat	2,5	3,2	Decapat chimic	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
200	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.80 și este similar pe cele două fețe ale îmbinării, deoarece structura este compusă din materiale identice cu insertiile apropiate de suprafețele exterioare.



a) fața superioară



b) fața inferioară

Fig. III.80. Aspectul macroscopic al probei 6

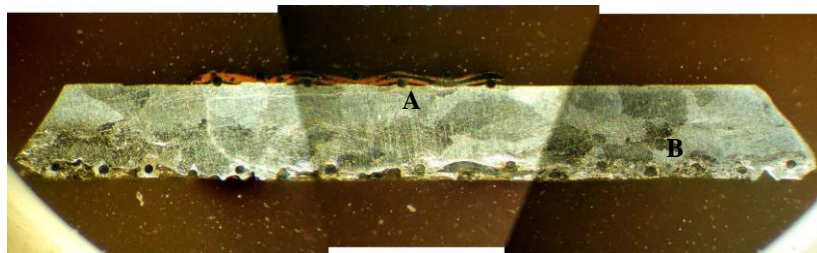
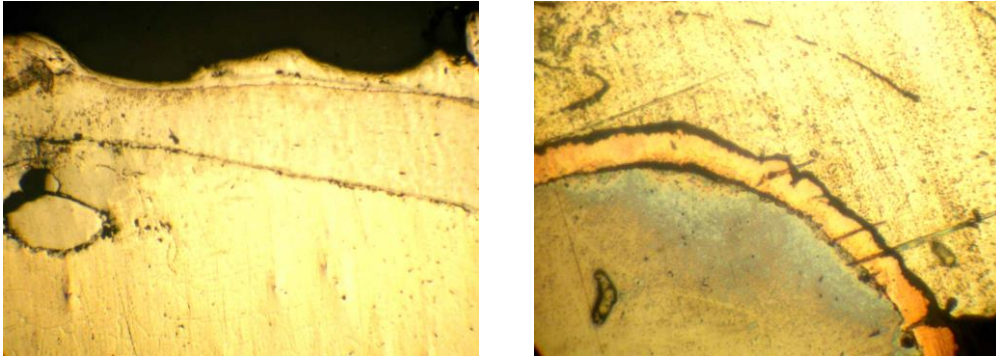


Fig. III.81. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.81) evidențiază atât zone contact cu bun între componentele îmbinării cât și zone de discontinuitate a îmbinării.



a) zona A, 100x
b) zona B, 500x
Fig. III.82. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate, neatacat

În figura III.82, a este prezentată microstructura (pe probă neatacată) a unei porțiuni corecte din îmbinarea sudată, iar în figura III.82, b este prezentată o porțiune de contact între inserție și matrice în MCM-ul ce reprezintă tabla în contact cu nicovala. Se observă calitatea corespunzătoare a acestui contact datorită peliculei de Cu depus pe inserția din oțel.

Proba 7

Îmbinarea realizată conține o tablă din MCM Sil3-S235JR cuprat, de grosime 0,3mm și o tablă de Al 99,5 de grosime 1 mm, în două variante diferite de poziționare a componentelor, dar utilizând aceiași parametri tehnologici. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
MCM Sil3-S235JR cuprat	0,3	12,5	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
Al 99,5	1,0	3,2	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
120	90	1558/5	50	31

Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.83 pentru cele două variante de poziționare a tablelor.



a) poziția de prindere 1

b) poziția de prindere 2

Fig. III.83. Aspectul macroscopic al probelor 7

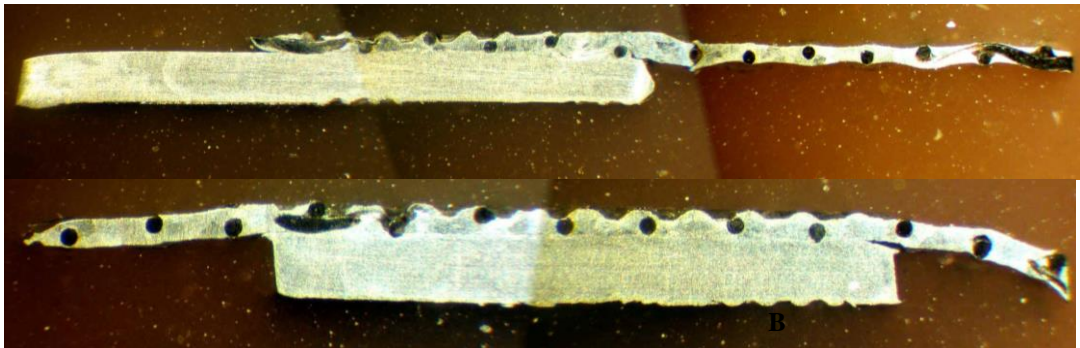
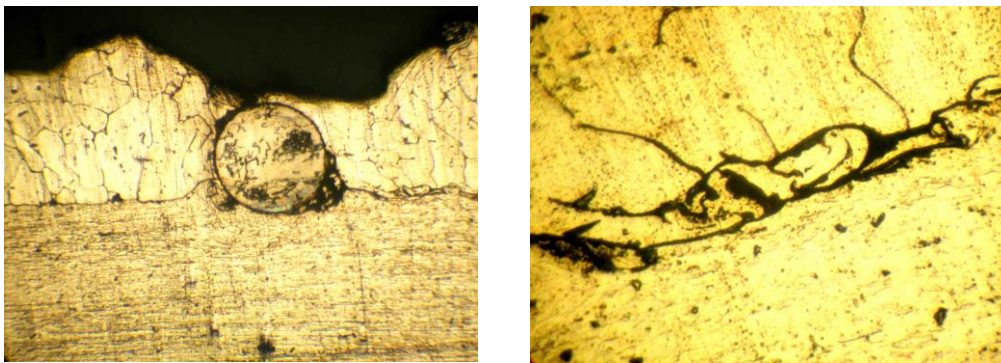


Fig. III.84. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată (figura III.84) evidențiază îmbinări cu contact perfect între componente. Nu s-au detectat zone cu fisuri sau desprinderi pe toata lungimea îmbinărilor.

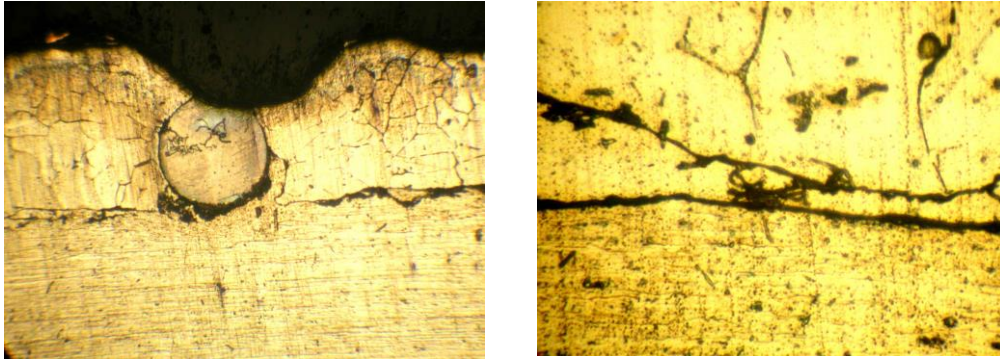


a) îmbinare, 100x

b) îmbinare, 500x

Fig. III.85. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate la proba 7.1

Analiza microstructurală evidențiază aceeași concluzie, neobservându-se desprinderi între cele două materiale (figurile III.85 și III.86) și o aderență perfectă a inserțiilor în matrice.



a) îmbinare, 100x

b) îmbinare, 500x

Fig. III.86. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate la proba 7.2

Proba 8

Îmbinarea este realizată între o tablă de Al 99,5 de grosime 1 mm și o plasă de S235JR cuprat de tipul celei utilizate ca inserție în MCM-ul creat în cadrul tezei. Informațiile asupra materialelor și parametrilor de sudare se sintetizează astfel:

Materiale îmbinate

Material	Grosimea [mm]	Rugozitatea	Starea suprafeței	Poziție la sudare
Plasă din S235JR cuprat	0,3	-	Decapat chimic	În contact cu sonotroda
Al 99,5	1,0	1,6	Curățat prin abraziune	În contact cu nicovala

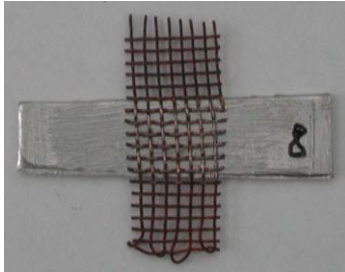
Parametrii tehnologici

Timpul de sudare [ms]	Energia la sudare [%]	F_s/P_n [N/bar]	Suprafața activă [mm ²]	Forța specifică [N/mm ²]
90	90	1558/5	50	31

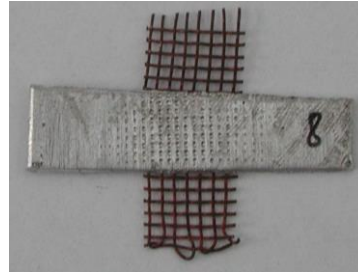
Caracteristicile sonotrodelor

Sonotrode	Suprafața activă [mm ²]	Striațiuni
Sonotrodă C 45 R	100	
Nicovală C 45 R	800	

Aspectul macroscopic al probei sudate este prezentat în figura III.87 iar secțiunea transversală a probei în figura III.88.



a) fața superioară



b) fața inferioară

Fig. III.87. Aspectul macroscopic al probei 8

Analiza secțiunii transversale prin îmbinarea sudată evidențiază atât zone cu contact cu bun între componentele îmbinării cât și zone de discontinuitate a îmbinării.

