

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA
BIBLIOTECA CENTRALĂ

Locație: TD

Cotă: MEC/POP 619.486

619.486
366

UNIVERSITATEA "POLITEHNICA" TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ

ING. LILIANA POPESCU

CONTRIBUȚII LA STUDIUL DEFECTELOR
ÎN STRUCTURA MATERIALELOR
COMPOZITE METALICE

TEZĂ DE DOCTORAT

Conducător științific:
Prof. dr. Ing. DOINA DRĂGULESCU

C U P R I N S

	pag.
Introducere	5
A. Introducere în domeniul materialelor compozite	9
A.1. Prezentarea materialelor compozite	9
A.2. Definiții	9
A.3. Clasificare	12
A.3.1. Tehnologie de elaborare	12
A.3.2. Tipul materialelor componente	13
A.3.3. Modul de prezentare	13
A.3.4. Echilibrul chimic între constituenți	15
A.3.5. Domeniul de utilizare	16
A.4. Tendințe în dezvoltarea materialelor compozite	16
A.4.1. Evoluția producerii și utilizării materialelor compozite	16
A.4.2. Bănci de date	19
A.4.3. Programe de cooperare în domeniul materialelor compozite	21
A.4.4. Direcții ale activității de cercetare - dezvoltare în domeniul materialelor compozite	23
A.5. Prognozarea înlocuirii materialelor tradiționale cu materiale compozite	24
A.5.1. Metodologie generală	24
A.5.2. Alegerea materialului reperului	25
A.5.3. Alegerea procedurii de elaborare	26
A.6. Concluzii și contribuții originale	28
B. Materiale compozite metalice durificate cu fibre. Proprietăți. Tehnici de elaborare. Defecte în materiale compozite metalice durificate cu fibre.	30
B.1. Aspecte generale	30
B.1.1. Natura fibrelor durificatoare	30
B.1.2. Mecanismul transferului sarcinii de la matrice la fibre	30

B.1.3. Mecanismul durificării cu fibre	33
B.1.4. Proprietăți mecanice ale MCM durificate cu fibre	34
B.1.5. Fenomene la interfața fibră-matrice	38
B.1.6. Proprietăți electrice ale MCM	42
B.2. Materiale pentru matrice metalice	42
B.2.1. Matrice din aliaje de aluminiu	43
B.2.2. Matrice din aliaje de titan și magneziu	44
B.3. Clasificarea procedeelor de obținere și de prelucrare a materialelor compozite	44
B.4. Tehnici de elaborare a MCM	46
B.4.1. Elaborarea inserțiilor pentru MCM	46
B.4.2. Metode directe de elaborare a MCM armate cu fibre	49
B.4.3. Metode indirecte de producere a MCM armate cu fibre	53
B.5. Particularitățile ruperii MCM	56
B.5.1. Considerații generale	56
B.5.2. Program experimental	57
B.5.3. Prelucrarea datelor experimentale	78
B.6. Prognoza rezistenței în funcționare pe baza proprietăților mecanice ale construcțiilor realizate din MCM armate cu fibre	85
B.6.1. Prognozarea pe baza solicitării prin șoc	85
B.6.2. Metoda de prognozare	87
B.7. Concluzii și contribuții originale	91
C. Aplicații ale materialelor compozite metalice (MCM). Îmbinarea prin sudarea MCM. Defecte în îmbinare	93
C.1. Probleme generale la sudarea MCM	93
C.2. Considerații tehnologice la sudare	94
C.2.1. Sudarea cu arc electric, cu electrozi fuzibili și nefuzibili	94
C.2.2. Sudarea cu plasmă	97
C.2.3. Sudarea electrică prin presiune în puncte	98
C.2.4. Sudarea prin frecare	109
C.2.5. Sudarea cu energie înmagazinată	109
C.2.6. Sudarea prin difuzie	111
C.2.7. Sudarea cu laser	115

C.2.8. Sudarea cu fascicul de electroni	115
C.3. Sudarea prin topire a MCM - evitarea apariției defectelor în îmbinare	116
C.3.1. Întinderea pe suprafață și înmuierea matricei la sudarea MCM	116
C.3.2. Stabilirea parametrilor tehnologici de sudare MCM	123
C.3.3. Aspecte speciale ale proceselor termice la sudarea MCM	128
C.4. Aspecte referitoare la proiectarea MCM	136
C.5. Concluzii și contribuții originale	142
D. Concluzii finale. Contribuții originale. Direcții ulterioare de cercetare	144
Bibliografie	148
Anexe	

INTRODUCERE

Materialele compozite fac parte din categoria "noilor materiale", "materialelor ingineresti" sau "materialelor avansate" cum mai sunt cunoscute, constituind un domeniu prioritar, susținut pe plan mondial.

Dintre toate "materialele noi", domeniul materialelor compozite se caracterizează, în cea mai mare măsură printr-o puternică interdisciplinaritate științifică și industrială, implicând un ansamblu de legături cercetare-dezvoltare performante.

Cunoașterea caracteristicilor materialelor compozite în general și a materialelor compozite metalice în particular, a posibilităților lor de utilizare, a particularităților tehnologice din punct de vedere al elaborării și îmbinării lor, cu accente pe evitarea apariției defectelor, fac obiectul prezentei teze, al cărui conținut este structurat astfel:

Cap. A. Introducere în domeniul materialelor compozite

Sintetizează date referitoare la evoluția materialelor compozite, la interdisciplinaritatea și transectorialitatea lor prezentând schematizat modul de aranjare și asociere a diferitelor materiale de bază, cu implicarea principalelor discipline de bază și a procedeelelor de transformare a materialelor, respectiv a metodelor de concepție, în obținerea materialelor compozite. În acest context se insistă și asupra aplicabilității lor în sectoare dintre cele mai diverse.

Se exemplifică modurile de definire și clasificare a materialelor compozite, funcție de diverși autori și de diferite criterii și se face o analiză a evoluției producerii și utilizării lor pe plan mondial.

Sunt sintetizate informații referitoare la băncile de date ale materialelor compozite, așa cum sunt ele furnizate de literatura tehnică de specialitate (exemple de baze de date: Metadex, Pascal, Engineering Materials, Inspec ș.a.) și se insistă asupra programelor internaționale de cooperare în domeniul cercetării-dezvoltării materialelor compozite (ESPRIT, EURAM, EUREKA, COMETT, BRITE ș.a.m.d.).

Sunt prezentate sintetic direcțiile activității de cercetare-dezvoltare și preocupările existente pe plan mondial în domeniul materialelor compozite, în general și al materialelor compozite metalice în particular, așa cum au reieșit din strategia economică a fiecărei comunități economice.

Este făcută o apreciere a condițiilor, posibilităților existente și criteriilor de selecție necesare înlocuirii materialelor tradiționale cu materiale compozite.

Cap. B. Materiale compozite metalice durificate cu fibre. Proprietăți. Tehnici de elaborare. Defecte în materialele compozite metalice durificate cu fibre

Sintetizează datele referitoare la MCM (informații privind natura fibrelor durificatoare metalice, mecanismul durificării cu fibre și al transferului sarcinii de la

matrice la fibre, proprietățile mecanice ale MCM durificate cu fibre continue și discontinue, influența lungimii fibrelor și a sarcinilor aplicate ș.a.m.d.), în scopul evitării apariției defectelor în MCM.

Capitolul conține prezentarea materialelor folosite pentru matricea metalică a MCM (aliaje de aluminiu, titan, magneziu), a proprietăților și caracteristicilor lor mecanice, avantajelor și dezavantajelor utilizării acestora, analizarea unor fenomene la interfața fibră-matrice, cu luarea în considerare a întinderii pe suprafață și a înmuierii materialului matricei, a fenomenelor de difuzie și a rolului metodelor de îmbunătățire.

Sunt prezentate sintetizat procesele în fază solidă a MCM, cu detalieri tehnice de elaborare a MCM. S-a insistat asupra a două aspecte: elaborarea inserțiilor (metodele Wollaston, Tamman, Moritz ș.a., corespunzătoare formării în fază solidă, metodelor chimice și formării în fază lichidă) și a matricelor și modul de inserare (turnare și infiltrare; presare; sudare prin difuzie; pulverizare prin explozie sau plasmă ș.a.m.d.).

Sunt stabilite și unele prognoze ale rezistenței în funcționare a construcțiilor deteriorate din MCM, pe baza proprietăților mecanice ale acestora cu prezentarea unui model de prognoză.

Au fost elaborate, experimental, câteva șarje de MCM în colaborare cu specialiștii de la Universitatea Tehnică "Eftimie Murgu" Reșița și ELBA S.A. Timișoara.

Sunt analizate particularitățile concrete ale ruperii MCM, rezistențele la inițierea și propagarea fisurilor în MCM.

S-a elaborat un program de încercări pe șarje originale de MCM din aliaj de aluminiu, armate cu plasă din sârmă din oțel inoxidabil austenitic ϕ 1 mm și 10 μ m, fiind prezentate rezultatele obținute și interpretarea acestora. Probele au fost supuse la încercarea la tracțiune și au fost analizate suprafețele de rupere. De fiecare dată ruperea s-a produs fără deformație, suprafața de rupere fiind perpendiculară pe direcția solicitării. S-a urmărit determinarea vitezei de propagare a fisurii. În epruvetele solicitate la oboseală s-a observat o propagare neuniformă a fisurii în materialul încercat.

Sunt sintetizate rezultatele analizelor macro și microscopice ale șarjelor de MCM elaborate, care au pus în evidență defectele de turnare în matrice și la interfața fibră-matrice, măsurătorile de duritate, cu indicarea erorii relative de justete "E", respectiv a erorii de fidelitate "Ef", prezentarea și condensarea datelor statistice, interpolarea prin polinoame ortogonale, respectiv funcții spline.

A fost făcută prelucrarea statistică a rezultatelor experimentale prin utilizarea programului MicroCal.Origin.

Cap. C. Aplicații ale MCM. Îmbinarea prin sudarea MCM. Defecte în îmbinare.

Teza tratează în premieră națională problemele puse de îmbinarea MCM. Abordarea domeniului se face din dorința de familiarizare cu aceste aspecte studiate în țări cu tradiție în domeniu, în condițiile în care tendința generală este de înlocuire a materialelor tradiționale cu materiale avansate, din dorința de a se ajunge la evitarea apariției defectelor în îmbinare.

S-au analizat aspectele particulare ce apar datorită anizotropiei acestor materiale, datorită diferențelor existente între matrice și fibrele de armare, din punct de vedere al temperaturilor de topire diferite, al conductibilității termice, coeficientului de dilatare termică și căldurii specifice diferite, al continuității fibrelor de armare și de participarea volumică a acestora, de posibilitatea apariției interacțiunii chimice, de apariția întinderii pe suprafață și înmuierii matricei, respectiv asigurarea răspândirii uniforme a fazei lichide a matricei ș.a.m.d., cu implicațiile aferente.

Lucrarea conține o prezentare sintetizată a procedeelelor de îmbinare prin sudare și a considerațiilor tehnologice ce se impun pentru prevenirea apariției defectelor în îmbinare, pornind de la o vastă documentare în domeniu. Se menționează că documentarea pentru acest capitol s-a făcut în Biblioteca Tehnică a Institutului de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara, cu profil unic în țară, care conține diverse publicații și periodice la zi din întreaga lume. Întrucât sudarea prin topire este cel mai des utilizată s-a impus tratarea aprofundată a unor aspecte cu implicații profunde în evitarea apariției defectelor și obținerea de îmbinări de calitate. Este cazul: proceselor de întindere pe suprafață și de înmuiere, tratate pentru cazul particular al materialelor compozite din sistemul oțel-aluminiu; stabilirii parametrilor de sudare optimi, pornind de la analiza particularităților formării cusăturilor sudate; aspectelor speciale ale proceselor termice la sudarea MCM.

Sunt prezentate principiile care stau la baza proiectării îmbinărilor sudate din MCM, corelate cu factorii tehnologici și cu posibilitatea de realizare a diferitelor structuri din MCM, exemplificându-se cazuri concrete de tipuri de îmbinări realizate din MCM. Rezultatele acestei corelări sunt prezentate tabelar în sinteză.

Cap. D. Concluzii. Contribuții originale. Direcții ulterioare de cercetare

Sunt reluate și dezvoltate concluziile și elementele de originalitate prezentate pe capitole.

Studiile și cercetările au condus pe de o parte la confirmarea unor date din literatura tehnică de specialitate, pe de altă parte rezultatele obținute au constituit contribuții originale. Este scos în evidență principalul aspect al realizării unei documentări extrem de recente, sinteza literaturii studiate și aplicarea principiilor teoretice la cazurile materialelor elaborate.

*

Pe această cale adresez cele mai sincere mulțumiri și aleasa recunoștința conducătorului științific, dna prof.dr.ing. Doina Drăgulescu, pentru sprijinul efectiv și atenta îndrumare, pentru încrederea și înțelegerea manifestată. Îi mulțumesc pentru toți acești ani, parcursi alături, de la elaborarea și susținerea examenului de diplomă, la absolvirea facultății, în urmă cu 19 ani, susținerea examenelor și referatelor din stagiul de doctorat și până la elaborarea tezei.

Doresc să adresez mulțumirile mele domnilor prof.dr.ing. Ioan Curtu, prof.dr.ing. Voicu Safta și prof.dr.ing. Octavian Crivacucea pentru bunăvoința de a parcurge această lucrare și pentru sugestiile făcute.

Le mulțumesc pentru sugestii și observații examinatorilor în cadrul examenelor susținute:

- "Aspecte metalurgice privind formarea fisurilor prin teoria dislocațiilor" - prof.dr.ing. Dragoș Cioclov și prof.dr.ing. Victor Budău

- "Materiale compozite metalice: producere și tehnici de îmbinare" - prof.dr.ing. Voicu Safta și prof.dr.ing. Marin Trușculescu

- "Metode matematice în dinamică" - prof.emerit dr.doc. Gheorghe Silaș, membru corespondent al Academiei, prof.dr.ing. Liviu Brândeș și prof.dr. Mihai Toader

Mulțumesc, de asemenea, pentru atenție și sugestii colectivelor catedrelor Universității "Politehnica" Timișoara, în care mi-am susținut referatele pentru doctorat:

- Referat I: - "Materiale compozite metalice: producere și tehnici de îmbinare", susținut în cadrul Catedrei de Știința Materialelor și Tratamente Termice (SMTT) reunit cu catedra de Utilajul și Tehnologia Sudării (UTS)

- Referat II: "Modele matematice în dinamică. Studiul mișcării dislocațiilor în matricea de bază", susținut în cadrul Catedrei de Mecanică.

M-am bucurat de sprijinul efectiv în elaborarea șarjelor experimentale de materiale compozite, al dlui decan al Facultății de Inginerie Reșița prof.dr.ing. Octavian Crivacucea și a dlor ing. Gheorghe Cocian și ing. Dan Ene din conducerea ELBA S.A. Timișoara, cărora le mulțumesc în mod deosebit.

Mulțumesc dlui prof.dr.ing. Dorin Dehelean, directorul ISIM Timișoara, pentru formarea mea ca cercetător științific și pentru sprijinul în elaborarea tezei.

Le mulțumesc pe această cale colegilor din institut care m-au sprijinit, dlui dr.ing. Romulus Doru Pascu pentru analizele structurale efectuate și în special colegilor mei de colectiv pentru sprijin și suport moral.

*

Lucrarea este structurată pe 4 capitole și 3 anexe, cuprinzând 164 pagini, 360 referiri bibliografice, 103 figuri și 22 tabele.

Lucrarea "Contribuții la studiul defectelor în structura materialelor compozite metalice" constituie rezultatul cercetării științifice efectuate în ultimii 7 ani. Valorificarea ei s-a concretizat în realizarea unui număr de 7 rapoarte de cercetare, 19 lucrări științifice susținute și publicate la sesiuni de comunicări naționale și internaționale, 9 sinteze documentare publicate prin OID.ICM și Buletinul Institutului de Sudură și Încercări de Materiale (BID) - ISIM și a unei cărți-sinteză, editată prin OID.ICM București.

A. INTRODUCERE ÎN DOMENIUL MATERIALELOR COMPOZITE

A.1. Prezentarea materialelor compozite

Materialele compozite, alături de ceramicele tehnice, polimerii tehnici, noile aliaje metalice (amorfe, microcristaline, cu memoria formei ș.a.) fac parte din categoria "noilor materiale" denumite și "materiale ingineresti", "materiale avansate" sau "materiale moderne".

Domeniul "materialelor moderne" este situat "în amonte" de procesul de dezvoltare tehnologică, cercetarea referitoare la materiale precedând-o pe cea care conduce la componente, echipamente și sisteme.

Industria de vârf sunt, de altfel, departe de a fi singurele beneficiare ale "materialelor moderne", orice inovare în acest domeniu având un potențial considerabil de aplicabilitate [70], [71], [73], [74].

Se asistă în prezent la un proces axat, în special, pe aranjarea și asocierea materialelor de bază diferite (figura A.1.), granițele care separă în prezent principalele discipline de bază (metalurgia, chimia polimerilor, industria ceramicii, metalurgia pulberilor etc.) tinzând să dispară. Evoluția procedeelelor de transformare a materialelor și de concepție a lor, conduce la modificarea substanțială a celor de asamblare [74].

Dintre toate "materialele noi", domeniul materialelor compozite (elaborarea, tehnologiile de prelucrare, tehnologiile de îmbinare etc.) se caracterizează în cea mai mare măsură printr-o puternică interdisciplinaritate științifică și industrială, implicând un ansamblu de legături cercetare-dezvoltare performante. Totodată se constată că materialele compozite și multiplele tehnologii implicate în producerea și utilizarea lor, sunt și transsectoriale. Astfel materialele compozite, create pentru industria aeronautică, au ajuns să fie utilizate în sectoare dintre cele mai diferite (industria navală, transporturi, energetică nucleară, electrotehnică ș.a.) (figura A.2.) [29], [74], [217], câștigând în continuare din ce în ce mai mult teren în alte aplicații decât cele pentru care au fost create.

Toate acestea se datorează proprietăților acestor materiale, mult superioare materialelor tradiționale, înlocuirea fiind făcută ca urmare a unor considerente de ordin funcțional, economicitate, design.

A.2. Definiții

Materialele compozite au fost definite de diverși autori după diferite criterii, astfel:

- **materialele compozite** sunt materiale realizate din două sau mai multe componente care formează faze distincte și a căror combinare conduce la obținerea unor efecte sinergice. Ele diferă față de amestecurile sau aliajele obișnuite prin aceea că fiecare component își menține caracteristicile individuale, dar contribuie la cele ale materialului compozit numai prin calități și nu prin defectele sale [322];

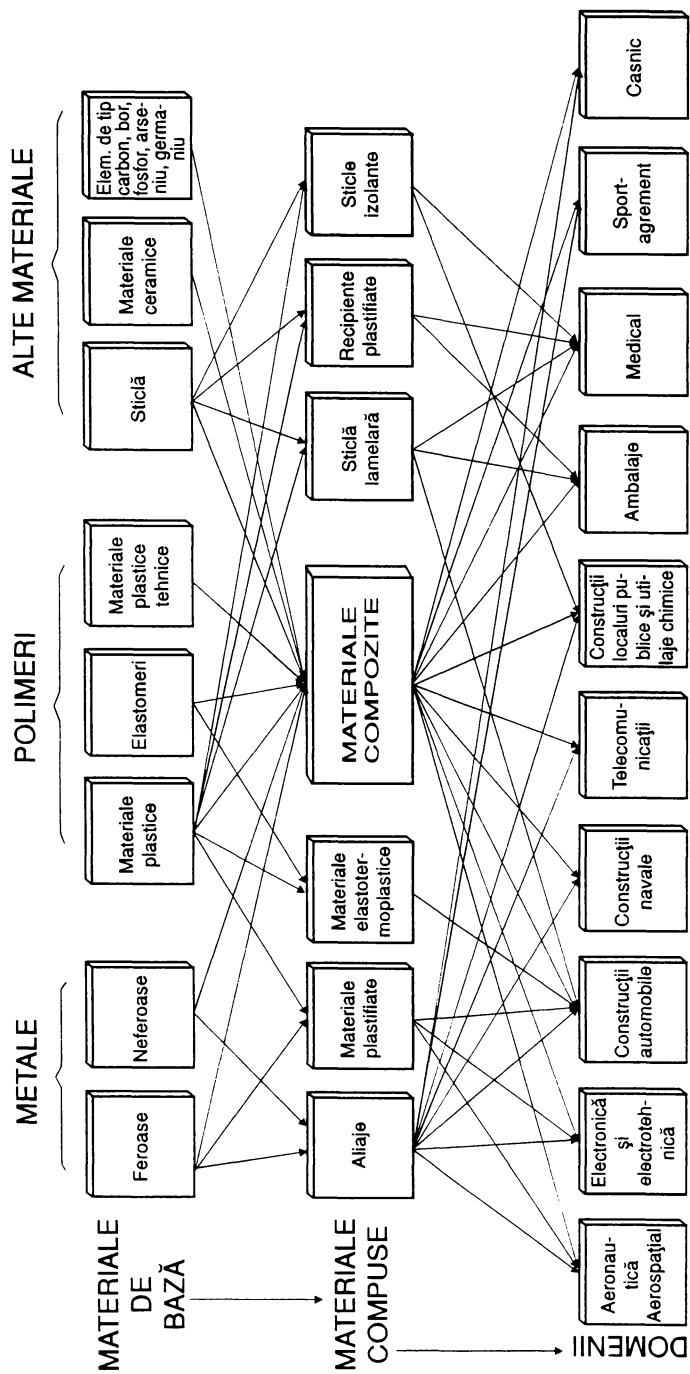


Figura A.1. Sintetizarea datelor pentru elaborarea și utilizarea materialelor compozite

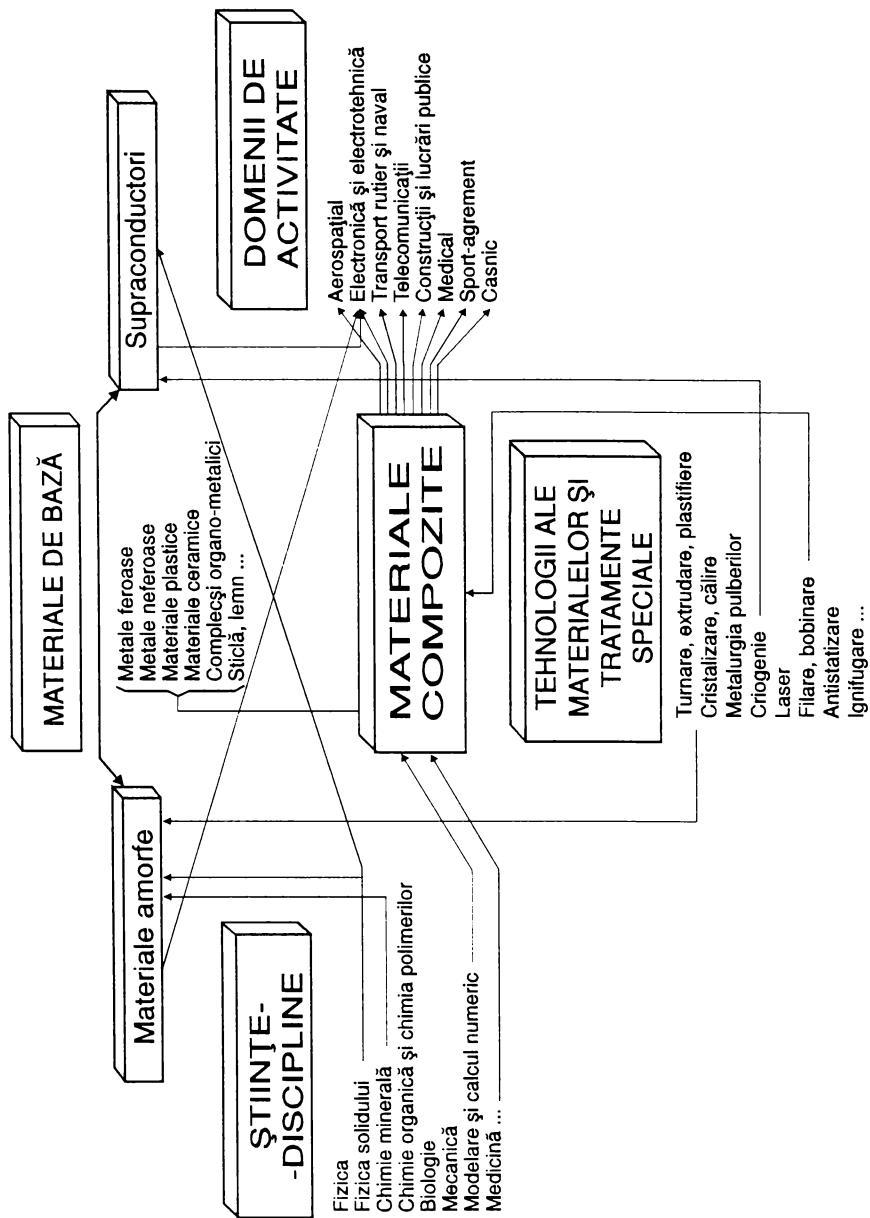


Figura A.2. Interdisciplinaritatea și transectorialitatea materialelor compozite

- **materialele compozite** sunt materiale cu proprietăți anizotrope, formate din mai multe componente, a căror organizare și elaborare permit folosirea celor mai bune caracteristici ale componentelor, astfel încât acestea să aibă proprietăți finale în general superioare componentelor din care sunt alcătuite [116], [117];

- **materialele compozite** constau din două sau mai multe materiale distincte (din punct de vedere fizic) și separabile (din punct de vedere mecanic), care pot fi realizate pe cale controlată, conferind produsului final proprietăți optime; proprietățile materialelor compozite sunt superioare și posibil unice, în unele direcții specifice, față de cele ale componentelor individuale [274];

- **materialele compozite** sunt concepute din mai multe substanțe, combinate la o scară microscopică, ele având proprietăți fizico-mecanice superioare elementelor constitutive [38];

- **materialele compozite** pot fi definite ca materiale având doi sau mai mulți constituenți care se găsesc sau nu într-un echilibru chimic [276];

- **materialele compozite** reprezintă orice asociere de materiale (sau elemente) în componența cărora caracteristicile elementelor constitutive nu fac decât să se suprapună fără nici o interacțiune între ele [58];

- **materialele compozite** sunt materiale cu o structură calculată și chiar optimizată, în vederea unei utilizări generale bine definite [46].

În ansamblu, toate aceste definiții oferă materialului compozit caracterul de material complex în care apar mai multe componente (faze) natural distincte, material conceput pentru a satisface un optim (structural, tehnologic, calitativ etc.) și destinat unui domeniu de utilizare bine precizat.

Din acest motiv nu se întâlnesc materiale compozite universal utilizabile, nu se pot stabili proprietăți generale, nu se pot face recomandări general valabile, așa cum se pune problema la orice material clasic.

Se încearcă însă o oarecare grupare a materialelor compozite pe diferite criterii, grupare care impropriu se numește "clasificare".

A.3. Clasificare

Având în vedere complexitatea materialelor compozite, acestea pot fi grupate după mai multe criterii, funcție de :

A.3.1. Tehnologia de elaborare

- **copolimerizarea în bloc** pentru obținerea aliajelor/amestecurilor de polimeri (compoundurilor polifazice) [58];

- **electrodepunerea** de metale pe materiale plastice (de ex.: metalizarea polipropilenei, policarbonat metalizat, polisulfone metalizate) [276];

- **placarea** materialelor plastice pe metale: a metalelor pe metale (simplu, dublu, multiplu) conținând mai multe straturi alternante bază-placaj - obținute prin turnare.

laminare, tragere, extrudare, explozie, sudare), a metalelor pe elastomeri prin intermediul adezivilor, a metalelor pe materiale plastice prin depunerea pulberilor de polimeri [275];

- **expandarea** pentru obținerea materialelor compozite celulare din materiale plastice [275];
- **lipirea** cu adezivi, respectiv **sudarea** prin difuzie, laser, electrică prin presiune în puncte sau linie pentru materialele compozite celulare metalice [74];
- **solidificarea unidirecțională** a eutecticelor, ce conduc la obținerea unui material compozit ideal, armat cu fibre [90], [91], [117];
- **deformarea plastică** la rece pentru materiale compozite metalice armate cu fibre;
- **infiltrarea metalului lichid**, depunerea electrolitică a matricei în jurul fibrelor [279];
- **depunerea cu jet de plasmă** a matricei sub formă de picături lichide, pentru materialele compozite metalice armate [91];
- **extrudarea și injectarea**, pentru materialele plastice armate cu fibre de sticlă [276];
- **laminarea** ș.a.m.d.

A.3.2. Tipul materialelor componente

• **materiale plastice**: o gamă largă de polimeri și combinații posibile ale acestora, care conduc la obținerea unui număr teoretic nelimitat de compozite - astfel pot fi materiale compozite cu polietilenă, polipropilenă, polistiren, poliuretan, rășini poliesterice, rășini epoxidice, polimetacrilat de metil, poliamide, poliimide, policlorură de vinil ș.a.:

- **metale pure**: nichel, aluminiu, cupru, titan, wolfram;
- **aliaje**: de aluminiu, nichel, molibden, titan, oțeluri speciale;
- **sticlă** (sub formă de fibre, roving mătase, roving buclat, mat. filamente, țesături);
- **materiale lemnoase** (placaj, plăci aglomerate);
- **materiale celulozice** (hârtie, carton);
- **ceramice**;
- **beton**;
- **ciment**;
- **bazalt**;
- **diamante sintetice**;
- **gaze** ș.a.

A.3.3. Modul de prezentare

• **stratificate**: obținute prin suprapunerea mai multor straturi alternate de inserție din plăci, folii sau foi și rășini constituind matricea, ansamblu apoi presat și întărit prin diferite metode, la rece sau la cald.

Ex.: ♦ stratificate sticlă-rășină:

- ♦ contraplăci formate din foi subțiri de lemn lipite cu adezivi și presate la cald;

- ♦ stratificate decorative din mai multe straturi de hârtie impregnată cu rășină fenolică ș.a.

• **structuri sandwich**: realizate din doi pereți exteriori (folie sau plăci) și un miez; pereții exteriori pot fi din tablă (aluminiu, alte aliaje ușoare, oțel), plăci din materiale plastice armate sau nu, lemn ș.a.; iar miezul fie sub formă de fagure, fie o placă dintr-un material masiv ce poate fi din metal (oțel, aluminiu, cupru, titan), lemn (placaj, plăci aglomerate, material plastic (aramide celulare sau alte materiale expandate).