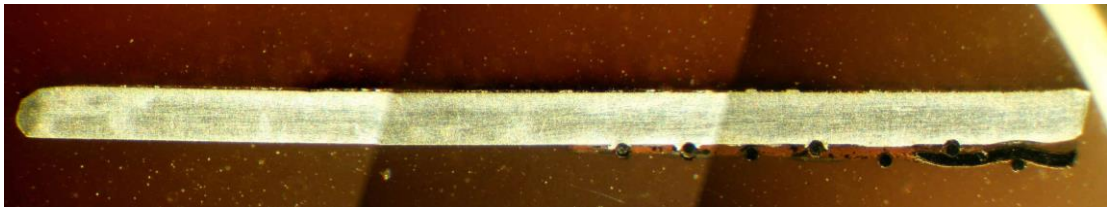
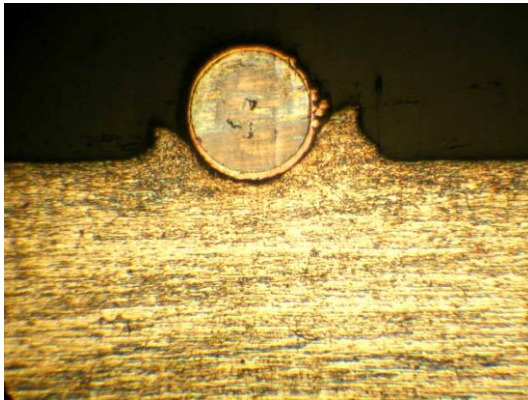
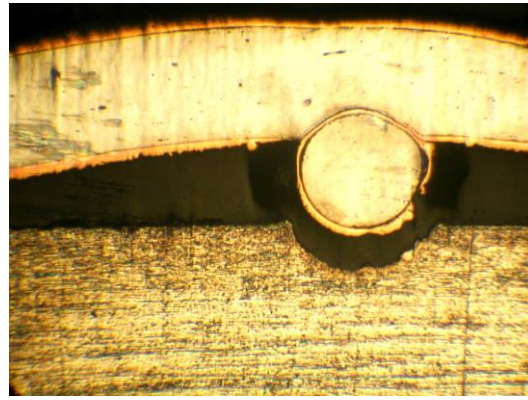


Fig. III.88. Secțiune transversală prin îmbinarea sudată, MO 25x

Analiza microstructurală susține această afirmație, observându-se atât zone de îmbinare continuă cât și desprinderi (figura III.89).



a) zona continuă, 100x



b) zona cu desprinderi, 100x

Fig. III.89. Aspecte microstructurale ale îmbinării sudate

Încercări de microduritate

S-au efectuat încercări de microduritate Vickers pe toate probele, cu ajutorul aparatului PMT 3, cu sarcina de 100 g. Aspectul amprentelor de duritate se prezintă în figurile III.90 – III.103, iar valorile aferente în tabelul III.13.

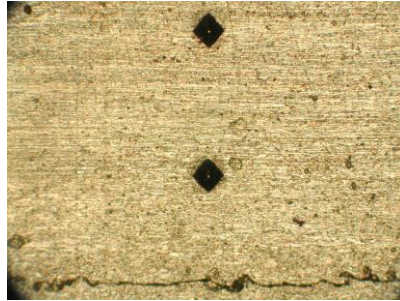


Fig.III.90. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 1 din materialul (table de Al) supus sudării, MO 100x

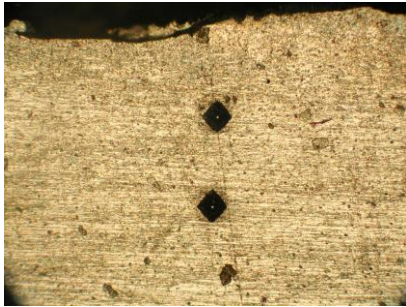


Fig.III.91. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 2 din primul material (tabla de Al) supus sudării, MO 100x



Fig.III.92. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 2 din al doilea material (Si13-S235JR cuprat) supus sudării, MO 100x

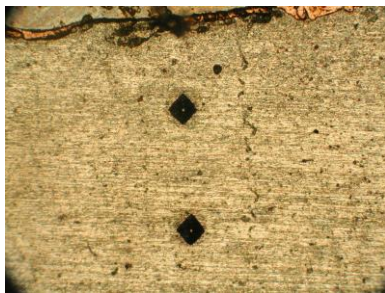


Fig.III.93. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 3 din primul material (tabla de Al) supus sudării, MO 100x



Fig.III.94. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 3 din al doilea material (Si13-S235JR cuprat) supus sudării, MO 100x

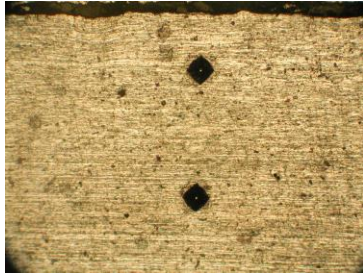


Fig.III.95. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 4 din primul material (tabla de Al) supus sudării, MO 100x

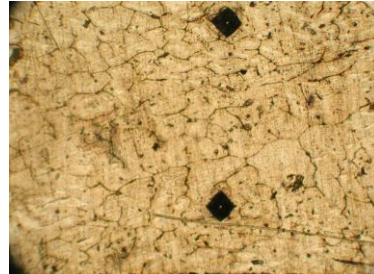


Fig.III.96. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 4 din al doilea material (Si13-S235JR cuprat) supus sudării, MO 100x

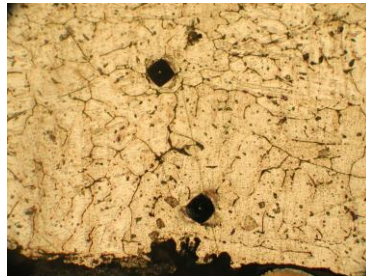


Fig.III.97. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 5 din tabla superioară (Si13-S235JR cuprat) supusă sudării, MO 100x

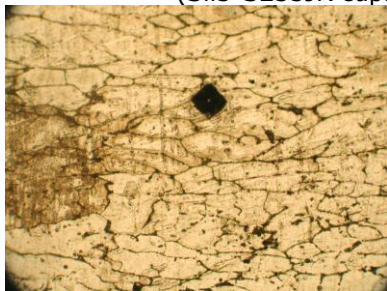


Fig.III.98. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 5 din tabla mediană (Si13-S235JR cuprat) supusă sudării, MO 100x

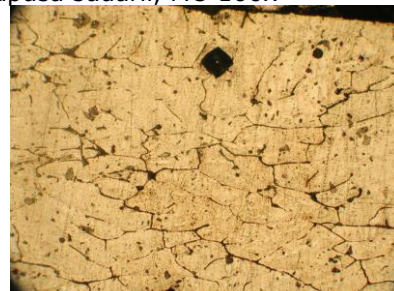


Fig.III.99. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 5 din tabla inferioară (Si13-S235JR cuprat) supusă sudării, MO 100x

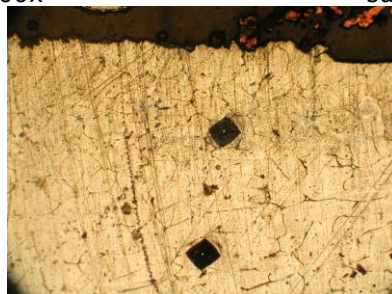


Fig.III.100. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 6 fiind supuse sudării două table din MCM (Si13-S235JR cuprat), MO 100x

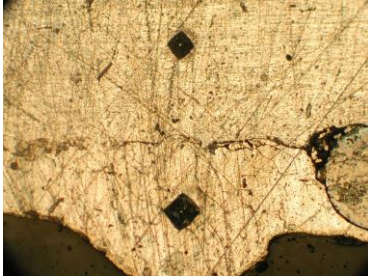


Fig.III.101. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 7.1 fiind supuse sudării o tablă din Al și a doua tablă din MCM (Si13-S235JR cuprat), MO 100x



Fig.III.102. Aspectul amprentelor de duritate pentru proba 7.2 fiind supuse sudării o tablă din MCM (Si13-S235JR cuprat) și a doua tablă din Al, MO 100x

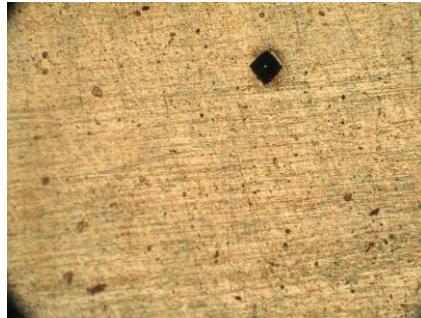


Fig.III.103. Aspectul amprentelor de duritate pe tabla din Al, pentru proba 8, constând dintr-o plasă din oțel cuprat sudat pe tabla respectivă, MO 100x

Valorile medii ale durităților prezentate în tabelul III.13 în zonele influențate termic ale materialelor din care s-au realizat îmbinările.

Se observă că există diferențe semnificative între valorile microdurităților în zonele influențate termic în toate variantele încercate :

- îmbinări realizate doar din table de Al 99,5 (abaterea maximă fiind de 15,32% înregistrată între proba 7.1 și proba 1) ;
- îmbinări realizate din table de Al și MCM (abaterea maximă fiind de 14,50% înregistrată între componentele probei 2);
- îmbinări realizate din table de MCM (abaterea maximă fiind de 31,11% înregistrată între prima și a doua tablă a probei 5).

Valorile microdurităților înregistrate în MCM, pentru probele îmbinate prin sudură cu ultrasunete sunt superioare sau aproape egale cu cele din materialul matricei.

Cele două procedee experimentate în cadrul tezei se pretează la sudarea MCM cu matrice din aliaje de Al și inserție de oțel, obținându-se anumite tehnologii încurajatoare pentru aplicații, chiar la nivel industrial.

Tabelul III.13. Valorile medii ale durițărilor în ZIT

Nr. Probă	Materialul	Valoare duritate în ZIT HV0,1
1.	Al 99,5	35,40
2.	Al 99,5	33,60
	MCM	39,30
3.	Al 99,5	34,30
	MCM	39,00
4.	Al 99,5	34,50
	MCM	39,10
5.	MCM	39,80
	MCM	38,90
	MCM	37,70
6.	MCM	41,80
7.1.	Al 99,5	35,60
7.2.	Al 99,5	37,80
8.	Al 99,5	37,90

Urmare a elaborării MCM Sil3-S235JR cuprat și a obținerii de materiale cu anumite caracteristici se pot identifica domenii, ansambluri, subansambluri, repere, pentru posibile înlocuiri ale materialelor tradiționale, respectând un raport calitate/preț convenabil pentru aplicațiile respective.

III.4. Concluzii

Materialele compozite cu matrice metalică armate cu fibre se sudează prin diferite procedee: prin topire, presiune în puncte, explozie etc., în funcție de obiectivul la realizarea căruia sunt utilizate. Abordarea sudării materialelor compozite metalice se face diferențiat, în funcție de tipul matricei și al fibrei, combinația structurală fibră-matrice, tipul de aplicație căreia îi este destinată, proprietățile de structură și mecanice impuse de aceasta.

În acest capitol sunt tratate cele mai răspândite procedee de sudare ale MCM în general și cele cu matrice din aliaje de Al în special, insistându-se însă asupra a două dintre ele: sudarea prin presiune în puncte și sudarea cu ultrasunete, la care autorul prezintă tehnologii originale și rezultate ale încercărilor executate pe îmbinările sudate din materialul special creat Si13-S235JR cuprat.

Autorul prezintă principial modul în care trebuie pregătite materialele pentru sudare și cum influențează aportul termic al procesului de sudare, proprietățile îmbinărilor sudate.

Capitolul tratează 10 procedee de sudare distincte a MCM cu matrice din aliaje de Al, pe baza unui studiu bibliografic important, prezentând rezultate obținute din punct de vedere al parametrilor optimi pentru fiecare procedeu și al aplicabilității acestuia.

Rezultatele experimentale obținute de autor în aplicarea procedeelelor de sudare prin presiune în puncte și sudare cu ultrasunete sunt prezentate distinct și constituie părți originale ale tezei. În toate cazurile celor 15 probe de îmbinări sudate analizate (7 sudate prin presiune în puncte și 8 sudate cu ultrasunete) a rezultat o comportare bună a inserției din oțel al cărei contact cu matricea este de regulă păstrat fără desprinderi. Această calitate este asigurată de stratul de Cu depus pe inserția de S235JR care asigură aderența corectă între inserție și matrice. Din punct de vedere al calității îmbinării, aceasta a fost judecată din punct de vedere al aspectelor macro și microstructurale, ieșind în evidență proba 6 la sudarea prin presiune în puncte și proba 7 la sudarea cu ultrasunete. Regimurile respective de sudare pot fi considerate ca referințe pentru ulterioare aplicații de acest tip. De asemenea au fost analizate valorile microdureților din zonele afectate de sudare, evidențiindu-se caracteristicile pozitive ale MCM creat.

IV. CONCLUZII. CONTRIBUTII ORIGINALE

Apariția și evoluția materialelor compozite este un proces complex în cadrul căruia, analiza modului de aranjare și asociere a diferitelor materiale în calitate de componente ale compozitului, cu implicarea principalelor procedee de transformare a lor și obținerea în final a proprietăților cerute de utilizator. În acest context este evident că procesul de obținere a materialelor compozite este caracterizat prin interdisciplinaritate și transsectorialitate, implicând nu doar cunoștințe de inginerie mecanică, ci și de inginerie chimică și, nu în ultimul rând, de știința calculatoarelor. Se pot realiza materiale compozite prin considerarea unui număr practic infinit de materiale distincte, cum ar fi: materiale plastice (o gamă largă de polimeri și combinații posibile ale acestora, care conduc la obținerea de materiale compozite conținând: polietilenă, polipropilenă, polistiren, poliuretan, rășini poliesterice, rășini epoxidice, polimetacrilat de metil, poliamide, policlorură de vinil etc.), metale pure sau aliaje metalice (bazate pe: nichel, aluminiu, cupru, titan, wolfram, molibden, oțeluri speciale), sticlă (sub formă de fibre, filamente, țesături), materiale lemnoase (placaj, plăci aglomerate), materiale celulozice (hârtie, carton), ceramice, beton, diamante sintetice etc.

Pornind de la ideea că materialele compozite pot fi definite ca materiale având doi sau mai mulți constituenți, care se găsesc sau nu într-un echilibru chimic, ele pot fi clasificate arbitrar ca: MC *in-situ* și MC *artificiale*.

Dintre acestea, teza de doctorat tratează o categorie de MC artificiale, caracterizate prin faptul că inserțiile și matricea nu se află într-un echilibru chimic, astfel încât fibrele solide metalice trebuie să fie introduse în matricea metalică prin mijloace mecanice, atunci când matricea se află în fază lichidă.

S-a ales acest tip de MCM durificat cu fibre deoarece reprezintă o categorie de materiale, de interes deosebit pentru industria modernă. Ele sunt constituite dintr-o fază rezistentă și rigidă dispersată sub formă de fibre aliniate într-o matrice mai ductilă. În condițiile existenței unei legături fibră-matrice și a unei corecte alegeri a materialului fibrelor și matricei, are loc un transfer al solicitărilor mecanice de la matrice la fibre, aceste materiale manifestând astfel o rezistență mecanică apropiată de a fibrelor fără a prezenta însă fragilitatea acestora. S-a urmărit satisfacerea unor criterii economice, dar și de calitate, acesta fiind motivul alegerii producerii unui MCM cu matrice din aliaj de Al și inserție din oțel. Pentru acest material conceput și produs, s-au stabilit tehnologii corespunzătoare de îmbinare prin sudare care să deschidă calea aplicațiilor industriale posibile.