Ex.: panourile de fațadă ale construcțiilor, izolate termic, având:

- ♦ 1 perete exterior, decorativ, rezistent la intemperii (tablă, sticlă-emailată);
- ♦ 1 miez izolant (polistiren expandat sau spumă izolantă);
- ♦ 1 perete interior decorativ și solid.

• **spumă** AMERPOR (ROMÂNIA) - spumă ureoformaldehidică; DIOFAN (BASF - GERMANIA) - amestec polimeric (clorură de vinil + ester acrilic + acrilonitril); KEL F* (MINNESOTA - USA) - politrifluorcloretilenic; DAIFLOM (OSAKA KINZOKU KOGYO - JAPAN) - politrifluorcloretilenic; SCOPACROM (BASF - GERMANIA) - copolimer stirenic; MOLTOPREN (BAYER - GERMANIA); DESMODUR 44 și DESMODUR 44V (BAYER - GERMANIA) - tolulien - diizocianați - difenilmetan diizocianat [185], [332];

• **armate cu particule solide (wiskersuri)**:

Ex.: particule metalice și nemetalice inserate în matrice metalică.

• **armate cu fibre**: constituite din inserții de fire și fibre înglobate într-o matrice; varietatea deosebită de fire și fibre utilizate, dar și de matrice, face ca în ansamblul materialelor compozite ponderea celor armate să fie deosebit de mare.

Firele și fibrele pot fi: organice naturale (sisal, lemn, vâscoză), anorganice sintetice (silice, cuarț, ceramice), de sticlă, anorganice minerale (azbest, bazalt), de carbon și grafit, bor, metalice [275], [276].

Matricele sunt de mare diversitate, ele putând fi grupate astfel:

• **matrice organice rigide**:

- ♦ **stratificate subțiri**, armate (de ex. hârtie cu rășini fenolice, poliamidă din componența circuitelor integrate);
- ♦ **materiale plastice armate** (de ex. rășini termorigide - poliester armat cu fibre de sticlă utilizate în construcții navale, caroserii de autovehicule, construcții aeronautice și spațiale, cuve și cisterne);
- ♦ **materiale plastice de înaltă performanță** (de ex. rășini termorigide, epoxizi, poliimide, armate cu fibre de carbon, kevlar, sticlă cu aplicație în construcții aeronautice și aerospațiale, echipament medical, sport-agrement);
- ♦ **materiale compozite carbon-carbon** (de ex. matrice din carbon armată cu fibre de carbon din domeniul aeronautic, aerospațial, biomedical);
- ♦ **aglomerate de lemn** (de ex. rășini termorigide, încărcate cu fibre lemnoase, aplicabile în construcții, mobilier);
- ♦ **materiale termoplastice armate** (de ex. rășini termoplastice armate cu fibre de sticlă, kevlar, carbon, cu utilitate directă, în electrotehnică, electronică, construcția de automobile, electrocasnice);

- ♦ *materiale compozite de glisare sau frecare* (de ex. matrice fenolică termorigidă și termoplastică armate cu teflon, carbon, sulfură de molibden);
- ♦ *materiale compozite cu conductibilitate termică și electrică*, respectiv izolatoare (cu aplicabilitate în electrotehnică și electronică).
- **matrice organice suplă:**
 - ♦ *folii armate din elastomeri* (de ex. elastomeri armați cu textură din fibre de sticlă, kevlar, fire și fibre metalice, cu aplicabilitate la structurile gonflabile, construcții, pneuri, structuri din țevi, cisterne, folii de etanșeitate);
 - ♦ *spumă impregnată* (de ex. matrice bituminoase sau alte depuneri în alveolele spumelor, structuri gonflabile, aplicații speciale).
- **matrice minerale rigide:**
 - ♦ *betoane, mortare* (de ex.: matrice din ciment armat cu nisip, ce se aplică în construcții, respectiv lucrări publice);
 - ♦ *beton armat* (de ex.: ciment, nisip și armături metalice sau fibre de sticlă, se utilizează în construcții sau lucrări publice);
 - ♦ *materiale compozite ceramic-ceramic* (de ex.: matrice din ceramică cu fibre de ceramică, sub formă de piese termomecanice, motoare de avion, turbine);
 - ♦ *sticlă încărcată și armată* (de ex.: matrice de sticlă și fibre de sticlă ce se aplică în construcții, vitralii speciale, sticle anti-șoc).
- **matrice metalice:**
 - ♦ *aliaje de aluminiu, magneziu și titan, oțel ș.a.* armate cu benzi sau fibre de bor, carbon, whiskers, fibre de ceramică cu aplicabilitate în domeniul aerospațial, termomecanic, turbine, motoare pentru domenii de înaltă tehnologie.

A.3.4. Echilibrul chimic între constituenți

Pomind 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 astfel [275], [276]:

- a) compozite "in-situ"
- b) compozite "artificiale"

Compozitele "in-situ" sunt definite ca materiale derivate din materiale polifazice transformate direcțional (în particular, solidificate direcțional). În aceste materiale compozite inserția fibroasă se află, de regulă, în echilibru chimic cu matricea, astfel încât compoziția topiturii este ajustată pentru a produce un eutectic, după o solidificare direcțională.

Exemple ale celor mai promițătoare eutectice solidificate direcțional includ: CoTaC; NiTaC; Ni₃TaC; Ni₃Al-Ni₃Nb. Dacă CoTaC și NiTaC conțin o participare volumică de circa 5-12% fibre de TaC în matrice de aliaje de cobalt sau nichel, Ni₃Al-Ni₃Nb este un eutectic de aliaj cu o structură lamelară constând din foite (cca 30-40 procente volumetrice) în matrice [117].

În paralel cu dezvoltarea compozitelor "in-situ" sau a compozitelor de eutectice solidificate direcțional s-au efectuat încercări pentru realizarea de compozite "artificiale", destinate producerii motoarelor turbinelor de gaz avansate. Acestea diferă de compozitele eutectice prin aceea că inserțiile și matricea nu se află într-un echilibru chimic, astfel încât fibrele solide trebuie să fie introduse în matrice cu ajutorul mijloacelor mecanice. Pentru a ușura prelucrarea, faza matrice poate fi lichidă sau solidă.

Materialele compozite artificiale pot fi grupate în mai multe sisteme funcție de comportarea la ruperea, fibrei, respectiv a matricei. Se remarcă astfel sistemele metal-metal, sistemele ceramică-metal, sistemele metal-ceramică, sisteme ce conțin numai materiale fragile, respectiv diferite varietăți de ceramică, sticlă și compuși carbonici.

A.3.5. Domeniul de utilizare

Date fiind proprietățile lor de excepție, materialele compozite pot fi utilizate în domenii dintre cele mai variate, conform cerințelor specifice impuse de domeniu: aeronautic și aerospațial, transporturi, construcții navale, electrotehnică, electronică, construcții și lucrări publice, sport-agrement, casnic ș.a.

A.4. Tendințe în dezvoltarea materialelor compozite

A.4.1. Evoluția producerii și utilizării materialelor compozite

Preocupări în domeniu și realizări de materiale compozite, există în toate țările dezvoltate, ca urmare a necesității de a continua procesul de inovare, prin utilizarea unor materiale calitativ superioare și posibil de realizat prin procedee și tehnologii eficiente.

În perioada anilor 1985-1990, pe piața mondială, materialele compozite au cunoscut o creștere medie anuală de 8.4% urmând ca până în 1998 să ajungă la 8.7%. [71], [76], [218].

Tabelul A.1 indică structura folosirii materialelor compozite în țările din fosta URSS și SUA pentru anul 1988, comparativ cu folosirea oțelului [74], [92].

Tabelul A.1

Materiale	Unități	Țara	
		țări din fosta URSS	SUA
Oțel	tone	162.000.000	100.000.000
	m ³	20.770.000	12.820.000
Materiale compozite	tone	140.000	1.300.000
	m ³	80.000	700.000

În Japonia, în perioada 1983-1990, ritmul mediu anual de creștere a consumului de materiale compozite a fost de 29%, față de 18% total *materiale noi*, respectiv 3% materiale

tradiționale, prognozându-se ca până în anul 2000, producția mondială de materiale compozite să fie de 400 miliarde yen (2.5 miliarde dolari) [51], [74], [333].

În figura A.3 este exemplificată rata de extindere a utilizării materialelor de diferite tipuri, comparativ cu alte "materiale avansate", date rezultate din cercetările efectuate pentru Ministerul pentru Comerț Exterior și Industrie din Japonia [180], [332], [341], [344].

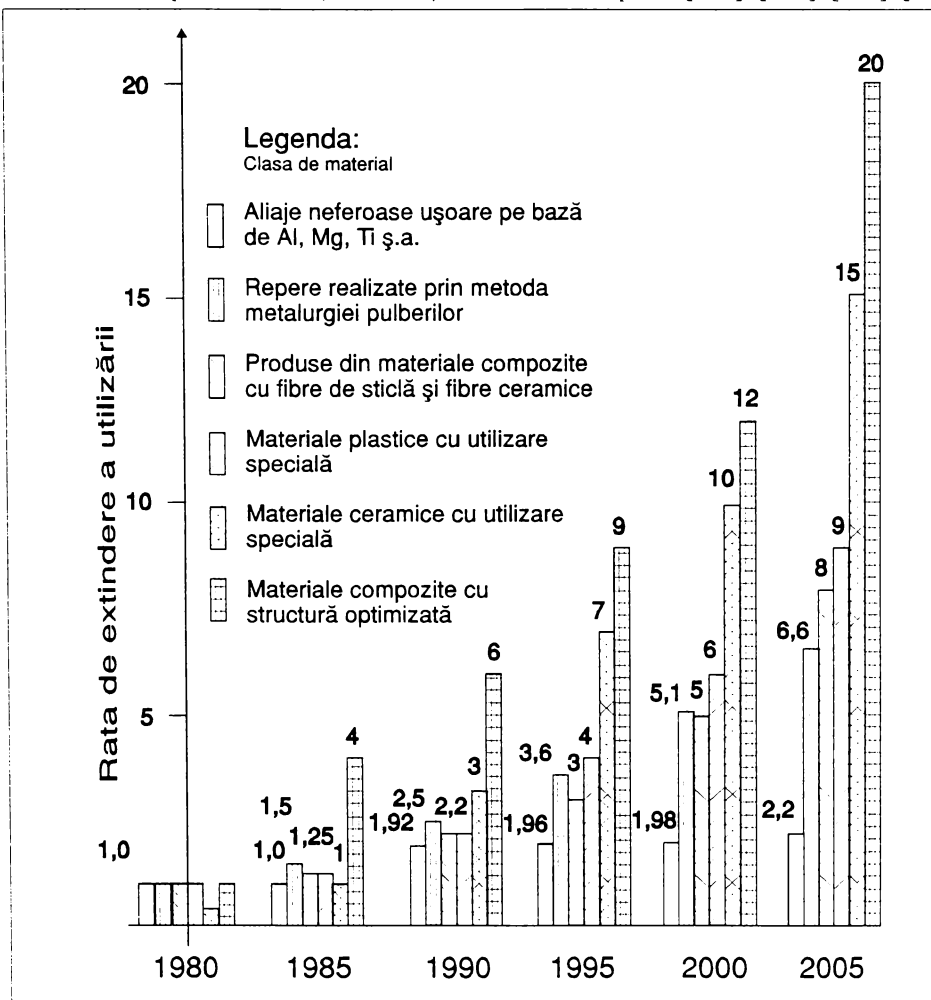


Figura A.3. Utilizarea materialelor compozite comparativ cu alte materiale tradiționale sau avansate

Tabelul A.2 prezintă evoluția pieței mondiale de materiale compozite (în special de materiale plastice armate cu fibre de sticlă și materiale compozite de înaltă performanță), pentru anul 2000, prin raportare la anul 1984, pe diferite domenii de aplicabilitate [46].

619486
266 c

Tabelul A.2

Domenii de utilizare	Anii	Franța	Germania	Anglia	Europa de Vest	SUA	Japonia
Construcții de automobile și transporturi	1984	45.000	66.000	20.000	180.000	240.000	40.000
	2000	197.000	230.000	85.000	800.000	800.000	
Construcția navală	1984	18.000	8.000	13.000	74.000	139.000	6.000
	2000	45.000	20.000	26.000	160.000	160.000	
Construcții și lucrări publice	1984	25.000	20.000	13.000	115.000	193.000	120.000
	2000	27.000	25.000	17.000	140.000	400.000	
Industria chimică, anticorozivă	1984	15.000	38.000	10.000	125.000	140.000	62.000
	2000	28.000	60.000	20.000	225.000	300.000	
Electrotehnică, electronică	1984	36.000	55.000	20.000	225.000	85.000	25.000
	2000	60.000	80.000	40.000	350.000	200.000	
Sport-agrement	1984	2.000	1.000	1.000	6.000	10.000	(*)
	2000	6.000	2.000	2.000	14.000	25.000	
Bunuri de consum	1984	6.000	10.000	5.000	35.000	88.000	18.000
	2000	20.000	20.000	10.000	70.000	250.000	
Aeronautică, aerospațiale	1984	900	500	500	2.500	13.000	(*)
	2000	3.000	1.500	1.500	8.000	31.000	
Electrocasnice, birotică, diverse	1984	3.000	7.000	5.000	25.000	55.000	15.000
	2000	7.000	18.000	12.000	60.000	120.000	
TOTAL	1984	151.000	205.000	88.000	788.000	970.000	286.000
	2000	393.000	456.000	214.000	1.827.000	2.290.000	

*) Tonaj inclus în alte categorii

Se constată:

a) Dezacorduri între cantitățile de materiale compozite utilizate în Franța, Germania și Anglia, în diferite ramuri de utilizare:

- Franța este pe primul loc la utilizarea materialelor compozite în construcția navală și aeronautică

- Germania constituie cel mai mare consumator european de materiale compozite pentru construcția de automobile, industria chimică, de produse electrotehnice și electronice.

- Anglia reprezintă global o zonă cu consum mai mic decât Germania și Franța, în timp ce populația sa este de același ordin de mărime.

Aceste dezacorduri provin, în mod cert, din ramurile industriale în care țările respective au prioritate pe plan european sau mondial.

b) Ponderea însemnată a consumului de materiale compozite, pe piața Germaniei și Franței în Europa de Vest, cele două țări reprezentând respectiv 26% și 19% din piața europeană.

c) Europa de Vest reprezintă o piață de consum cu 20% mai mică decât cea a Statelor Unite ale Americii; în toate domeniile, consumul american de materiale compozite este superior celui din Europa, mai puțin cel din domeniul electrotehnic/electronic.

d) Rata de creștere anuală a utilizării materialelor compozite este prevăzută pentru Europa de Vest cu peste 5% pentru perioada 1984-2000.

A.4.2. Bănci de date

A.4.2.1. Dezvoltarea băncilor de date

Dezvoltările recente ale științei materialelor, diversificarea continuă a acestora, inclusiv a materialelor compozite, au determinat un interes deosebit pentru băncile de date [74], [203], [205].

Băncile de date ale *noilor materiale*, cu reale posibilități de exploatare, au generat un interes deosebit, informațiile tehnologice fiind surse strategice de bază pentru întreprinderi.

Primul pas în această direcție s-a făcut în Japonia, în 1985, când s-a decis crearea unei bănci internaționale de date, la început pentru materialele ceramice avansate, apoi pentru celelalte tipuri: metalice, organice și anorganice, compozite [279].