Principalele **contribuții ale autorului** s-au materializat pe capitole astfel:

• **Capitolul I MATERIALE COMPOZITE METALICE. METODE DE OBȚINERE**, conține:

- O **sinteză bibliografică** a celor mai răspândite metode de obținere a unor MCM cu focalizare pe cele cu matrice din aliaje de Al. Se arată că din cauza densității lor reduse și a proprietăților mecanice cuprinse într-un spectru larg, datorită plasticității lor ridicate, posibilităților extinse de prelucrare mecanică, sudabilității ridicate, rezistenței înalte la coroziune, MCM-urile cu matrice din aliaje de Al se utilizează pe scară largă deși prezintă dezavantajul fragilității datorat peliculelor de oxizi. Sunt trecute în revistă aplicațiile posibile, mai ales în sectorul construcțiilor, precum și în industria constructoare de autovehicule, aeronautică și spațială. Se evidențiază faptul că indiferent de domeniul lor de aplicație este foarte important de semnalat

- că unul dintre avantajele majore ale utilizării MCM cu matrice din aliaje de Al este posibilitatea reciclării sale avantajoase, ceea ce în epoca actuală nu este de loc de neglijat.
- Se prezintă **procedeele de obținere în stare lichidă**, în categoria cărora se înscrie și cel utilizat de autor pentru producerea materialului original cu care s-a executat partea experimentală a tezei. La aceste procedee, nu este de neglijat faptul că matricea și inserțiile nu au aceeași densitate ceea ce se reflectă fie prin decantarea, fie prin scufundarea completă a inserțiilor în matricea topită. Pentru a evita astfel de situații, amestecul matrice lichidă-inserție solidă trebuie mișcat continuu, ceea ce însă prezintă riscul de a accentua reacțiile chimice posibile între componente. Se trec de asemenea în revistă, **procedeele de obținere în stare solidă** precum și **procedeele prin depunere și in-situ**, ca alternative din ce în ce în ce mai frecvent utilizate pe scară industrială.
 - Pentru a evidenția utilizarea tot mai răspândită a MCM și varietatea de metode de obținere funcție de aplicația cărora le este destinat materialul, se face o **trecere în revistă a câtorva patente SUA** având ca obiect obținerea unor MCM cu matrice din aliaje de Al.
 - Partea cea mai importantă a acestui capitol este destinată **descrierii amănunțite a modului în care a fost concepută și aplicată tehnologia de obținere a MCM Si13-S235JR cuprat**. Acesta a fost turnat centrifugal într-o preformă din fibre de sticlă cu axa orizontală de rotație, obținându-se o piesă cilindrică din Silumin 3 ranforsat cu fibre din oțel. Materia primă utilizată pentru obținerea topiturii matricei a fost un bloc din aliaj de aluminiu turnat în blocuri marca ATSi10, deșeuri topite din Sil 3, cu compoziția chimică prevăzută a se obține (max. 40% din cantitate) și prealiajele: Al-Mn, cu 20% Mn (sau Al-Mg cu 10% Mg, sau Mg metalic cu min. 99,95% Mg), și Al-Ti cu 6% Ti. Sunt prezentate toate fazele procesului de turnare și tratare prin care s-a obținut blocul de material utilizat ca matrice. Materialul inserției este un oțel tip S235JR sub formă de plasă din sârmă de diametru $d=0,2$ mm și ochiuri de 0,5 mm.
 - Se prezintă o abordare matematică a celor trei tipuri distincte de turnare centrifugală (cu axă verticală, orizontală și înclinată) justificându-se astfel metoda aleasă de producere a MCM prin turnare centrifugală cu axă orizontală. Este descrisă instalația de turnare și criteriile de alegere a turației cochilei, astfel încât să rezulte un material cu grosime cât mai omogenă. S-a concluzionat că după criteriile impuse, pentru turnarea MCM Si13-plasa de oțel, turația $n_p = 800$ rot/min este optimă. Analizând condițiile de umectare ale inserției în matricea lichidă s-a concluzionat că dacă plasa de oțel este introdusă ca atare în topitură, nu se produce umectare și deci aderența în stare solidă între matrice și inserție este necorespunzătoare. Pentru îmbunătățirea condițiilor de umectare, și deci pentru obținerea unui MCM de calitate superioară din cele două componente, este necesară acoperirea sârmei din oțel cu nichel sau cupru. În funcție de dotarea existentă, pentru MCM-ul executat în cadrul tezei, inserția din plasă de oțel a fost cuprată prin galvanizare, după o succesiune de operații care a constat din: predegresare, degresare și decapare, cuprare alcalină cianurică, cuprare acidă cu sulfat și, în final, pasivarea stratului depus.
 - Tehnologia de obținere a MCM a constat din plasarea, pe suprafața interioară a cochilei pregătită pentru turnare, a plasei din sârma de oțel,

care constituie inserția, după care se realizează turnarea propriu-zisă prin descărcarea din cuptor a oalei de turnare special dimensionată pentru piesa care urmează a fi turnată. S-a procedat la turnarea piesei, în intervalul de temperatură 720 - 700 °C în vână continuă, în cochila aflată în mișcare de rotație. După turnarea aliajului de aluminiu în cochilă, s-a deschis robinetul de răcire, după care, bușele din MCM sunt răcite în nisip, decupate în fâșii și laminate la rece pentru obținerea de grosimi diferite de material. S-a obținut astfel laminatul Si13-S235JR cuprat care a fost utilizat pentru stabilirea tehnologiilor de sudare.

- **Capitolul II CARACTERISTICI SI PROPRIETATI ALE MCM**, conține:
 - Modul în care se **calculează caracteristicile mecanice și fizice ale unui MCM** cu fibre continue unidirecționale cu forța exterioară aplicată longitudinal pe fibre, precum și influența orientării fibrelor asupra acestor proprietăți. Se abordează atât cazul simplu în care atât inserțiile cât și matricea au un comportament pur elastic, cât și cazul în care matricea prezintă o oarecare ductilitate și, prin solicitare, limita sa de elasticitate poate fi atinsă înainte de ruperea inserției. S-a concluzionat că pentru a asigura o rezistență de rupere la tracțiune a compozitului satisfăcătoare pentru aplicațiile cărui materialul le este destinat, este necesar a se asigura o *fracție volumică critică* a inserției pentru ca MCM-ul să aibă rezistența de rupere la tracțiune cel puțin egală cu valoarea respectivă a matricei.
 - S-a **realizat și un studiu al prezenței fibrelor perpendicular pe direcția de acțiune a forței exterioare**, deoarece în cadrul tezei MCM-ul realizat are inserțiile formate din fibre continue ortogonale.
 - A fost **studiată comportarea la tracțiune a MCM Si13-S235JR cuprat, comparativ cu aceeași comportare a materialului matricei**. Încercările mecanice de tracțiune s-au executat în laboratorul CIDUCOS, acreditat RENAR, conform standardului SR EN 17025:2005 *Cerințe generale pentru competența laboratoarelor de încercări și etalonări*, pe echipamentul UltraTest, folosind o dispozitivare specifică tipului încercării și obiectului de încercat. Viteza de încărcare este de 0,08 mm/s în ambele cazuri. Se observă că materialul compozit se comportă mult mai bine decât materialul matricei, curba de tracțiune furnizând, pentru matrice, valorile:

$$F_{max} = 818.1 \text{ N}$$

$$X_{max} = 7.95 \text{ mm}$$
 Pentru MCM-ul realizat, curba de încercare arată:

$$F_{max} = 1380.6 \text{ N}$$

$$X_{max} = 12.40 \text{ mm}$$

valori net superioare celor ale matricei.

Programul realizat pentru încercarea la tracțiune pe echipamentul menționat reprezintă o altă contribuție originală a autorului ce utilizează în acest scop software-ul profesional LabView.

- Autorul a **realizat un program de compunere a unui MCM Structura materialului** pornind de la materiale impuse pentru matrice și inserție, utilizând facilitățile software-ului profesional MatLab. Pe baza proprietăților celor două materiale selectate, programul compune un MCM cu fibre unidirecționale, lăsând deschisă aplicația pentru conceperea în viitor de MCM-uri cu fibre pluridirecționale. Rularea programului se bazează pe două baze de date create pentru materialele matricei și inserțiilor care, de asemenea, pot fi completate fără dificultate cu noi materiale cu caracteristici impuse. Aplicația program realizată a permis verificarea valorilor

experimentale obținute pentru rezistența la tracțiune a MCM Sil3-S235JR cuprat, ceea ce validează corectitudinea abordării bazată pe aspectele teoretice prezentate în acest capitol.

- **Capitolul III TEHNOLOGII DE SUDARE A MCM** conține:
 - O **sinteză asupra celor mai răspândite procedee de sudare ale MCM** în general, cu focalizare spre cele cu matrice din aliaje de Al, insistându-se asupra a două dintre ele: sudarea prin presiune în puncte și sudarea cu ultrasunete, la care autorul prezintă tehnologii originale și rezultate ale încercărilor executate pe îmbinările sudate din materialul special creat Sil3-S235JR cuprat.
 - Sunt **evidențiate dificultățile sudării materialelor compozite** care constau în: diferențe, în general mari, între temperaturile de topire a inserțiilor și cea a matricei, conductibilități termice și călduri specifice diferite ale componentelor MCM, diferențe mari între coeficienții de dilatare termică ai matricei și inserțiilor, posibile interacțiuni chimice între componente, problemele complexe ce apar în procesele de umectare a fibrelor, apariția fenomenului de difuzie la interfața fibră-matrice, crearea unor discontinuități ale fibrelor în zona îmbinării care pot avea efecte imposibil de anticipat, etc.
 - Se **abordează caracteristicile generale ale proceselor de sudare ale MCM** tratându-se: pregătirea materialelor pentru sudare, controlul aportului termic și proprietățile îmbinărilor sudate.
 - Se **tratează separat cele mai răspândite procedee de sudare a MCM cu matrice din aliaje de Al** (sudarea cu arcul electric cu și fără atmosferă de gaz protector, cu și fără electrod fuzibil, sudarea cu energie înmagazinată, sudarea cu fascicol laser, sudarea cu fascicol de electroni, sudarea cu plasmă, sudarea prin frecare, sudarea prin difuzie, sudarea prin explozie, sudarea electrică prin presiune în puncte și sudarea ultrasonică) menționându-se: parametrii tehnologici, structurile și proprietățile îmbinărilor, precauțiile necesare, recomandări, toate aceste aspecte referindu-se la exemple concrete de materiale și tehnologii aplicate.
 - Referitor la **sudarea prin presiune în puncte**, se prezintă pe lângă aspectele generale menționate și exemple relative la diferite tipuri de materiale, instalația și tehnologiile aplicate pentru realizarea îmbinărilor din table de MCM Sil3-S235JR cuprat. Sudarea s-a realizat pe echipamentul TECNA cu braț oscilant cu pedală și pneumatic de 16-25 kVA adoptându-se tehnologiile corespunzătoare structurii și compoziției MCM. Au fost elaborate 7 tehnologii distincte ținând seama de grosimea tablelor de îmbinat și au fost analizate aspectele macro și microstructurale ale îmbinărilor. Au fost realizate îmbinări ale tablelor din MCM cuplate în funcție de grosime astfel: două variante de 2,5 cu 2,5 mm, trei variante de 3 cu 3 mm, o variantă de 2,5 cu 3 mm și o variantă de 1 cu 0,5 mm. În general, cu excepția ultimei variante, s-a constatat o calitate bună a îmbinărilor și faptul că sudarea nu a modificat aderența corespunzătoare existentă în MCM între fibre și matrice.
 - S-a analizat și variația durității în matricea MCM și în zona influențată termic a îmbinărilor și s-au **evidențiat valorile curentului și tensiunii pentru care în zonele menționate duritatea este maximă**.
 - Referitor la **sudarea cu ultrasunete** se insistă asupra unor aspecte generale relativ la sudabilitatea prin acest procedeu a diferitelor materiale metalice, evidențiindu-se care sunt parametrii tehnologici ai acestui procedeu. Sunt prezentate tehnologiile de sudare cu ultrasunete pentru MCM-ul realizat în acest scop, precum și tehnologii de sudare a unor

îmbinări disimilare între table din acest MCM și table din Al 99,5. Au fost realizate 8 probe de îmbinare distincte, pentru fiecare dintre ele precizându-se: materialele îmbinate, parametri tehnologici și caracteristicile sonotrodurilor. În toate situațiile **au fost obținute îmbinări cu caracteristici macro și microstructurale corespunzătoare**, care prin efectuarea de încercări suplimentare în viitor vor conduce cu siguranță la determinarea parametrilor optimi de îmbinare.

- **Măsurătorile de duritate au confirmat rezultatele pozitive** ale încercărilor precedente pentru MCM-ul sudat prin acest procedeu.

Cele două procedee experimentate în cadrul tezei se pretează la sudarea MCM cu matrice din aliaje de Al și inserție din oțel, obținându-se anumite **tehnologii încurajatoare pentru aplicații chiar la nivel industrial**. Se crează astfel **perspectiva de producere a unui MCM**, cu tehnologia stabilită, la care este însă necesar să se urmărească obținerea de proprietăți mecanice mai ridicate eventual prin alegerea și a altor aliaje de Al pentru matrice, respectiv a unor oțeluri de calitate pentru inserție. **Programul Structura materialului conceput pentru crearea unui MCM** va fi de un real folos din această perspectivă.

BIBLIOGRAFIE

- 1.***: AEROMAT™ 90 - Advanced Aerospace Materials/Processes; Advanced Materials and Processes, 1990, nr.4
2. Allen E.: Fundamentals of Building Construction: Materials and Methodology ISBN 0-471-18349-0
3. Alexandru C., *Belu-Nica R.*: Utilizarea procedeelor moderne de obținere a oțelurilor, *Analele Universității „Eftimie Murgu” din Reșița*, ISSN 1453, 2000
4. Alexandru C., *Belu-Nica R.*: Tehnologia materialelor și prelucrări mecanice. Indrumător de laborator, Ed. Universității „Eftimie Murgu” din Reșița, 2006
5. Altshuler, B ș.a: GMA welding of Al-Al₂O₃ metal matrix composites. Symposium proceedings Weldability of materials, ASM International, Ohio, 1990
6. Amigo V. ș.a.: Mechanical behaviour of aluminium, matrix composites with particles in high temperature, *CENIM – Revista de Metalurgia*, vol. 37, nr. 7, 2001
7. Ando K. ș.a.: Crack-heating and mechanical behaviour of Al₂O₃/SiC composites at elevated temperature, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 27, issue 7, 2004
8. Arai M., Tateishi Y., Adachi T., Matsumoto H.: Finite element analysis for damage propagation of CFRP laminated beam, *Trans. JSME*, 64 (627), 1998
9. Ashby M.F., Jones D.: Engineering Materials; An Introduction to their Properties and Applications, Ed.Pergamon International Series on Materials Science and Technology, vol.34, 1991
10. Azpiroz X.: Materiales compuestos de matriz de aluminio, *Soldadura y tecnologías de union*, nr. 52, 1998
11. Baeslack W.A., Froes F.H.: Joining similar and dissimilar advanced engineered materials, *JOM*, vol.47, nr.3, 1995
12. Banerji A. ș.a.: Role of wettability in the preparation of metal-matrix composites. *Metallurgia*, vol.38, nr.7, 1984
13. Baram J.: Procesul de atomizare prin pulverizare și depunere concomitentă destinat producerii unor compozite cu matrice metalică, *Cercetări metalurgice și de noi materiale*, vol. IV, nr. 3, 1996
14. Benatar A. ș.a.: Composites, *Welding Handbook*, 1996
15. Berthelot J.M. : Matériaux composites-Comportement mécanique et analyse des structures, Ed. TEC&DOC, Paris, 1999
16. Beutin P.: Les matériaux, composites suscitent des progrès technologiques dans l'industrie d'automobile, *Matériaux et Techniques*, nr.5, 1990
17. Bittence J.C.: Advanced metal composites, *Advanced Materials and Processes*, nr.7, 1987
18. Blugan G. ș.a.: Fractography, mechanical, properties and microstructures of commercial silicon nitride- titanium nitride composites, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 88, apr, issue 4, 2005
19. Bogush V.: Application of electroless metal deposition for advanced composite shielding materials, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, vol. 7, nr. 3, 2005
20. Borisiv Y.S. ș.a.: Mathematical modeling of process of plasma spraying of composite powders with allowance for exothermal reaction of synthesis of coating material, *Avtomaticeskaia Svarka*, nr. 1, 2004
21. Bornheim B.: Des nouveaux matériaux-composites de fibres en concurrence avec les métaux, *ASEA – Révue, Suedia*, nr.5, 1987

22. Bratukhin A.G. ș.a.: RSR alloys, Sc-bearing aluminium alloys and aluminium matrix composites applied to making aerospace permanent joints, *Welding in the World*, vol.33, nr.6, 1994
23. Brenner A. ș.a.: Weldability of metal matrix composites; spot welding technology for 6061/Al₂O₃, *Hegesztes Technika*, an.IV, nr.4, 1993
24. Cam G., Kocak M.: Progress in joining of advanced materials, Part. 2, *STWJ*, vol.3, nr.4, 1998
25. Capela C., ș.a.: Thermal Stress Analysis in Particulate Composites Components, *Strain*, vol. 39, mai, issue 2, 2003
26. Chan W. S., Chen D. J., Wang B. P.: An efficient method to simulate one- and two-dimensional delamination growth in composite laminates, *J. Reinforced Plastics Composites* 15, 1996
27. Chera A., *Belu-Nica R.*: Intrerupător al alimentării cu energie electrică a utilajelor de sudare pe timpul funcționării în gol, inovație nr. 188, *Instit. de Cercetări Electrotehnice*, București, 1981
28. Chernishov G.G., Panichenko S.A., Chernishova T.A.: Welding of metal composite, *Welding International*, vol. 17(6), 2003
29. Chernyshov G. G. ș.a.: Effect of the thermal cycle of arc welding on the structure and properties of welded joints in dispersion-filled metal composites, *Svarocinoe Proizvodstvo*, nr. (11) 7, 2001
30. Chidambarene A.: Analysis of TIG welds in an alumina reinforced aluminium matrix composite. PhD Thesis, University of Regina, Canada, 1995
31. Clarke D.J.: Thoughts on NDT for composites in the field, *Insight*, vol.37, nr.12, 1995
32. Cleșiu S.R., Popescu M.: Cercetări privind procesele și tehnologiile de îmbinare a materialelor nemetalice (materiale plastice, amorfă, ceramice, compozite). Studiu privind materialele nemetalice, metode de îmbinare și tendințele privind utilizarea lor, Raport de cercetare ISIM, 1991-1993, beneficiar Ministerul Învățământului - Academia Română
33. Cleșiu S.R., Popescu M.: Studii și experimentări tehnologice de îmbinare a unor materiale plastice și compozite din producția indigenă, Raport de cercetare ISIM, 1991-1993, beneficiar Academia Română
34. Cola M, ș.a: Inertia friction welding of a particulate reinforced aluminium matrix composite, *Proceedings of SAMPE Metals Conference*, Covina-California, 1992
35. Colombié M.: Problèmes d'assemblage posés par l'évolution des matériaux, *Soudage et Techniques Connexes*, vol.1.43, nr.3/4, 1989
36. Dahotre N, ș.a: Pulse laser processing of a SiC/Al alloy metal matrix composite, *Journal of Materials Research* 6(3), 1991
37. De Costa C.E, ș.a.: Materiales compuestos de matriz metálica, I parte, Tipos, propiedades, aplicaciones, *Cenim Revista de Metalurgia*, vol. 36, nr. 3, 2000
38. De Minskij Ju. A. ș.a.: Osobennosti svarki plavleniye sloistyh i voloknistyh materialov s aluminienivoj matricej Vopr. Sudostroeniya, Ser. Svarka, 1990
39. Demian C., *Nica-Belu R.*, Răduță A., Drăgulescu D.: Metallographic aspects of the welded joints of composite materials, *Scientific Bulletin of the POLITEHNICA Univ. of Timișoara*, Transactions of Mechanics, Tom 50 (64), special issue, ISSN 1224-6077, 2004
40. Domșa S.: Materiale inginerești speciale avansate, Ed. Casa Cartii de Stiință, Cluj-Napoca, 2002
41. Drăgan I., Cazimirovici C., Ilea, I.: Tehnologia deformărilor plastice, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1979