Această acțiune a întâmpinat foarte multe dificultăți deoarece numărul de astfel de materiale creștea rapid, la fel și diversitatea lor, în condițiile absenței totale a standardizării, a criteriilor de clasificare, a imposibilității precizării limitelor de utilizare față de alte materiale. În condițiile enumerate anterior a început colaborarea Japoniei cu S.U.A., Germania și Franța, convenindu-se crearea unei bănci comune de date și schimb de informații, bănci de date printre care sunt cele menționate în tabelul A.3. [56], [165].

Tabelul A.3.

Nr. crt.	Bănci de date	Număr de referințe bibliografice	Țări elabatoare
1	Metadex	640 000	SUA
2	Compendex	1 500 000	SUA
3	PASCAL	6 600 000	FRANȚA
4	Inspec	2 700 000	ANGLIA
5	NASA	1 550 000	SUA
6	CETIM	89 000	FRANȚA
7	ENGINEERING MATERIALS	29 000	SUA și ANGLIA

Comisia Comunităților Europene, Direcția Generală XIII, execută un program pentru favorizarea dezvoltării pieței europene specializată pe informare. În cadrul acestui program, domeniul de informare asupra materialelor a fost reținut ca un domeniu prioritar. Astfel au fost selecționate 11 bănci de date referitoare la materiale (3 germane, 3 engleze, 3 franceze, 1 italiană și 1 a Comunității Europene), pentru a constitui un prototip de rețea europeană. Rolul acestui prototip constă în a permite coordonarea de încercări în direcția armonizării, integrării și sensibilizării activității în domeniu. În acest sens au fost utilizate trei dezvoltări

esențiale: un sistem de orientare a utilizatorului (User Guidance System), un dicționar terminologic (Common Reference Vocabulary) și un repertor de surse de informare asupra datelor de materiale (DOMIS) [165].

În Japonia, numeroase ministere și agenți economici participă la dezvoltarea băncilor de date ale materialelor printre care și Ministerul cooperării internaționale și industriei, care pune în aplicare planul SUNRISE redefinind orientările în favoarea noilor materiale. În particular îmbunătățirea băncilor de date și standardizarea materialelor.

Statele Unite ale Americii împreună cu Anglia au realizat banca de date **Engineering Materials** având specificat domeniul și anume: polimeri, ceramice, materiale compozite, brevete europene [56].

În Franța, asociația CODATA France și DBMIST/MENJS, urmare unui studiu laborios, a publicat prin intermediul F. L. A. Consultants, care este editorul francez specializat în anuarele tematice referitoare la materiale **Le Guide de Banques de Données Actuelles Françaises sur les Matériaux** [165], [331].

Acest ghid a fost realizat în cadrul unei convenții încheiate între CODATA France și Delegația de Informare Științifică și Tehnică a Ministerului Cercetării și Tehnologiei (Delegation l'Information Scientifique et Technique du Ministère de la Recherche et de la Technologie DISTMR T).

Dintre cele 40 de bănci de date din cadrul Ghidului, pot fi enumerate cele cuprinse în tabelul A.4.

Tabelul A.4.

Nr. crt.	Bănci de date	Conținut	Producător	Domeniu
1	CETIM FIMAC	Caracteristici mecanice și fizice ale materialelor compozite și ale polimerilor	CETIM, Nantes	Materiale compozite și materiale plastice
2	COMPOSITE DATA	Utilizare, caracterizare și aplicare a materialelor compozite	Institut of Materials Composites, Pessac	Materiale compozite
3	GEPROC	Încercări mecanice de caracterizare a epruvetelor din materiale compozite	Avions, Marcel Dassanet, Saint-Cloud	Aeronautică
4	G 3F	Ghid de alegere a materialelor compozite și a adezivilor	G 3F, Villeurbanne	Materiale compozite, Adezivi
5	PROCOP-M	Calculul curgerii injectați, rezistența polimerilor și a materialelor compozite	CISIGRAPH Rungis	Materiale compozite, Materiale plastice

O altă bancă de date franceză demnă de semnalat este și cea cuprinzând caracteristici ale materialelor compozite și polimerilor, elaborată de CETIM: CETIM-TELEMAC

constituită din fișiere de produse și dintr-un program de interogare. Capacitatea ansamblului de fișiere și indexuri este de aproximativ 6-7 Mo [355].

Aceste bănci de date sunt accesibile prin terminale sau ale rețelelor MINITEL (Franța). De menționat este faptul că băncile de date profesionale necesită operații de învățare și interogare, care sunt adesea încredințate specialiștilor ce efectuează cercetări bibliografice la cerere.

Întrucât în cursul anului 1989 întreprinderile industriale franceze și-au expus necesitatea de a dispune de un mijloc prin care să aibă acces la cunoștințe tehnologice mai diversificate, integrând nu numai informații bibliografice, ci și altele mai detaliate, s-a ajuns la elaborarea de către CETIM împreună cu Ministerul Cercetării și Tehnologiei și Societatea **CEDROM Technologies** a unei bănci de informații pe disc optic **CD-ROM**. Această nouă bancă de informații este exploatabilă datorită unui lector asociat cu un microcalculator.

În ceea ce privește crearea unei baze de date pentru materialele compozite din care sunt confecționate unele componente ce funcționează la temperaturi ridicate, Joint Research Center, are preocupări asociate cu probleme referitoare la încercări, îmbunătățirea concepției și predicția durabilității în funcționare.

A.4.2.3. Tendințele bazelor de date

Se prognozează că în secolul XXI băncile de date evaluate vor permite un pas decisiv în conceperea asistată de calculator a materialelor. Astfel, pornind de la definirea unei funcții, exercitată într-un mediu definit este posibil, într-o primă fază, să se identifice rapid materialele existente, care pot constitui o soluție adecvată problemei date. Într-o a doua fază, sistemele pot să propună folosirea unui material cunoscut sau elaborarea unui material nou, luând în considerare compoziția, condițiile de transformare, posibilitățile de asamblare și desigur prețul.

În cadrul programului de cooperare MATCALL, CETIM (Franța) are ca obiectiv punerea în aplicare a unui cod de utilizare europeană a băncilor de date a materialelor, inclusiv a materialelor compozite, iar în cadrul VAMAS se urmărește prezentarea, tot sub forma băncilor de date, a rezultatelor standardizării materialelor compozite, în special în ceea ce privește rezultatele încercărilor [279].

A.4.3. Programe de cooperare în domeniul materialelor compozite

Dezvoltarea *noilor tehnologii* este indiscutabil legată de dezvoltarea *noilor materiale* și implicit a materialelor compozite. Problemele ridicate de acestea au condus la stabilirea unor strategii concretizate prin numeroase programe de cercetare-dezvoltare.

Dintre programele cu caracter sectorial sau intersectorial pot fi enumerate: programele din SUA și Japonia, dar și programele ESPRIT, EURAM, ERASMUS, BRITE, SPRINT, EUREKA, VAMAS, COMETT, MATCALL ș.a. [74], [117], [320].

ESPRIT (European Strategic Programme for Research and Development in Information Technology), program strategic vest-european de cercetare-dezvoltare în tehnologia informației, constituie un program de cercetare competitivă al Comisiei Comunităților Europene (CCE), stabilind un dialog și o cooperare permanentă între

guverne, universități, institute de cercetare și firme, în domeniul tehnologiei informației. Printre direcțiile de acțiune se poate enumera și cea a materialelor avansate [37], [288].

Consiliul European pentru Cooperare în Sudură (ECCW-European Council for Cooperation in Welding), a impus printre prioritățile europene și problema îmbinării *noilor materiale* inclusiv a materialelor compozite (SPRINT) în cadrul Grupei de Lucru 5 (WG) - Conferințe și seminarii și a Grupei de Lucru 7 (WG 5) - Cercetare în domeniul sudării, cu participarea la programele comunitare: COMETT, BRITE, EURAM [288].

Programele BRITE (Basic Research in Industrial Technologies for Europe) programe de cercetare-dezvoltare ale Comisiei Comunităților Europene, demarate inițial pentru perioada 1985-1989, s-au extins și în perioada 1989-1992, având ca obiect stimularea dezvoltării și inovării tehnologiilor de producție pentru unele materiale compozite specifice sectorului aerospațial și chimiei stabilind direcții și probleme de asigurare a calității [54].

În prezent printre preocupările BRITE, dar și ale EURAM se numără și cele referitoare la optimizarea comportării materialelor compozite cu inserții de fibre, activitatea de parteneriat fiind desfășurată între Anglia, Franța și Norvegia.

Programele EURAM (European Research in Advanced Materials) demarate inițial pentru perioada 1984-1987, s-au prelungit și pentru perioada 1987-1991, respectiv 1989-1992. Printre programele EURAM, de interes major pentru dezvoltarea materialelor compozite, pot fi enumerate: tehnologiile de elaborare a acestor materiale, în special a materialelor compozite cu matrice metalică, design-ul și asigurarea calității acestora, diferitele lor aplicații, dar și a altor materiale considerate materiale ingineresti. [277], [288], [330].

SPRINT (Strategic Programme for Research in Innovation and Technology Transfer), care a finanțat prima Conferință Europeană privind procedeele de îmbinare **EUROJOIN 1** Strasbourg, din 7-9 noiembrie 1991, a avut ca obiectiv inclusiv tehnicile de îmbinare a materialelor compozite, dar și dezvoltarea continuă de noi cooperări naționale și internaționale pe bază de parteneriat (Spania, Anglia, Franța, Italia, Belgia, Portugalia), în vederea inovării și transferului de tehnologie în acest domeniu, al dezvoltării procedurilor de control al calității și asigurării unei rețele europene de asigurarea calității. De subliniat în această direcție este activitatea PERA - Centru tehnologic din Anglia, reprezentând un consorțiu cu preocupări în direcția controlului și asigurării calității materialelor compozite, deținând inițiativa acestui control, a asigurării asistenței în implementarea standardelor în concordanță cu ISO 9000/EN 2900/BBS 5750 și studiind posibilitățile extinderii utilizării și măririi pieței utilizatoare de materiale compozite [288].

Programul EUREKA (European Research Coordination Agency) a introdus o notă originală în cooperarea științifică europeană, orientându-se în direcția dezvoltării materialelor compozite, în contextul dezvoltării noilor materiale, cu aplicabilitate în construcția autovehiculelor (CARMAT-CAR structures using new MATerials), extinderii lipirii cu adezivi, în construcția de automobile a materialelor compozite metalice și ceramice. Alte direcții ale acestui program se află în sfera dezvoltării de materiale compozite stratificate și dezvoltării tehnologiilor de sudare cu fascicul de electroni și laser pentru sistemele de transport, utilizării materialelor compozite ceramice armate cu fibre (SiC-SiC) [29], [330], [324] la motoarele Diesel pentru vehicule, componentelor unor schimbătoare de căldură, performanțelor materialelor compozite termoplastice, aplicării în medicină a materialelor compozite termoplastice armate.

În paralel cu programele principale de cercetare, stimulative pentru formarea profesională sunt programele ERASMUS și mai precis COMETT, creând premisele pentru dezvoltarea tehnicilor de formare și a sistemelor educaționale, în ceea ce privește noile tehnologii. Este o inițiativă primită cu interes de PME și PMI, care sunt nevoite să se adapteze, pe cont propriu, la ultimele cerințe în problemele noilor materiale, noilor procedee, respectiv a noilor tehnologii de prelucrare.

COMETT (Community Action Programme for Education and Trainig for Technology), program finanțat de CEE, reunește ca principali parteneri Franța, Portugalia și Spania și are ca obiectiv dezvoltarea utilizării învățământului asistat de calculator, extinzându-și activitatea și în sfera materialelor compozite din industria navală [318].

MATCALL, în activitatea CETIM (Franța), are ca obiectiv punerea în aplicare a unui cod de utilizare europeană a băncilor de date ale materialelor, incluzându-le și pe cele compozite [320].

VAMAS (Versailles Agreements for Advanced Materials and Standardisation) are ca obiective generale accelerarea dezvoltării standardizării referitoare la materiale avansate, încercări, caracterizarea lor, utilizarea și prezentarea datelor sub formă de bănci de date. De altfel, domeniul materialelor avansate este propice acestei inițiative, din cauza proliferării creșterii numărului de aliaje metalice, noi polimeri, materiale compozite și ceramice. Numărul temelor în lucru, în cadrul VAMAS, crește progresiv, desfășurându-se în 5 direcții: măsurarea proprietăților mecanice, măsurarea proprietăților fizice, determinarea caracteristicilor de îmbătrânire, analiza fizico-chimică și realizarea băncii de date [14].

În [330] se prezintă un program VAMAS ce include parteneriatul: Canada, Franța, Anglia, Germania, Italia, SUA, Japonia, referitor la standardizarea metodelor de încercare la oboseală a materialelor compozite polimerice.

A.4.4. Direcții ale activității de cercetare-dezvoltare în domeniul materialelor compozite

Pe plan mondial, direcțiile de cercetare-dezvoltare, în domeniul materialelor compozite, rezultă din strategia economică a fiecărei țări sau comunități economice. Realizări deosebite au fost obținute în Statele Unite ale Americii, Japonia, Franța, Anglia, Portugalia, țările din fosta URSS ș.a., ca urmare a preocupărilor existente în această direcție, a dezvoltării pe scară largă a cercetărilor și a fabricației în domenii dintre cele mai variate (aeronautică, construcția de automobile, energetica nucleară, electronica și electrotehnica, telecomunicații ș.a.). Nivelul acestor realizări este rodul:

- cerințelor din ce în ce mai exigente ale domeniilor de aplicabilitate;
- proprietăților pe care materialele compozite le prezintă și care răspund tuturor exigențelor;
- folosirii unui număr considerabil de cadre de specialitate în activitatea de cercetare;
- investițiilor în capacități și echipamente complexe de fabricație, experimentare și încercare.

Direcțiile de cercetare-dezvoltare în domeniul materialelor compozite sunt diferențiate pentru multitudinea de materiale compozite [116], [117].

Preocupările existente pe plan mondial în domeniul materialelor compozite metalice (MCM) se concretizează în:

- elaborarea de studii teoretice și experimentale privind transformările structurale și defectele, în MCM supuse acțiunilor de deformare plastică sau radiațiilor nucleare;
- modelarea matematică a modificărilor proprietăților materialelor în funcție de parametrii proceselor tehnologice;
- stabilirea bazelor teoretice privind fenomenele fizico-chimice care au loc la limita de separare a fazelor;
- elaborarea de noi materiale pentru matrice, cu structuri microcristaline sau amorf, cu rezistență anticorozivă înaltă, cu o termorezistență superioară etc.;
- obținerea de noi tipuri de sisteme de MCM supradure, pe bază de carburi, boruri, siliciu etc., în asocieri cu diamante sintetice;
- dezvoltarea unor studii ale tehnologiilor de producere a materialelor compozite de perspectivă, cu matrice cu rezistență specifică înaltă și modul de elasticitate superior, pe bază de aluminiu și titan, armate cu fibre de carbon, bor și bazalt;
- extinderea studierii posibilităților de utilizare a MCM, pentru îmbunătățirea caracteristicilor suprafețelor în contact supuse unui proces de frecare și eroziune, prin optimizarea și perfecționarea tehnicilor de acoperire a suprafețelor metalice cu straturi micronice de amestecuri de carburi, nitruri de bor și siliciu, ori amestecuri metalo-ceramic pe bază de oxizi de aluminiu, zirconiu etc.;
- studierea posibilităților de îmbinare a acestor materiale prin diferite procedee de sudare, lipire tare și moale, lipire cu adezivi, metode mecanice;
- dezvoltarea tehnicilor de control nedistructiv al acestor materiale;
- stabilirea principiilor fizice de prognozare a uzurii materiale anizotrope;
- analiza tridimensională, prin metoda elementului finit, a acumulării uzurii în MCM stratificate;
- studierea rezistenței la solicitări dinamice a învelișurilor cilindrice din MCM stratificate;
- dezvoltarea standardizării în domeniu, ca legătură între activitatea de cercetare-dezvoltare și aplicațiile industriale;
- abordarea integrată macro și micromecanică a comportării la rupere a MCM metalice.

A.5. Prognozarea înlocuirii materialelor tradiționale cu materiale compozite

A.5.1. Metodologie generală

Alegerea materialului pentru realizarea unui reper (subansamblu) nu poate fi făcută "apriori", ci după analizarea unui anumit număr de cerințe, care trebuie satisfăcute. Alegerea este, în primul rând, funcție de concepția reperului (subansamblului), respectiv de proiectul caietului de sarcini [46].

Dar această concepție, chiar numai a unui singur reper, nu se poate face într-o variantă definitivă, decât în momentul în care materialul este cunoscut. Pe de altă parte, caietul de sarcini nu poate fi stabilit definitiv, decât în momentul cunoașterii materialului și a procedeelelor de prelucrare.

Alegerea materialului nu se poate face decât după ce s-au stabilit un anumit număr de proiecte și s-au analizat posibilitățile oferite de mai multe materiale și uneori de un singur material, elaborat și prelucrat prin diferite procedee.

Proiectantul și executantul, fiecare în domeniul său și ținând seama de particularitățile și cerințele reperului (subansamblului), de utilizarea și de posibilitățile tehnice ale materialului, trebuie să aleagă varianta optimă, în cele mai avantajoase condiții economice posibile.

Metodologia generală de înlocuire a unor repere confecționate din materiale tradiționale, cu unele din materiale compozite, prevede ca obiectiv de atins reperul sau subansamblul de realizat în condițiile impuse de utilizarea sa cu maxim de eficiență [46].

Prima etapă începe cu definirea reperului respectiv și continuă cu:

- definirea funcțiilor reperului de fabricat;
- proiectarea caietului de sarcini, conceperea reperului și alegerea materialului, constituind un trinom invariant al fiecărui reper: în această etapă pornind de la definirea funcțiilor reperului și având cunoștința de posibilitățile oferite de procedeul de fabricație, alegerea este făcută printr-o succesiune de încercări (figura A.4.).

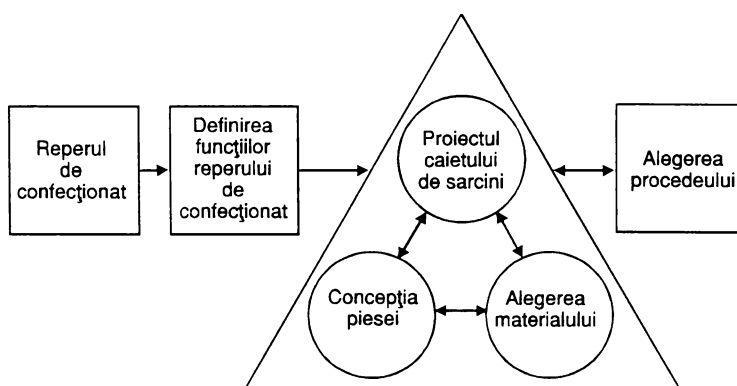


Figura A.4. Schematizarea etapelor metodologiei generale de înlocuire a materialelor tradiționale

A doua etapă a metodologiei generale, (figura A.5.) schematizează etapele:

- alegerea materialului;
- structura materialului;
- proiectele caietului de sarcini;
- alegerea procedeelelor de elaborare și prelucrare;
- concepția definitivă a reperului;

Fiecare caz trebuie studiat în parte și concluziile rezultă în funcție de bilanțul efectuat.

A.5.2. Alegerea materialului reperului

Alegerea materialului este funcție de prevederile proiectului caietului de sarcini și de concepția reperului. Pot fi, deci, considerate succesiv cerințele impuse caietului de sarcini și concepției reperului.

Examinarea fiecărui material posibil în funcție de caietul de sarcini și de exigențele concepției va permite selecționarea unui grup posibil din totalitatea materialelor, iar analiza

cumulativă a factorilor caietului de sarcini și concepției vor detașa materialele corespunzătoare. În acest stadiu, numeroase materiale sunt deci eliminate. Este posibil ca mai multe materiale să se detașeze drept corespunzătoare, iar alegerea definitivă să nu poată fi făcută decât ținând seama de criteriile complementare.

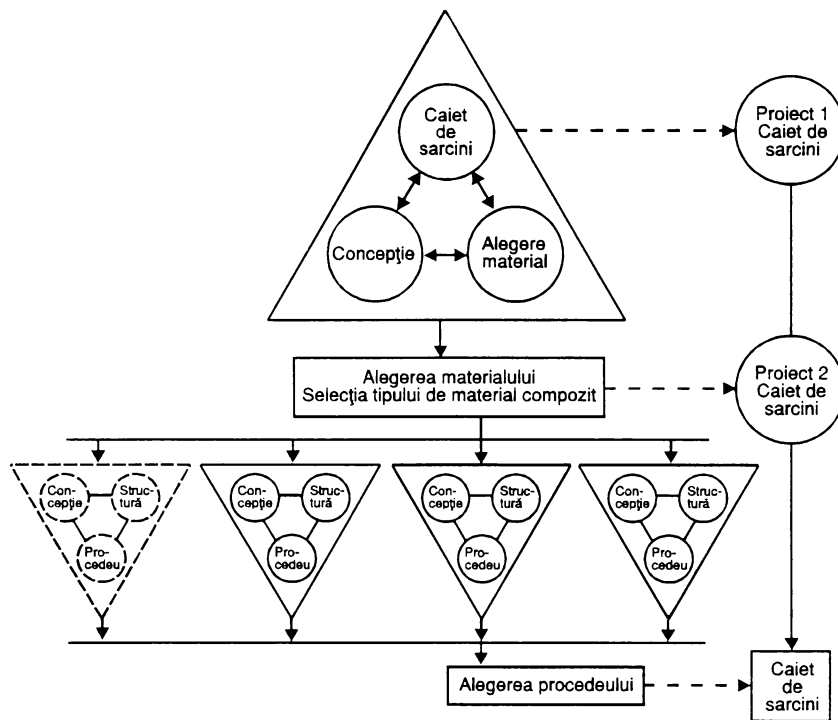


Figura A.5. Succesiunea încercărilor pentru definirea funcțiilor reperului de fabricat

A.5.3. Alegerea procedurii de elaborare

A.5.3.1. Condiții de alegere

Materialul fiind selecționat se pune problema de a alege procedeul care să răspundă cel mai bine exigențelor tehnice, în cele mai eficiente condiții economice.

În acest stadiu, alegerea procedurii de elaborare rezidă din luarea în considerare a trinomului: proiectare - structură - posibilități oferite de procedeu, ansamblu care va trebui să răspundă unui nou proiect de caiet de sarcini stabilit la alegerea materialului. Trebuie să se țină seama de:

- posibilitățile oferite de fiecare procedeu de prelucrare relativ la materialul selecționat;
- legătura existentă între structura materialului compozit și procedeul de elaborare;
- dependența procedurii de elaborare de concepția (proiectarea) reperului.

A.5.3.2. Posibilități existente

Ansamblul posibilităților ce apar, pentru diferite procedee de elaborare, diferite structuri posibile și criteriile de concepție ce urmează să fie luate în considerare, trebuie să fie perfect cunoscute.

Se vor analiza deci:

- Relația procedee - concepție (proiectare)

Trebuie să se facă analizarea fiecărui criteriu de concepție impus pentru reper (concepția monobloc, precizia de asamblare, aspectul suprafeței, detaliu de formă etc.) și să se studieze care sunt procedeele "foarte favorabile", "favorabile", "puțin favorabile" sau "imposibile de reținut", pentru a răspunde acestor criterii de concepție. Se va efectua deci la nivelul respectiv, o primă alegere de procedee "posibile".

- Relația procedee - structură

Diferitele tipuri de inserții utilizate permit obținerea unui anumit număr de structuri, funcție de procedee. Va trebui deci să se analizeze, pe procedeu, ansamblul criteriilor referitoare la structura cercetată: participarea volumică de fibre, orientarea preferențială a fibrelor, manopera de pregătire, costurile materialelor, caracteristicile mecanice etc. La fiecare din aceste criterii, fiecare procedeu răspunde favorabil sau nu. Se pot astfel vedea care sunt posibilitățile generale oferite de fiecare din procedeele considerate [46].

A.5.3.3. Criterii de alegere a procedurii de elaborare

Se face o împărțire a criteriilor de alegere a procedurii, în două mari categorii:

- criteriile de preselecție, de ordin general și care se raportează la:

- ♦ formele și dimensiunile pieselor de fabricat;
- ♦ mărimile seriilor de realizat;
- ♦ condițiile de utilizare a piesei.

- criteriile de selecție, specifice și care țin seama de:

- ♦ condițiile tehnice;
- ♦ condițiile economice;
- ♦ condițiile sociale.

Ansamblul criteriilor vor permite determinarea metodei de elaborare.

Procesul se desfășoară conform schemei din figura A.6.

Se fac mai jos anumite precizări în ceea ce privește conținutul figurii A.6.

a) Criterii de preselecție

Scopul examinării criteriilor de preselecție este mai puțin de a reține un procedeu cât de a elimina procedeele care nu sunt potrivite piesei de realizat:

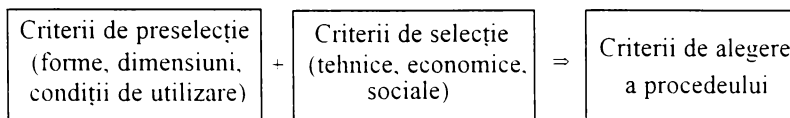


Figura A.6. Schematizarea criteriilor de alegere a procedurii de elaborare

- forme: se disting în general trei grupe:
 - ◆ forme realizabile prin revoluție (care se asociază în particular turnării prin centrifugare ș.a.);
 - ◆ forme permițând o elaborare prin generare continuă (de ex. turnare continuă în forme ș.a.);
 - ◆ forme oarecare (ce se pretează altor procedee);
- dimensiuni : specialiștii în domeniu apreciază existența a trei clase:
 - ◆ dimensiuni mici (piese cu o suprafață de sub 1 m²);
 - ◆ dimensiuni mari (piese cu o suprafață de peste 5 m²);
 - ◆ dimensiuni medii (pentru categorii intermediare);
- serii :
 - ◆ serii mici (pentru cantități de până la 1000 piese);
 - ◆ serii mijlocii (pentru cantități cuprinse între 1000 și 10000 piese);
 - ◆ serii mari (pentru cantități de peste 10000 piese);
- condiții de utilizare: criteriul este mai puțin net, referindu-se la aspect (1 sau 2 fețe lise) și caracteristici mecanice.

Analiza succesivă a acestor criterii în funcție de diferite procedee de elaborare. va permite orientarea spre procedee, în funcție de caracteristicile generale ale reperului.

b) Criterii de selecție

- Criterii tehnice care se referă la:
 - ◆ forme;
 - ◆ dimensiuni și toleranțe;
 - ◆ aspectul suprafeței;
 - ◆ serii;
 - ◆ ritm de realizare;
 - ◆ structură: natură, participarea volumică de inserție etc.;
 - ◆ caracteristici mecanice etc.
- Criterii economice care se referă la:
 - ◆ cost materiale (matrice, inserții);
 - ◆ cost manoperă (de ex. : pregătire, turnare și finisare);
 - ◆ investiții (corespunzătoare suprafeței de lucru necesare, echipamentul utilizat, instalații anexe de protecția muncii, igiena și securitatea muncii);
 - ◆ energie (consumul funcție de procedee).

A.6. Concluzii și contribuții originale

A.6.1. Sunt sintetizate date referitoare la evoluția materialelor compozite, la interdisciplinaritatea și transsectorialitatea lor. S-au realizat prezentări schematizate ale modului de asociere a materialelor de bază, a procedeelelor de transformare a materialelor și a aplicabilitatea lor în diferite domenii de activitate.

A.6.2. Se face o ordonare a modului de definire și clasificare a materialelor compozite în funcție de diferite criterii și autori de specialitate.

A.6.3. Este prezentată o analiză a evoluției producerii și utilizării materialelor compozite pe plan mondial, evidențiată pe ani și țări cu tradiție în domeniu (SUA, țările din fosta URSS, Franța, Anglia, Japonia), inclusiv pe domenii de activitate. Este prognozată evoluția consumului de materiale compozite pentru anul 2000.

A.6.4. Informațiile referitoare la băncile de date ale materialelor compozite (Metadex, Pascal ș.a.), rolul și posibilitățile lor de exploatare sunt prezentate alături de indicarea tendințelor în dezvoltarea lor.

A.6.5. Programele internaționale de cooperare cu preocupări în domeniu (ESPRIT, EURAM, EUREKA, COMETT ș.a.) sunt tratate separat, cu exemplificări.

A.6.6. Sunt analizate direcțiile de cercetare-dezvoltare și preocupările existente pe plan mondial, insistându-se pe cazul particular al materialelor compozite metalice (MCM) selectate din bibliografia selectată.

A.6.7. Este prezentată metodologia generală de prognozare a înlocuirii materialelor tradiționale cu materiale compozite, funcție de posibilitățile existente, criteriile de selecție ș.a.m.d.

B. MATERIALE COMPOZITE METALICE DURIFICATE CU FIBRE. PROPRIETĂȚI. TEHNICI DE ELABORARE. DEFECTE ÎN MATERIALELE COMPOZITE METALICE DURIFICATE CU FIBRE

B.1. Aspecte generale

Materialele compozite metalice (MCM) durificate cu fibre reprezintă o categorie de materiale, de interes deosebit pentru industria modernă. Aceste materiale sunt constituite dintr-o fază rezistentă și rigidă dispersată sub formă de fibre aliniată într-o matrice ductilă. În condițiile existenței unei legături fibră-matrice și a unei corecte alegeri a materialului fibrelor și a matricei, are loc un transfer al solicitărilor mecanice de la matrice la fibre MCM manifestând astfel o rezistență mecanică apropiată de a fibrelor fără a prezenta însă fragilitatea acestora [6], [19], [22], [46], [70], [71], [72], [83], [90], [91], [116], [117], [123], [128], [143], [177], [192], [199], [206].

B.1.1. Natura fibrelor durificatoare metalice

Proprietățile mecanice ale principalelor tipuri de fibre pentru producerea MCM sunt prezentate în tabelul B.1.

Tabelul B.1.

Natura materialului fibrelor		Limita de rupere la tracțiune, la 25°C, σ_r , daN/mm ²	Modulul de elasticitate longitudinal, E daN/mm ²	Greutatea specifică (în raport cu a apei), ρ	Rezistența mecanică specifică, σ_r/ρ daN/mm ²	Modulul de elasticitate specific, E/ ρ daN/mm ²
Fibre metalice	oțel carbon (0,9%C: $\phi = 0,1$ mm)	410	20.7	7,8	50	2650
	oțel inoxidabil 18/8 ($\phi = 0,05$ mm)	210	20	7,9	30	2530
	wolfram ($\phi = 0,025$ mm)	380	34.48	19,3	20	1790
	titan	220	10.34	4,5	50	2300

B.1.2. Mecanismul transferului sarcinii de la matrice la fibre

Performanțele excepționale de rezistență mecanică ale MCM se datorează suportării sarcinii de către fibre, cărora le este transmisă solicitarea prin intermediul matricei [91].