42. Drăgulescu D., Demian C., *Nica-Belu R.*, Berger E.: Problèmes posés par le comportement à la corrosion des matériaux composites métalliques (MCM) ayant la matrice en alliages d'aluminium, *Annals of the Oradea University, Fasc. of Management and Technological Engineering*, vol. IV (XIV), ISSN 1583-069, 2005
43. Drăgulescu D., Popescu M., Crivacucea O.: Considerații asupra câmpului termic la sudarea unor plăci din materiale compozite cu matrice metalică, *Analele Universității "Eftimie Murgu" Reșița*, 1994
44. Drăgulescu D. și Popescu M.: *Enciclopedia materialelor compozite*, Ed. Politehnica, Timișoara, ISBN 973-625-272-8, 2006
45. Drăgulescu D., Popescu M.: *Materiale compozite metalice. Prezent cu perspective*, Ed. Orizonturi Universitare, Timișoara, ISBN 973-9400-48-5, 1999
46. Drăgulescu D., Popescu M.: Tehnici de îmbinare a materialelor compozite metalice, *SID 117, OID.ICM București*, 1994
47. Drăgulescu D., Popescu M.: Tendințe în dezvoltarea "noilor materiale". Lucrările sesiunii de comunicări tehnico-științifice, *ALMA MATER, Reșița*, 1991, sept. 28-30
48. Drăgulescu D.; Hegedus A, Popescu M.: Considerations on a joining method of thermoplastic composite materials, Vol. Seminarului româno-italian Modern mechanical design, București, 18-20 sept., 1991
49. Dumitraș C., Opran C.: *Prelucrarea materialelor compozite, ceramice și minerale*, Ed. Tehnică, 1994
50. Elis M. B. D.: Joining of Al-based MMCs, *Materials and Manufacturing Processes*, nr. 11 (1), 1996
51. Ellaka A., ș.a.: Influence of fibre position on the flexural properties and strain energy of a fibre-reinforced composite, *Journal of Oral Rehabilitation*, vol. 30, issue 7, 2003
52. Ene T., *Belu-Nica-R.*: Cercetări teoretice și experimentale privind sudarea electrică cap la cap a sculelor așchietoare, *Analele Universității "Eftimie Murgu" din Reșița*, ISSN 1453, 2002
53. Falzon E. G., Davies G. A. O., Greenhaigh E.: Failure of thick-skinned stiffener runout sections loaded in uniaxial compression, *Compos. Struct.* 53, 2001
54. Fernie J.A. ș.a.: Progress in joining of advanced materials, *Welding and Metal Fabrication*, vol.59, 1991
55. Flood, G.: Ultrasonic energy welds copper to aluminum, *Welding Journal*, 76(1), 1997
56. Franklin, G.: Precision jointing with ultrasonic welding, *Materials World*, 3(6), 1995
57. Fridliander I.N. ș.a: *Za kompozitov*, Ed. Znanie, Moscova, 1989
58. Fridliander I.N.: *Novye Materialy*, Sofia, 1989
59. Fukumoto S. ș.a.: Application of laser beam welding to joining of continuous fibre reinforced composite to metal, *Materials Science and Technology*, vol.9, 1993
60. Gâdea S., Petrescu M.: *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1981
61. Gâdea S.: Implicații tehnice ale noilor metalurgii. Noi dimensiuni ale revoluției științifice și tehnice; noi tehnologii, sisteme, surse energetice, Ed. Științifică și Enciclopedică, București, 1988
62. Gedeon S, ș.a.: Weldability of wrought DURAL-CAN aluminum matrix composites, *RC461 Welding Institute of Canada*, 1993
63. Goddard D.M. ș.a.: Feasibility of Brazing and Welding Aluminium-Graphite Composites, *Welding Journal*, nr.4, 1972

64. Gorbach V.D. ș.a.: Problems of welding and fatigue life of welded structures in shipbuilding, Paton Welding Journal, nr. 10-11, 2003
65. Groza, I., Pridvornic, M.: Deformarea plastică a metalelor și aliajelor feroase, Ed. Tehnică, București, 1997
66. Hadăr A: Structuri din compozite stratificate, Ed. Academiei Române și AGIR, București, 2002
67. Hansen G.C., Moline Warner A.E., Cushnie K.K., Evert Bell J.A: Method of forming metal matrix fiber composites, USA patent no. 980494/19.10.1999
68. Hart-Smith L.J.: Joints, Composites-Welding Handbook, 1995
69. Harvey R.J. ș.a.: Bond line structures in friction welded Al_2O_3 particulate reinforced aluminium alloy metal matrix composites (MMC's), Trends in Welding Research, 5-8 June, 1995
70. Hersh M, ș.a: Resistance welding of metal matrix composite, Welding Journal 47 (9), 1994
71. Hoffman E.K. ș.a.: Effect of braze processing on SCS-6/B21S titanium matrix composites. Tensile and microstructural properties of SCS-6/B21S titanium matrix composites were evaluated following processing with Ti-Cu-Ni based brazing filler metals, Welding Journal, vol.73, nr.8, 1994
72. Holcomb S: Effect of spinel formation on mechanical properties of alumina particulate reinforced aluminium composite, Symposium Proceedings: Advances in production and fabrication of light metals and metal matrix composites, Montreal, 1991
73. Hu C., Baker T. N.: AA6061 Al-SiCp surface MMCs produced by laser processing. Proc of Xth International Conference on Composite Materials. Vol.II. Metal Matrix Composites, 1995
74. Hu W. ș.a.: Interfacial chemical stability during diffusion bonding of Al_2O_3 fibres with NiAl și NiAl matrice, Acta Materialia, vol.44, nr.6, 1996
75. Humpston G., Jacobson D.M.: The role of materials in defining (soldering) process constraints, Principles of Soldering, ASM International, SUA, 2004
76. Hyang S. ș.a.: TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding, Materials Letters, vol. 58, nr. 24, 2004
77. Ibbotson A.R. ș.a.: Damage assessment and lifing of continuous fibre-reinforced metal-matrix composites, Composites, vol.24, nr.3, 1993
78. Irving B.: Works on welding composites with metallic matrix in the USA, Avtomaticheskaja Svarka, vol.479, nr.2, 1993
79. Ishchenko A. Ya.: Svarivaemosti mikrodispersnogo kompozitsionnogo materiala sistemy Al- Al_2O_3 poluchenogo kondensatsiej iz parovoj fazy, Avtomaticheskaja Svarka, vol.482, nr.5, 1993
80. Ishchenko A. Ya.: Welding of light alloys and metallic composite materials, Avtomaticheskaja Svarka, vol.459, nr.6, 1991
81. Ispas S.: Materiale, elaborare, utilizare, reciclare, înlocuitori, Tehnologii, Calitate, Mașini, Materiale, Progres Tehnic, Ed. Tehnică, București, nr. 2, 1988
82. Itsukaichi T. ș.a.: Plasma spray joining of Al-matrix particulate reinforced composites, Welding Research Supplement, sept, 1996
83. Jinkwan J.: Advances in manufacturing Boron Carbide-Aluminum composites, Journal of the American Ceramic Society, vol. 87, issue 1, 2004
84. Johnson, N., Gao, Y., Doumanidis, C.: Multi-material rapid prototyping by ultrasonic welding, Proc. 3rd World Congress on Intel. Manuf. Proc. & Systems, CIRP, Cambridge, Mass., USA, 2000
85. Kaczinsky A., Matysiak S.J.: A system of interface cracks in a periodically layered elastic composite, Engineering Fracture Mechanics, vol.32, nr.5, 1989