În figura B.1.a se presupune o fibră încorporată în matrice dar fără o legătură la interfața fibră-matrice. La aplicarea unui efort asupra ansamblului, fiecare componentă se deformează independent, conform modulului său de elasticitate: fibra se deformează puțin (cu ΔF), iar matricea ductilă se deformează mult (cu ΔM).

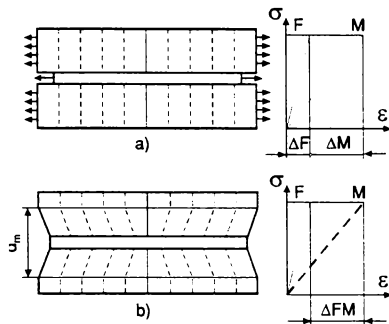


Figura B.1. Mecanismul transferului de sarcină de la matrice la fibre:

*a - fibra nu este solidară cu matricea (la aceeași sarcină lungirile sunt diferite în matrice și în fibre);
b - fibra este solidară cu matricea (transfer de sarcină)*

Presupunând însă (figura B.1.b) că la interfața fibră-matrice există o bună legătură mecanică, cele două componente ale ansamblului sunt solidare și deformarea matricei este micșorată de prezența fibrei. La interfață deformarea matricei este mică, dar pe măsură ce crește distanța față de fibră, deformarea matricei crește, ajungând ca la o distanță d_m influența fibrei să nu se mai exercite și matricea să se deformeze liber; distanța d_m reprezintă diametrul de acțiune a fibrei.

Din examinarea figurilor B.1.a și b se observă că, în MCM durificat cu fibre, diferența de lungire între fibre și matrice, rezultată din modulul de elasticitate diferit al celor două materiale, asigură transferarea sarcinii de la matrice la fibre.

Comportarea solidară sub efort a ansamblului fibre-matrice, impusă de legătura existentă la interfața fibră-matrice, dă naștere unor tensiuni atât în materialul fibrelor, cât și în materialul matricei: matricea, care are tendința de a se deforma mai mult induce, în fibre tensiuni de întindere, care, reacționând, provoacă în matrice tensiuni de forfecare în plane paralele cu axa fibrei; aceste tensiuni se diminuează pe măsură ce crește distanța față de fibră, iar la distanța d_m devin nule. Peste această distanță matricea se deformează liber [35], [40].

B.1.2.1. Influența lungimii fibrelor

Cercetări experimentale au arătat că valoarea tensiunilor din matrice depinde de lungimea fibrelor [91].

Examinând figura B.1.b se constată că dacă se presupune lungimea MCM divizată în segmente egale, la mijlocul lungimii fibrei, diferența de lungire axială între matrice și fibră este nulă. Această diferență crește însă (matricea se deformează din ce în ce mai mult), o dată cu apropierea de extremitățile fibrei. Rezultă că o dată cu creșterea lungimii fibrelor, diferența de lungire matrice-fibre este mai mare și mecanismul de transfer al sarcinii este

mai eficient. Creșterea progresivă pe lungimea fibrei, a diferenței de lungire matrice-fibră ($\Delta_1 \dots \Delta_5$) este ilustrată în figura B.2.

Diferența de lungire axială între cele două componente ale MCM, dă naștere la tensiuni de întindere în fibre, tensiuni care variază și ele pe lungimea fibrei (figura B.3.). Tensiunile de forfecare din matrice (figura B.3.a) sunt complementare tensiunilor din fibre (figura B.3.b).

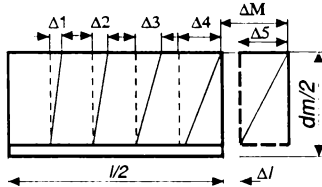


Figura B.2. Variația pe lungimea MCM a diferenței de lungire între matrice și fibră

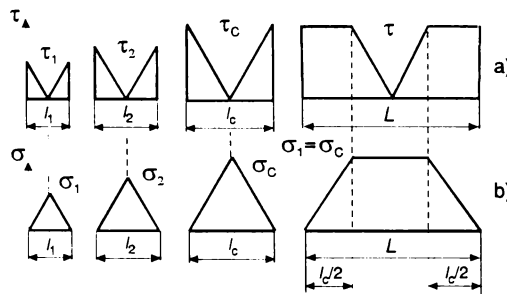


Figura B.3. Variația tensiunilor cu lungimea fibrei:

a - tensiunile de forfecare în matrice sunt proporționale cu lungirile, atâta timp cât lungimea fibrei nu depășește lungimea critică:

b - tensiunile de întindere din fibre sunt complementare tensiunilor de forfecare din matrice

Creșterea tensiunii tangențiale maxime în matrice ($\tau_1 \dots \tau_c$, în figura B.3.a) la creșterea lungimii fibrelor ($l_1 \dots l_c$) nu este nelimitată, deoarece la un moment dat se atinge limita de elasticitate a materialului matricei. Peste această limită matricea cedează deformându-se plastic. Lungimea l_c a fibrei (figura B.3.a) căreia îi corespunde apariția în matrice a unei tensiuni maxime, egală cu limita de curgere a materialului matricei, se numește lungime critică. Dacă lungimea fibrei crește peste lungimea critică ($L > l_c$) matricea cedează deformându-se plastic în porțiunile de contact cu extremitățile $l/2$ ale fibrei. În aceste zone (figura B.3.a) tensiunea în matrice se menține constantă și este egală cu limita sa de curgere. Evident că, dacă matricea este constituită dintr-un metal care se ecrusează ușor, este posibilă o creștere a tensiunii în matricea ecruseată, peste valoarea inițială a limitei de curgere corespunzătoare lungimii critice a fibrelor.

Tensiunile de întindere din fibre fiind complementare tensiunilor de forfecare din matrice, ele cresc treptat de la capetele fibrei spre centru, atingând valoarea maximă în punctul de la jumătatea lungimii fibrei (figura B.3.b).

Pe măsură ce lungimea fibrei crește, se mărește și această tensiune maximă de la mijlocul fibrei (figura B.3.b). Dacă lungimea fibrei depășește lungimea critică ($L > l_c$) tensiunea de întindere din fibre crește de la zero la valoarea maximă; această valoare maximă se menține însă constantă, nu numai într-un punct ci pe toată porțiunea centrală ($L - l_c$) a fibrei (figura B.3.b). Rezultă că mărirea lungimii fibrelor peste lungimea critică nu mai

are efect asupra creșterii valorii maxime a tensiunilor de întindere în fibre și a tensiunilor de forfecare în matrice: aceasta se datorează faptului că matricea nu mai poate constrânge fibrele după ce și-a depășit limita sa de elasticitate [84], [91], [150].

B.1.2.2. Influența sarcinii aplicate

Menținând lungimea L a fibrelor constantă, dar măbind sarcina aplicată MCM ($\sigma_2 > \sigma_1$), excesul de sarcină deformează plastic matricea, pe regiuni din ce în ce mai întinse și mai apropiate de mijlocul fibrei (figura B.4.a).

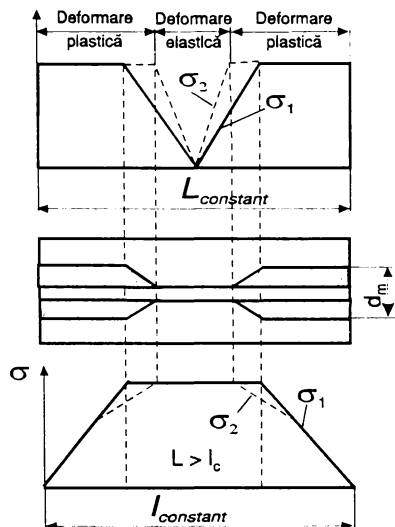


Figura B.4. Variația tensiunilor sub sarcină crescătoare ($\sigma_2 > \sigma_1$) pentru o lungime de fibră dată:

- a) a - forfecare în matrice;
b) b - tensiunea de întindere în fibră: excesul de sarcină relaxează tensiunile și micșorează palierul (liniile punctate)

- b) Aceasta se traduce printr-o relaxare a tensiunilor în fibre (figura B.4.b) pe o distanță mai mare de la capătul fibrei și o micșorare a lungimii palierului central de tensionare maximă. Ca urmare, tensiunea medie în fibre

scade (în figura B.4.b aria poligonului corespunzător sarcinii σ_1). Din cauză că fibrele sunt în medie mai puțin tensionate, lungimea lor trebuie să crească pentru ca MCM să poată suporta aceeași sarcină totală [91].

B.1.3. Mecanismul durificării cu fibre

Într-un MCM cu o legătură puternică la interfața fibră-matrice, ansamblul se comportă solidar la sarcina aplicată, existând un transfer al sarcinii de la matrice la fibre. Definind gradul de transfer al sarcinii ca fiind raportul între modulul de elasticitate al fibrelor și al matricei E_f/E_M , iar gradul de durificare al MCM ca fiind raportul între sollicitarea mecanică a fibrelor și a matricei σ_f/σ_M , se constată:

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_M} = \frac{E_f}{E_M} \cdot \frac{V_f}{V_M} \quad (\text{B.1.3.1.})$$

că proporționalitatea între aceste mărimi depinde de participarea volumică relativă a fibrelor și a matricei (V_f/V_M) în MCM. Relația (B.1.3.1.) poate fi interpretată ca exprimând faptul că fibrele din MCM vor fi cu atât mai solicitate cu cât modulul lor de elasticitate este mai ridicat, în raport cu cel al matricei și cu cât participarea volumică a fibrelor în MCM este mai mare [91].

Relația (B.1.3.1.) este reprezentată grafic sub forma diagramei Krock din figura B.5.

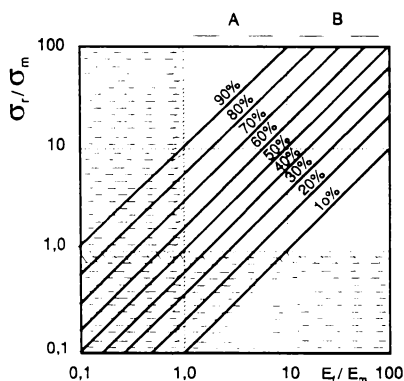


Figura B.5. Variația gradului de durificare în funcție de gradul de transfer al sarcinii pentru diferite valori ale procentului de participare volumică a fibrelor din MCM (diagrama Krock)

Examinarea diagramei din figura B.5. arată că:

- pentru realizarea unui grad de durificare propus, proporția necesară de fibre în MCM trebuie să fie cu atât mai mare cu cât gradul de

transfer al sarcinii este mai mic;

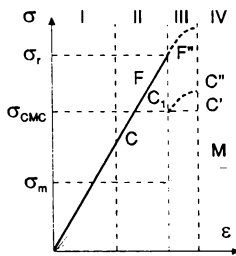
- asocierea de materiale cu un grad de durificare σ_f/σ_m și cu un grad de transfer al sarcinii E_f/E_m subunitar nu formează un MCM durificat.

În concluzie, numai materialele cu un raport al valorilor proprietăților mecanice, care le situează în afara zonelor punctate din diagrama Krock pot forma MCM durificate. Materialele situate în zona A pot forma MCM durificate, dar pretind o proporție mare de fibre în MCM; materialele din zona B pot realiza același grad de durificare utilizând proporții mai mici de fibre în MCM [91].

B.1.4. Proprietățile mecanice ale MCM durificate cu fibre

Conform relației (B.1.3.1.) gradul de durificare al MCM depinde de proprietățile mecanice ale celor două componente ale ansamblului - fibrele și matricea - precum și de participarea volumică V_f de fibre încorporate în MCM. Cunoscând aceste date, se poate deduce cu o anumită aproximație curba de tracțiune a unui MCM durificat cu fibre. În principiu această curbă (curba C în figura B.6.) cuprinde patru porțiuni: I - ce corespunde situației când atât fibrele cât și matricea se deformează elastic; II - ce corespunde cazului în care fibrele continuă să se deformeze elastic, dar matricea a început să se deformeze plastic; III - în care atât fibrele cât și matricea se deformează plastic; IV - în care se produce ruperea MCM provocată de ruperea fibrelor care antrenează curând și ruperea matricei. Toate cele patru porțiuni sunt prezente numai când ambele componente - fibre și matrice -

sunt ductile; când ambele componente sunt fragile este prezentă numai porțiunea IV pe curba de tracțiune a MCM [91].



Pentru precizarea proprietăților mecanice ale MCM, trebuie făcută distincție între: a) - MCM cu fibre continue; b) - MCM cu fibre discontinue.

Figura B.6. Curbele de tracțiune ale MCM:
M - pentru matrice; F - pentru fibre; C - pentru MCM

B.1.4.1. Proprietățile MCM cu fibre continue

În acest caz proprietățile MCM sunt calculabile ca o medie ponderată a proprietăților materialului fibrei și matricei, cu luarea în considerare a participării volumice de fibre V_f [91]. Astfel limita de rupere σ_{rMCM} și modulul de elasticitate longitudinal E_{MCM} al MCM sunt calculabile cu relațiile (B.1.4.1.) și (B.1.4.2.):

$$\sigma_{rMCM} = \sigma_f \cdot V_f + (1 - V_f) \sigma_m \quad (B.1.4.1.)$$

$$E_{MCM} = E_f V_f + (1 - V_f) E_m \quad (B.1.4.2.)$$

O observație importantă poate fi făcută comparând figura B.7. cu relația (B.1.4.1.). Limita de rupere σ_{rMCM} a MCM este determinată de limita de rupere σ_f a fibrelor, dar nu și de limita de rupere a matricei.

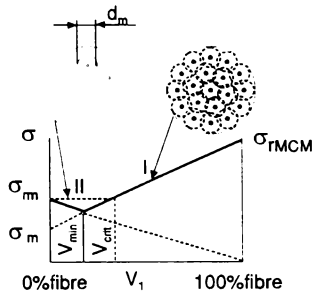


Figura B.7. Variația rezistenței MCM în funcție de participarea volumică a fibrelor

În expresia (B.1.4.1.) proprietățile matricei sunt reprezentate prin σ_m care reprezintă efortul suportat de matrice la o lungire egală cu lungirea la rupere a fibrelor. Distincția între aceste două mărimi caracteristice matricei (σ_m și $\sigma_{\sigma m}$) este pusă în evidență în figura B.7., în care este reprezentată variația liniară a limitei de rupere σ_{rMCM} a MCM, cu participarea volumică V_f a fibrelor.

Din examinarea figurii B.7. se constată că la valori mari ale participării în volum a fibrelor, relația (B.1.4.1.) nu mai este valabilă, căci prin extrapolare la $V_f = 0$ se ajunge la rezultatul absurd că $\sigma_{rMCM} = \sigma_m$. În realitate, la $V_f = 0$ matricea este lipsită de fibre și limita sa de rupere nu este σ_m ci $\sigma_{\sigma m}$. În regiunea cu conținut redus de fibre, comportarea mecanică

a MCM (observată experimental) este descrisă de dreapta II (trasată cu linie plină în stânga diagramei), dreaptă care indică o scădere a rezistenței de rupere σ_m a matricei provocată de introducerea fibrelor [91]. Această comportare se explică prin faptul că primele fibre introduse în MCM acționează ca niște goluri care reduc secțiunea eficace a matricei. Trebuie remarcat că la conținuturi mari de fibre în MCM, curba II nu-și mai păstrează valabilitatea (și ca atare a fost trasată punctat).

Într-adevăr extrapolarea curbei II la $V_f = 100\%$ conduce la rezultatul absurd că $\sigma_{rMCM} \rightarrow 0$. În concluzie, comportarea reală a MCM, observată experimental, corespunde porțiunilor de drepte I și II, trasate cu linie plină în figura B.7.; dreptele se intersectează în punctul de abscisă V_{min} .

La un conținut de fibre sub valoarea minimă V_{min} , prezența fibrelor micșorează rezistența matricei (fibrele acționând ca goluri); la un conținut de fibre superior valorii minime V_{min} , rezistența MCM crește cu creșterea proporției de participare volumică a fibrelor. Conținutul minim V_{min} de fibre necesar pentru ca rezistența MCM să înceapă să crească datorită fibrelor, corespunde momentului când încep să se suprapună câmpurile de tensiuni ale fibrelor individuale, câmpuri care sunt active pe o distanță egală cu diametrul d_m de influență a fibrei. Suprapunerea câmpurilor de tensiuni ale fibrelor produce transferul excesului de sarcină, de la matricea care se deformează plastic la fibre. Totuși, este important de remarcat, în diagrama din figura B.7., că deși transferul de sarcină, de la matrice la fibre, începe să se producă la V_{min} , efectul de durificare propriu-zis începe să se manifeste numai peste V_{crit} . La un conținut de fibre V , situat între V_{min} și V_{crit} ($V_{min} < V < V_{crit}$) transferul de sarcină acționează, dar rezistența la rupere σ_{rMCM} a MCM nu a depășit încă rezistența la rupere σ_m a matricei; abia peste V_{crit} fibrele durifică matricea ($\sigma_{rMCM} > \sigma_m$). Punând condiția $\sigma_{rMCM} = \sigma_m$ la V_{crit} , se poate calcula din relația (B.1.4.1.) valoarea critică a participării volumice a fibrelor:

$$V_{crit} = \frac{\sigma_{rm} - \sigma_m}{\sigma_f - \sigma_m} \cong \frac{\sigma_{rm}}{\sigma_f} \quad (B.1.4.3.)$$

V_{min} necesară pentru a se efectua transferul de sarcină, poate fi calculată din condiția ca sarcina suportată de MCM să fie mai mare ca sarcina suportată de matricea cu secțiune redusă (din care s-a scăzut secțiunea fibrelor, considerate drept goluri):

$$\sigma_c > \sigma_f \cdot V_{min} + (1 - V_{min})\sigma_m > \sigma_{rm}(1 - V_{min}) \quad (B.1.4.4.)$$

de unde:

$$V_{min} = \frac{\sigma_{rm} - \sigma_m}{\sigma_f + \sigma_{rm} - \sigma_m} \quad (B.1.4.5.)$$

În figura B.8. este prezentată hașurat regiunea în care se poate situa curba de tracțiune a unui MCM real. Această curbă va fi cu atât apropiată de cea corespunzătoare fibrelor cu cât participarea volumică a acestora este mai mare [91].

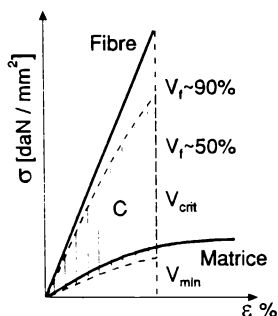


Figura B.8. Curba de tracțiune a MCM în funcție de participarea volumică a fibrelor

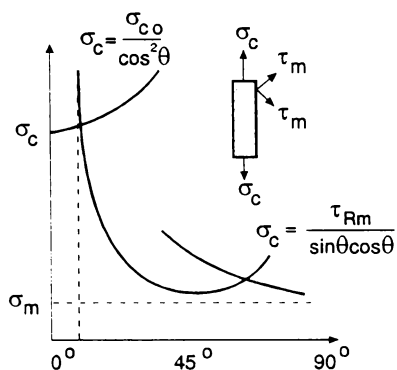
B.1.4.2. Proprietățile MCM cu fibre discontinue

Și în acest caz proprietățile MCM sunt calculabile din proprietățile mecanice ale matricei și ale fibrelor, cu o relație analogă ecuației (B.1.4.1.). Deosebirea față de MCM cu fibre continue constă în faptul că fibrele discontinue nefiind sollicitate la extremități, tensiunea lor se exprimă prin valoarea medie σ_m .

Expresia limitei de rupere a MCM-ului cu fibre discontinue este (B.1.4.6.):

$$\sigma_{rMCM} = \sigma_f \left(1 - \frac{l_c}{L}\right) V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad (B.1.4.6.)$$

Relațiile (B.1.4.1.) și (B.1.4.6.) pot fi utilizate fie pentru aprecierea proprietăților mecanice ale unui MCM căruia i se cunoaște proporția și proprietățile componentelor fibre-matrice, fie pentru a stabili proporția V_f de fibre necesară pentru a obține un MCM cu o rezistență dorită.



În figura B.9. este prezentată curba de tracțiune a MCM în funcție de unghiul de orientare al fibrelor, în figura B.10. comportarea MCM la diferite temperaturi, iar în figura B.11. este dată comparativ curba de tracțiune la 1100°C a unui MCM în raport cu cea a propriei matrice [91].

Figura B.9. Curba de tracțiune a MCM în funcție de unghiul de orientare al fibrelor

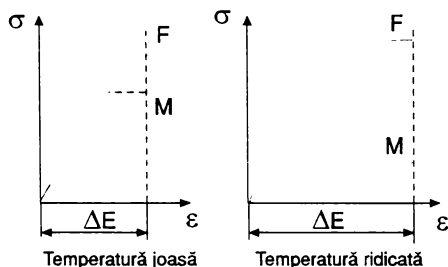


Figura B.10. Comportarea la tracțiune la temperaturi diferite a unui MCM cu matrice mai puțin refractară ca fibrele

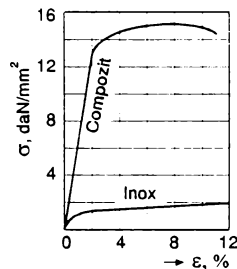


Figura B.11. Comparație între rezistența la rupere la 1100°C a unui MCM cu 50% volum fibre de wolfram și a matricei sale din oțel inoxidabil

B.1.5. Fenomene la interfața fibră - matrice

B.1.5.1. Fenomenul de difuzie în MCM

La interfața fibră-matrice se produc puternici gradienti de concentrație, iar pe de altă parte această zonă imperfectă din punct de vedere structural, este o cale de difuzie ușoară, echivalentă cu cea din cazul limitelor grăunților într-un policristal [31], [67], [88]. De aici rezultă faptul că este foarte important să se cunoască legile care guvernează acest fenomen:

a) din punct de vedere matematic, se poate calcula coeficientul de difuzie D pornind de la experimentări și deci se poate prevedea comportarea unui sistem dat;

b) din punct de vedere structural se poate explica mecanismul elementar ce stă la baza fenomenului de difuzie.

Descrierea macroscopică a difuziei ia în considerare factorii termodinamici responsabili: gradientii de temperatură (T), gradientii de concentrație chimică (C), potențiale electrice (V) etc.

Ecuatiile lui FICK [31] arată că în cazul simplu al sistemelor cu doi constituenți și pentru care singurii gradienti sunt cei de concentrație, fluxul de material are forma:

$$J = -D\nabla C \quad (\text{B.1.5.1.})$$

unde D = coeficientul de proporționalitate între J și ∇C și se numește coeficientul de difuzie. În metale D este de ordinul $10^{-7} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$ în stare solidă, apropiată de punctul de topire și de ordinul $10^{-5} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$ în stare lichidă.

(B.1.5.1.) reprezintă legea I-a a lui FICK.

Cu ajutorul ecuației de continuitate $\delta C/\delta t = -\text{div } J - \sigma$; se poate scrie în absența reacțiilor chimice ($\sigma = 0$)

$$\frac{\delta C}{\delta t} = \text{div}(D \nabla C) \quad (\text{B.1.5.2.})$$

care este legea a II-a a lui FICK.

Dacă D este independent de coordonatele de spațiu:

$$\frac{\delta C}{\delta t} = D \nabla C \quad (\text{B.1.5.3.})$$

Dacă în plus, față de gradientul de concentrație există un câmp exterior, de exemplu un câmp electric, termic sau de deformare, fluxul de material ia forma:

$$J = -D \nabla C + \langle v \rangle C \quad (\text{B.1.5.4.})$$

unde: $\langle v \rangle$ este o viteză medie determinată de câmpul exterior.

Ecuția (B.1.5.4.) este legea lui FICK generalizată [31].

În anumite cazuri, de exemplu solidificarea, în care fluxurile sunt exprimate în raport cu interfața solid-lichid, fenomenele de difuzie trebuie să fie descrise într-un sistem de referință atașat acestei interfețe. Se presupune că originea sistemului de referință în mișcare are o viteză v paralelă cu axa Oz (figura B.12.).

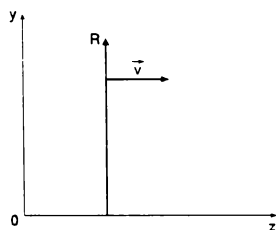


Figura B.12. Sistem de referință pentru studiul fenomenului de difuzie fibră-matrice

Componentele fluxului vor fi:

$$J_x = -D \frac{\delta C}{\delta x} \quad J_y = -D \frac{\delta C}{\delta y} \quad J_z = -D \frac{\delta C}{\delta z} - v C$$

de unde, ecuația de conservare

$$\frac{\delta C}{\delta t} = D \nabla C + v \frac{\delta C}{\delta z} \quad (\text{B.1.5.5.})$$

La interfață, fluxul la stânga (în solid) și la dreapta (în lichid) trebuie să fie egale figura B.13. (condiția de conservare), deci:

$$D_L \frac{\delta C_L}{\delta z} - D_S \frac{\delta C_S}{\delta z} = -v[C_L - C_S] \quad (\text{B.1.5.6.})$$

unde indicele L se referă la lichid și S la solid.

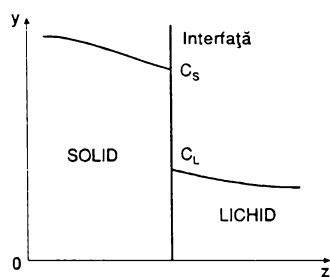


Figura B.13. Condiția de conservare în cazul studierii fenomenului de difuzie

Literatura de specialitate [31], [67] subliniază faptul că prin difuzie proprietățile MCM se modifică. Se apreciază că este de așteptat o îmbunătățire a proprietăților dacă prin formarea stratului de difuzie se obține un transfer mai bun al sarcinii sau prin transformare transformare completă se obține un material stabil în domeniul de temperatură considerat. Prin difuzie progresivă avantajul întăririi legăturii poate fi anulat datorită scăderii rezistenței la forfecare ca urmare a formării unei faze fragile. În cazul MCM din aluminiu, armat cu fibre de oțel s-a constatat că se obține un maxim de rezistență al MCM pe măsura creșterii stratului format prin difuzie.

În general forțele de legătură fibră-matrice cresc, iar rezistența fibrelor scade odată cu intensificarea modificărilor chimice. Se caută punctul în care forțele adeziune se transformă în forțe de coeziune, punct în care se obține rezistența maximă a MCM.

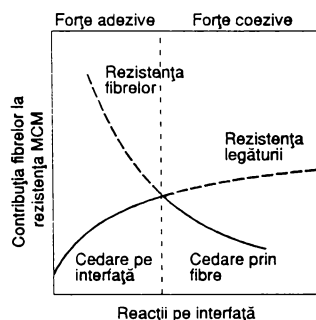


Figura B.14. Influența fibrelor asupra rezistenței MCM datorită proceselor la interfața fibră-matrice

B.1.5.2. Fenomenele de întindere și umectare

O metodă de determinare a diferitelor tensiuni de interacțiune, care apar în cazul picăturii pe suport solid, în atmosferă gazoasă este prezentată în [79].

Se notează tensiunile superficiale interfaze:

σ_{sl} solid-lichid [N/m]

σ_{sv} solid-vapori (gaz) [N/m]

σ_{lv} lichid-vapori [N/m]

Cazurile ideale posibile sunt:

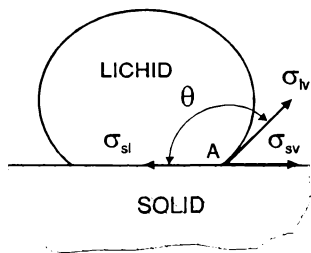
$\theta = 0^\circ$ când lichidul se împrăștie pe suprafață

$\theta = 180^\circ$ lipsă completă de umectare

$\theta < 90^\circ$ adecvat pentru o bună umectare

$\theta > 90^\circ$ practic suficient pentru a cauza lipsa umectării.

Condiția de echilibru proiectată pe orizontală:



$$\sigma_{sv} = \sigma_{sl} + \sigma_{lv} \cos \theta \quad (\text{B.1.5.7.})$$

de unde:

$$\theta = \arccos \frac{\sigma_{sv} - \sigma_{sl}}{\sigma_{lv}} \quad (\text{B.1.5.8.})$$

pentru $\theta < 90^\circ$ $\sigma_{sv} - \sigma_{sl} > 0$.

Figura B.15. Amplasarea picăturii pe suport solid

Întrucât σ_{sv} este dificil de măsurat, el se evaluează experimental sau prin comparație cu valori cunoscute.

Aderența unui solid la un lichid se apreciază prin:

$$\alpha_{sl} = \sigma_{sv} + \sigma_{lv} - \sigma_{sl} \quad (\text{B.1.5.9.})$$

unde α_{sl} [Nm] reprezintă lucrul mecanic efectuat pentru a genera o unitate de suprafață de separație lichid-solid, din care se scade energia absorbită de interfața însăși.

Pentru interfețe stabile solid-lichid sunt caracteristice valori foarte mari ale α_{sl} . În momentul în care suprafața de separație s-a răcit și se ajunge la o stare solid-solid, echilibrul se modifică, apare o tensiune termică la interfață și deci:

$$\alpha_{ss} = \sigma_{sv} + \sigma_{lv} - \sigma_{sl} - f(\Delta\alpha) \quad (\text{B.1.5.10.})$$

α_{ss} fiind lucrul mecanic de aderență la interfață, iar $f(\Delta\alpha)$ este un termen funcție de diferența între coeficienții de dilatare termică ai matricei și fibrei.

Din (B.1.5.7.) și (B.1.5.9) rezultă:

$$\alpha_{sl} = \sigma_{lv} (1 + \cos\theta) \quad (\text{B.1.5.11.})$$

$$\text{pentru } \theta < 0^\circ \Rightarrow \alpha_{sl} > 2\sigma_{lv} \quad (\text{B.1.5.12.})$$

Înlocuind σ_{so} cu σ_{sv} în ecuația (B.1.5.7.) se obține:

$$\sigma_{so} = \sigma_{sl} + \sigma_{lv} \cos \theta + \beta_{so} \quad (\text{B.1.5.13.})$$

β_{so} fiind tensiunea la echilibru între vapori și suprafața solidului

$$\beta_{so} = \sigma_{so} - \sigma_{sv} \quad (\text{B.1.5.14.})$$

fiind dependentă de concentrația vaporilor la suprafața de separație și de presiunea acestora.