86. Kageyama M., Arata N., Yokoyama A., Koiwai H., Yoshida S., Yoshida M., Hoshi T.: Development of integrated composite main wing structure of XF-2, Trans. JSCM 28 (2), 2002
87. Kalapa S. ş.a.: Laser beam machining and joining of composites, Laser materials processing IV, 22-28 feb., 1993
88. Kamiya S., Sekine H., Yamada K.: Numerical approach to the interlaminar crack formation process in cross-ply laminates due to transverse loading, Trans. JSME, 62 (593A), 1996
89. Karslow V., Eze R, D.: Teploprovod nosti tverđih tel, Nauka, 1977
90. Kasatkin B.S. ş.a.: Tehnologija polucenija kompozitnyh svarnyh soedinenij vysokoprocnyh stalej dlja energomasinostroenija, Avtomaticeskaja Svarka, vol.484, nr.7, 1993
91. Kasuyuki H. ş.a.: Experimental condition for the fabrication of multilayered metal base composites made by single-shot explosive welding technique, Journal of the Japan Welding Society, vol.12, nr.3, 1994
92. Khorunov V.F. ş.a.: Joining of sheat composite materials having multidirectional reinforcement and aluminium matrix, Avtomaticeskaja Svarka, vol. 459, nr. 6, 1991
93. Kissel R., Ferry R.: Aluminium Structures: a guide to their specification and design, ISBN 0-471-05385-6
94. Kivineva E.I. ş.a.: Particulate reinforced metal matrix composite as a weld deposit, Welding Journal, vol.74, nr.3, 1995
95. Korizis, G., Doumanidis, C.:Scan welding: thermal modeling and control of material processing. Journal of Manuf. Science & Eng.,Trans. ASME 121(3), 1999
96. Krivov, G.A. ş.a. : Diffusion bouding of tubular braces from composite materials, Avtomaticeskaia Svarka, vol.540, nr.3, 1998
97. Lane J.: The Practical Design of Structural Elements in Aluminium, ISBN 0-291-39798-0
98. Lebedev V.M., Melnicov A.V., Nikolaenko V.V.: Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1972
99. Li J.: Fluage delamination prediction in composite structures with ply waviness, AIAA Journal,38 (5), 2000
100. Li J., ş.a.: Microstructure and mechanical properties of "in situ" produced TiC/TiB₂B₂/MoSi₂ composites, Journal of the American Ceramic Society, 2005, vol. 88, jun, issue 6
101. Li Z. ş.a.: Mechanical and metallurgical properties of MMC friction welds, Welding Journal, vol. 76, nr. 9, 1997
102. Luo J.G., Acoff V.L.: Interfacial reactions of titanium and aluminium during diffusion welding, Welding Journal, vol. 79, nr. 9, 2000
103. MahnenkoV.I. ş.a.: Rasčet teplovih proťessov per svarke kompozicionnih materialov. Avtomaticeskaja Svarka, vol.402, nr.9, 1986
104. MahnenkoV.I. ş.a.: Rascetni metod issledovanijy duhosnyh svarohnykh naprjaenij i deformatij pri svarke tonkoctennykh elementov iz kosupozicionnogo materiala s voloknami odnogo napravlenijy, Avtomaticeskaja Svarka, vol.510, nr.9, 1995
105. MahnenkoV.I.: Rascetii teplovih pri svarke v stih raznorodnih materialov, Fizika i Himia Obrad Materialov, nr.6, 1987
106. Majima O., Suemasu H.: Nonlinear finite element analysis of multiple delamination propagation in composite laminates, Trans. JSCM, 26 (6), 2000

107. Markashova L.I. ș.a.: Issledovanie struktury svarivaemovo dispersnonprochnennogo kompozitsionogo materiala Al+4%C, *Avtomaticeskaja Svarka*, vol.506, nr.5, 1995
108. Marzoli L. ș.a.: Aspects of friction stir welding of Al-MMCs, *Prime Internat. Seminar of Experimental Technique and Design in Composite Materials, Sestri Levante (I)*, Giugno, 2001
109. Marzoli L. ș.a.: Friction stir welding of an AA 6061/ Al₂O₃ 20% reinforced alloy, *Internat. Seminar of Experimental Technique and Design in Composite Materials, Vicenza*, 18-20 Giugno, 2003
110. Mathews F.L.: *Joining of composites materials*, ASTM-STP 749
111. Matlock D.K., Olson D.L.: Novel concepts in weld metal science: role of gradients and composite structure, report DOE/ER/45308-5, USA, Department of Energy, 1991
112. Michaeli, W., Korte, W. : Better weld quality in ultrasonic welding — force control using Servovalve opens up new approaches of process control, *Kunststoffe*, 838(96), 1993
113. Midling O.T.: Friction welding of a SiC particle reinforced aluminium alloy, Report STF 34-A91030, 1991
114. Mitelea I., Lungscheider E., Tillmann W.: *Știința materialelor în construcția de mașini*, Ed. Sudura, Timișoara, 1999
115. Mitrache M.: *Noi materiale pentru industria de automobile*. TCCM, Editura Tehnică, București, nr.5, 1989
116. Miyamoto Y. ș.a.: Smart processing development for new joining and materials, *Transactions of JWRI*, vol. 32, nr. 1, 2003
117. Miyoshi T., Shiratori M., Zako M., Sakata S.: *Yugen-yosohou*, Jikkyo Shuppan, Tokyo, 1994
118. Moise I., Moldovan P., Panait N., Buzatu M. : *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale* , Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1985
119. Moller W., Knodler D.: MCM-D mit Laser-TAB-verbindingstechnik für Muster- und Kleinserienfertigung, *VTE*, nr.3, 1995
120. Nakao Y, ș.a: Diffusion bonding of intermetallic compound TiAl, *Doc IIW-IX-1705-1993*
121. Negoșescu S., Berger E., *Belu-Nica R.*: Resistance spot welding of metallic composite materials with stainless steel fibres reinforced aluminium alloy matrix, *Annals of the Oradea University*, vol. IV (XIV), 2005
122. Nishida M. ș.a.: Processing of high strength steel fiber reinforced metal matrix composite, *Journal of the JWS*, 1994, vol.12, nr.3
123. Partridge P. G., ș.a.: Statistical analysis of particulate interface lengths in diffusion bonded joints in a metal-matrix composite, *Journal of the Materials Science*, heft 26, 1991
124. Peng H.X.: Consolidation effects on tensile properties of an elemental Al matrix composite, *Materials Science Engineering*, A386, 2004
125. Phillips E. A., Herakovich C. T., Graham L. L.: Damage development in composites with large stress gradients, *Compos. Sci. Technol.*, 61 (15), 2001
126. Popescu M. și Cleșiu S.R.: *Metode de sudare a materialelor compozite termoplastice*, Zilele Academice Timișene, 1992
127. Popescu M. și Cleșiu S.R.: *Tehnici de îmbinare a materialelor compozite termoplastice*. Buletinul de Informare Documentară BID-SUDURA, an I, nr.4, 1992
128. Popescu M., Drăgulescu D., Marta C.: Aspecte generale ale sudării prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică, armate cu fibre, *Lucrările Simpozionului Jubiliar - 70 de ani (1923-1993)*, Universitatea Tehnică Timișoara, Laboratorul de Rezistență și Încercări de Materiale, 28-29 oct, 1993

129. Popescu M., Marta C., Căneparu A. : Câmpuri termice la sudarea materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre, SUDURA-ASR, an IV, nr.3, 1994
130. Popescu M. și Marta C.: Îndrumător de lucrări de laborator – Îmbinarea materialelor avansate, UPT, 2002
131. Popescu M. și Marta C.: Aspecte specifice ale sudării materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre (Sinteză), IDS Nr.51-56, OID.ICM, 1994
132. Popescu M.: Procedee de îmbinare a materialelor moderne, Suport curs - Ingineri Sudori Europeni (EWE), 1996-1997
133. Popoola O.O., Wilkosz D.E., Reatherford L.W., Skogsmo J.B., Koehl R., Cooper R.P., Wexler A.: Apparatus and method for joining layers of materials, USA patent no. 682728/2.09.2003
134. Popescu, M.: Contribuții la studiul defectelor în structura materialelor compozite metalice, Teză de doctorat, UPT, 1997
135. Raju I. S.: Calculation of strain-energy release rates with higher order and singular finite elements, Eng. Fract. Mech. 28 (3), 1987
136. Razanțev V.I., Fedoseev Y.A.: Tehnologie kontaktnoi i dugovoi svarki kompoziționîh materiallov tipa VKA-1 Materialî H. Vsesoiuz, Sovej po svarke raziorodnih kompoziționîh i mnogoslonoj materialov, Kiev, feb 28- mar 1, 1989
137. Redchts V.V.: Calculation and analytical evaluation of the gas pore formation susceptibility of metals and alloys in fusion welding, Welding International, vol.10, nr.1, 1996
138. Rinderknecht S., Kröplin B.: A computational method for the analysis of delamination growth in composite plates, Compos. Struct. 64 (1-4), 1997
139. Rjabov V.R. ș.a.: Polucenie armirovannogo stal nymi voloknomi kompozicionnogo materiala na osnove aljuminija metodom naplylenija v vakuume, Avtomatetskaja Svarka, vol.498-499, nr.9-10, 1994
140. Rjabov V.R. ș.a.: Polucenie metallicheskih kompozicionnyh materialov i metody ih neraz emnogo soedinenija, Avtomatetskaja Svarka, vol.493, nr.4, 1994
141. Rjabov V.R. ș.a.: Svarka raznopodnih metalov i splavov. Mașinostroenie, 1984
142. Rjabov V.R., Payienko, Yu.Y.: Svarka kompozicionnyh materialov (Obzor), Avtomatetskaja Svarka, vol.456, nr.9, 1991
143. Rjabov V.R., Suliman A.G.: Uglealjuminievye kompozity i metody ih soedinenija, Avtomatetskaja Svarka, vol.517, nr.4, 1996
144. Rjabov V.R.: Diffuzionnaja svarka voloknistogo kompozicionnogo materiala na aljuminievoj osnove, Avtomatetskaja Svarka, vol.474-475, nr.9-10, 1992
145. Rjabov V.R.: Production of metal composite materials and methods of their permanent joining, Avtomatetskaja Svarka, vol. 493, nr.4, 1994
146. Rjabov V.R.: Welding of copper-based composite materials, Avtomatetskaja Svarka, vol.550, nr.1, 1999
147. Rjabov, V.R. ș.a.: Arc - helium welding of BKA-2 composite material. Avtomatetskaja Svarka, 1991, vol.462, nr.9
148. Rjazancev V.I., Dyhno I.S.: Kontaktnaja točečnaja i dugovaja svarka kompozicionnyh materialov V K A - 1 i VKA-2, Svarka raznorodnyh kompozicionnyh i nonogoslajnyh materialov, Kiev, IES im E.O.Paton, 1990
149. Rohatgi P.: Advances in cast MMCs, Advanced Materials and Processes, 1990, nr.2
150. Ryabov V. R. ș.a.: Examination of the structure of welded joints in a dispersion-hardened aluminium alloy, *Technologiya Legkikh Splavov*, nr. (1-2), 1999

151. Ryabov V. ș.a.: Specifics of formation of structure of welded metal joints, made from dispersion-strengthened composite Al+4%C, in diffusion bonding, *Avtomaticeskaja Svarka*, nr. 12, 2003
152. Săbăduș D. ș.a.: Obținerea pieselor cu densitate ridicată prin sinterizarea pulberilor compozite din Al-SiC, *ICEM*, vol.IV, nr.3, 1996
153. Sakamoto A.: Process proizvodstvo i soedinenija metallov armirovannyh voloknanii i oenka svoistv soedinenij, *Journal Japan Svaročnoe*, 1987, vol.56, nr.1
154. Sălăgean T.: Sudarea cu arcul electric, Ed. Facla, Timișoara, 1977
155. Satsangi S. K., Prusty B. G., Ray C.: First ply failure analysis of stiffened panels – a finite element approach, *Composites Structures* 51, 2001
156. Schepacz C., Brand A.: L'assemblage mécanique des matériaux composites, *CETIM Informations*, oct, nr.112, 1989
157. Seelinger H.W.: New aspects of getting aluminium-foam sandwich (AFS) parts into volume production, *Cellular metals and metal foaming technology*, MIT-Verlang, 2001
158. Șerban V.A.: Elemente de știința și ingineria materialelor ** Ingeria materialelor, Ed. Politehnica, Timișoara, 1998
159. Shi Z.F., Zhou L.M.: Interfacial damage in fibre-reinforced composites subjected to tension fatigue loading, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 25, issue 5, 2002
160. Shimamura Y., Inada T., Todoroki A., Kobayashi H., Nakamura Y.: Inexpensive simulation of delamination growth in composite plates by using FEM with two-dimensional elements, *Trans. JSME* 64, (624A), 1998
161. Shimamura Y., Todoroki A., Kobayashi H., Nakamura H.: Effect of fracture mode on FRP damage simulation, *Trans. JSME*, 62 (594A), 1996
162. Shine S.T. ș.a.: Elastic interaction between screw dislocations and a welded surface crack in composite materials, *Engineering Fracture Mechanics*, vol.33, nr.5, 1989
163. Skolianos S.M., ș.a.: Solidification microstructure and heterogeneous nucleation phenomena in cast SiCp reinforced hypereutectic AlSi alloy composites, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 34, febr, issue 1, 2005
164. Smith F., Wylde G.: Comeld™ – an innovation in composite to metal joining, *Australasian Welding Journal*, vol. 49, nr. 3, 2004
165. Spridonova I.M. ș.a.: Vlijanie strukturz kompozitov s jeleznoi matricei soderjasei bor, no processy iznosa, *Avtomaticeskaja Svarka*, vol.508, nr.7, 1995
166. Stephens J.R.: Composites boost 21-st- century aircraft engines, *Advanced Materials and Processes*, nr.4, 1990
167. Suemasu H., Hosoda H., Nara K.: An experimental study of interlaminar toughness of satin woven fabric composite, *Trans. JSCM*, 13 (5), 1987
168. Tanaka K., Kono E., Kudo H., Sugiyama T., Yoshida T., Kinoshita K.: Composite material and method for manufacturing the same, USA patent no. 10755287/7.02.2006
169. Tangen I.L. ș.a.: Phase relations and microstructural development of aluminum nitride-aluminum nitride polytypoid composites in the aluminum-nitride-alumina-yttria system, *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 87, issue 9, 2004
170. Tătar Moisescu E.: Fabricarea și utilizarea materialelor compozite, INID, București, 1985
171. Tent H.: The BRITE programme. Proceeding of the 3-rd International Conference on Lasers in Manufacturing, Paris, june 3-5, 1986
172. Thredgill P. H.: Recent advances in joining of Al-MMCs, *Joining Technologies for New Materials*, Publ. Florida, 1994

173. Tonoiu I. ș.a.: Efectul tratamentului termic asupra sudabilității compozitului Al-Al₂O₃, Sudura-ASR, 1 an.IV, nr.4, 1994
174. Tonoiu I. ș.a.: Evaluarea modificărilor structurale ce apar la materialele compozite cu matrice de aluminiu prin măsurarea conductivității electrice, Lucrările Conferinței Jubiliare 25 de ani - ISIM, 1995
175. Tsujino, J., Ueoka, T., Hasegawa, K.: New methods of ultrasonic welding of metal and plastic materials, Ultrasonics, 34(2-5), 1996
176. Uenishi K, ș.a: Spiral defect formation in friction welded aluminium, Welding Research Supplement, no.7, 2000
177. Urena A, ș.a: Soldadura por difusión de una aleación de aluminio reforzada con monocristales de SiC mediante intermediarios de Al-Li, Revista de la Soldadura, no.2. 1994
178. Valente T., Bartuli C.: A plasma spray process for the manufacture of long-fibre reinforced Ti-6%Al-4%V composite monotapes, Journal of Thermal Spray Technology, vol.3, nr.1, 1994
179. Valer J.: Comportamiento a tracción a temperaturas ambiente y elevados de nuevos composites basados en aleaciones hipereutecticos de Al-Si, CENIM Revista de Metalurgia, vol.33, nr.1, 1997
180. Visky M., Popescu M.: Formarea cusăturilor la sudarea materialelor compozite cu fibre, IDS, OID-ICM, 1991
181. Wang J. T., Raju I. S.: Strain energy release rate formulae for skin-stiffener debond modeled with plate elements, Eng. Fract. Mech. 54 (2), 1996
182. Wert J.A.: Microstructures of friction stir weld joints between an aluminium-base metal matrix composite and a monolithic aluminium alloy, Scripta Materialia, vol. 49, nr. 6, 2003
183. www.kawneereurope.com: Kawneer white paper 1999 – Aluminium in construction industry
184. xxx: Dossier: L' assemblage des composites, CETIM Informations, nr.127, 1992
185. Zahner W.: The Practical Design of Structural Elements in Aluminium, ISBN 0-291-39798-0
186. Zako M., Tujikami T.: Development of simulation program for delamination of laminated composites, J. Soc. Mater. Sci., Japan. 43 (489), 1994
187. Zorc B.: Trudnosti spajkanih spojev, Varilna Tehnika, vol.44, nr.1, 1995