Întrucât energia superficială a fibrelor este mai mică decât energia superficială a fazei lichide a matricei, rezultă că $\sigma_{sv} - \sigma_{sl}$ are valori foarte mici, diferența fiind determinantă pentru umectare.

Umectarea se poate îmbunătăți prin:

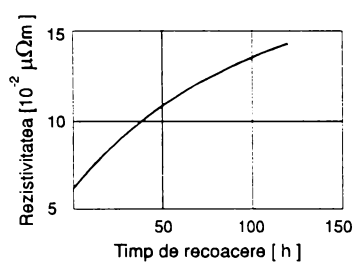
- creșterea tensiunii superficiale σ_{sv} ;
- scăderea tensiunii superficiale σ_{sl} ;
- scăderea tensiunii superficiale σ_{lv} .

Aceasta se poate realiza prin:

- a. acoperiri metalice, care conduc la creșterea σ_{sv}
- b. adaosuri în topitură, care reduc tensiunea superficială a lichidului (σ_{lv} și σ_{sl} scad) și determină reacții chimice la interfața solid-lichid și anume:
 - b.1. elementele cu tensiune superficială scăzută dispar la interfețe și deci rezultă că σ_{sl} scade;
 - b.2. reacțiile cu elemente dispersate conduc la scăderea lui σ_{sl} și obținerea de compuși stabili.
- c. tratamentul termic superficial al fibrelor care scade energia liberă și deci determină scăderea unghiului θ .
- d. utilizarea de ultrasunete în scopul amestecării și uniformizării materialului matricei
- e. tratamentul termic în vid
- f. utilizarea CIF pentru uniformizarea structurii matricei.

B.1.6. Proprietăți electrice ale MCM

La obținerea unor MCM, anumite proprietăți fizice și în primul rând conductivitatea electrică se înrăutățește simțitor. Acest aspect apare, de exemplu, la MCM având matricea din cupru și fibrele din aliaje de nichel.



Conductivitatea electrică scade prin folosirea acestui MCM la temperaturi ridicate, cu atât mai mult cu cât participarea volumică a fibrelor este mai mare. Prin acoperirea fibrelor cu bariere de difuzie se poate limita formarea de aliaje între matrice și fibre (figura B.16.) și conductivitatea scade.

Figura B.16. Relația dintre rezistivitatea electrică și timpul de recoacere

B.2. Materiale pentru matrice metalice

În calitate de matrice pentru MCM destinate construcțiilor metalice se folosesc cu precădere aluminiul, titanul, aliajele pe baza acestor metale și aliajele magneziului.

B.2.1. Matrice din aliaje de aluminiu

Aceste materiale au în condiții normale un spectru larg de caracteristici de rezistență (rezistența la rupere prin separare este cuprinsă în intervalul 60-80...700-750 MPa), prezintă o densitate redusă, plasticitate ridicată, fragilitate datorată peliculelor de oxizi. posibilități largi de prelucrare mecanică, sudabilitate ridicată, rezistență înaltă la coroziune. Se folosesc ca matrice aluminiul tehnic sau aliaje ca: AMn, AMg2, AMg6, AD33, AB, 1201, D20, D16, E95 ș.a.m.d.

La temperatura camerei aluminiul și aliajele pe bază de aluminiu se caracterizează printr-un modul de elasticitate longitudinal $E = (68-72,5)$ GPa, modul de elasticitate transversal $G = (26,5-27)$ GPa, coeficientul lui Poisson $\mu_p = 0,32-0,33$. Rezistența la deformare la temperaturile de prelucrare la cald a aluminiului și aliajelor sale în condițiile deformării statice este de 8-25 MPa, gradele de deformare admise fiind de 80-95%. Pentru aliajele de aluminiu acești parametri sunt de 55-100 MPa, respectiv de 60-80%. În condiții dinamice de deformare, rezistența la deformare a acestor materiale crește de 1.5 - 3 ori, iar gradele de deformare admisibile se micșorează până la 10-20%.

În practica de obținere a MCM pe bază de aluminiu sunt larg aplicate metodele combinării preliminare a componentelor, de exemplu topirea cu plasmă a materialului matricei care modifică corespunzător structura și proprietățile sale. În acest caz matricea se formează ca rezultat al mișcării cu viteză mare a particulelor fin topite, a lovirii lor de suprafața pe care are loc încălzirea și cristalizarea cu viteză ridicată. De aceea, în condițiile arătate, matricea se formează sub forma unor concentrări de particule de tipul unor lamele subțiri cu grosime de 2-10 μm pe granițele (limitele) cărora se află particule de oxizi plasate compact sau discret (cele mai mici incluziuni de oxizi separate se află în interiorul lamelor, conținutul lor depinzând de atmosfera în care are loc încălzirea).

În afară de aceasta, după încălzirea cu plasmă, conținutul de elemente de aliere și de impurități, se modifică. Pe ansamblu factorii menționați modifică corespunzător atât structura cât și caracteristicile mecanice ale matricelor din aluminiu (tabel B.2.)

Tabelul B.2.

Material	Starea	σ_m (MPa)	$\sigma_{p0,2}$ (MPa)	A (%)
AD1	După topire cu protecție locală cu argon și recoacere	60-120	35-50	25
AMg5	După topire cu protecție locală cu argon	180-250	80-100	4-8
AMg 61	După topire	360	200	3-4
	După topire și recoacere	270-280	150	15

Prezența în matricele topite cu plasmă ale incluziunilor dispersate de oxizi și ale peliculelor de oxizi la limitele particulelor, impune o deplasare spre domeniul de temperaturi și presiuni înalte, pentru realizarea unor legături rezistente a componentelor

MCM. Parametrii optimi ai deformării matricelor pe bază de aluminiu topite cu plasmă se prezintă în tabelul B.3.

Tabelul B.3.

Material	t_D (°C)	p (MPa)	ε (%)
AD1	550	40-45	60
	480-520	65-75	50-55
AMg6	500-520	90-150	50-55
Notă: t_D = temperatura de deformare; p = presiunea; ε = gradul de deformare			

B.2.2. Matrice din aliaje de titan și magneziu

Matricele din titan și magneziu prezintă un șir de calități suplimentare (matricele din magneziu asigură o densitate mică, cele de titan păstrează caracteristici de rezistență ridicate la temperaturi înalte) deși din punctul de vedere al posibilităților tehnologice ele cedează sensibil în fața matricelor de aluminiu.

Tabelul B.4.

Materialul	e (sec ⁻¹)	σ_{sp} (MPa)	t_D (°C)
BT1-0	$1,2 \times 10^{-4}$	12-15	940
OT4-1	$3 \times 10^{-5} - 5 \times 10^{-4}$	11-15	1010
BT6C	$(6-8) \times 10^{-4}$	11-15	900
BT3-1	$1,5 \times 10^{-3}$	4-6	920
BT14	$3 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-4}$	11-15	850-875
Notă: e = viteza de deformație; σ_{sp} = tensiunea curgere superplastică			

Aliajele magneziului folosite ca matrice sunt: MA2-1, MA5, MA8 etc. Caracteristicile mecanice de baza ale acestor aliaje sunt următoarele: $R_m = 250-310$ MPa; $E = 37-43$ MPa; $A = 8-15\%$. Matricele din titan asigură posibilități tehnologice corespunzătoare la deformare la cald, o sudabilitate bună, capacitate de a păstra timp îndelungat caracteristici ridicate de

rezistență ($\sigma_r = 360-1050$ MPa) la temperaturi ridicate (300-450°C). Însă aceste materiale, chiar la temperaturi tehnologice ridicate, își mențin o rezistență mare la deformare și de aceea la obținerea MCM cu fibre fragile este oportun să se aplice regimuri de deformare superplastică (tabelul B.4.).

B.3. Clasificarea proceselor de obținere și de prelucrare a MCM

Clasificarea cea mai generală a proceselor de obținere și prelucrare a MCM se prezintă în fig. B.17.

Procesele ce consideră fazele gazoase și lichide se utilizează în principal pentru producerea acoperirilor tehnologice pe materiale fibroase. Pentru obținerea de MCM cea mai mare utilizare o au procesele în fază solidă. În fig. B.18. se prezintă sintetizat tipurile de procese utilizate pentru obținerea și prelucrarea MCM.

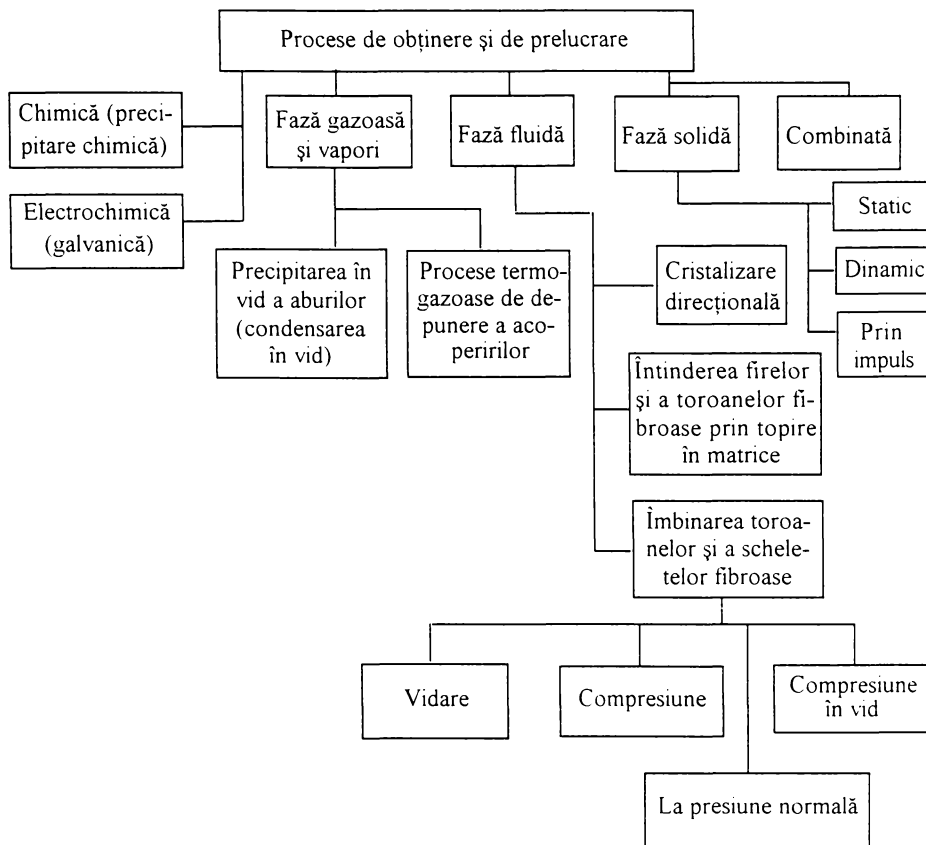


Fig. B.17. Clasificarea generală a proceselor de obținere și de prelucrare a MCM

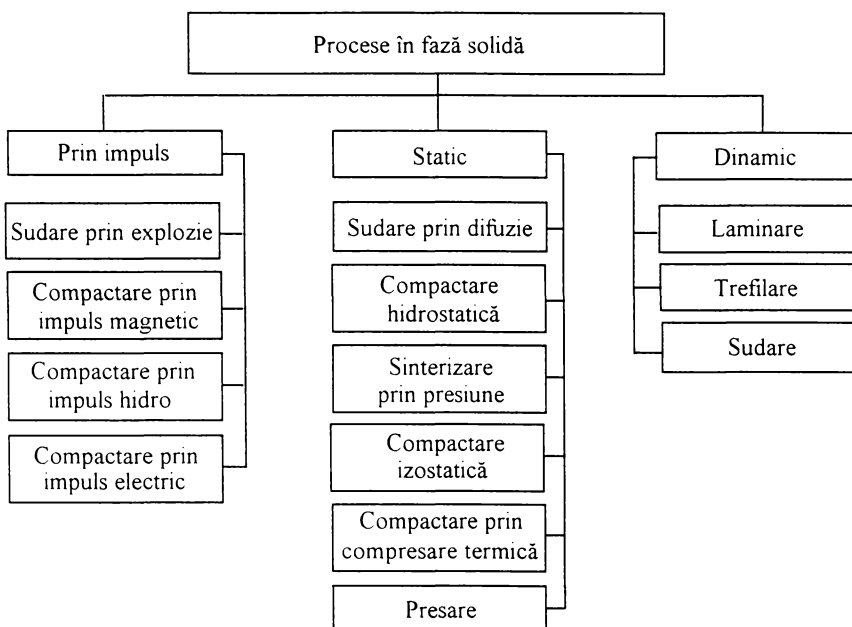


Fig. B.18. Clasificarea proceselor de obținere și de prelucrare a MCM în fază solidă

B.4. Tehnici de elaborare a MCM

Problema elaborării MCM cuprinde 2 aspecte:

- elaborarea inserțiilor;
- elaborarea matricei (proces echivalent cu introducerea inserțiilor în matrice).

B.4.1. Elaborarea inserțiilor pentru MCM

Producerea de sârme metalice destinate MCM se poate realiza prin trei tipuri de tehnologii:

- formarea din fază solidă;
- metode chimice;
- formarea din fază lichidă.

a. Primei categorii de metode îi corespunde tragerea prin duze, mijloc de realizare a majorității sârmelor subțiri. Metalele ductile se pot trage satisfăcător prin filiere din metale dure sau diamant până la un diametru $\phi = 20 \mu\text{m}$ [90], [91], [275], [276].

La metoda Wollaston sârmele formate se acoperă cu un înveliș metallic care se dizolvă chimic după tragere. În acest mod se pot obține sârme cu diametrul de până la $\phi = 0,5 \mu\text{m}$ (figura B.19.).

O variantă modernă a metodei Wollaston a fost dezvoltată de firma Brunswick Corp. (SUA) pentru obținerea simultană a mai multor sârme. Se formează un mănunchi de fire acoperit cu un înveliș metallic, acestea fiind despărțite una de alta printr-un lubrifianț. După formare învelișul se dizolvă chimic, iar sârmele sunt astfel eliberate. Această metodă permite obținerea de diametre $\phi = 5...20 \mu\text{m}$.

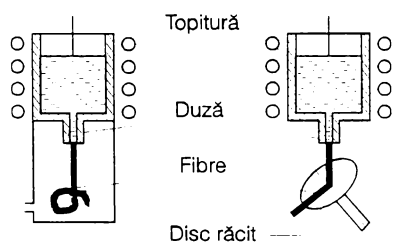


Figura B.19. Elaborare fibre în stare solidă

La metodele enumerate mai sus este necesar ca metalul format să prezinte o ductilitate corespunzătoare. În multe cazuri sunt însă necesare pentru armare, fibre care nu se pot prelucra prin metode convenționale de tragere. În aceste cazuri se impune utilizarea de metode speciale.

b. Sârme subțiri din materiale fragile se pot obține prin metode electrochimice. Întrucât pierderile de material la depunerea electrochimică sunt demne de luat în considerare, se pune sub semnul întrebării eficiența economică a metodei.

c. La formarea din stare lichidă (metoda lui Tamman și Moritz), topitura este trecută la presiune ridicată printr-o duză cu un diametru interior de câțiva micrometri. Jetul subțire de topitură se solidifică sub forma unei fibre subțiri. Prin această metodă se pot obține micro-sârme din metale fragile sau greu deformabile. Metalul ieșit prin duză este expulzat prin intermediul unui tambur din oțel (figura B.20.).

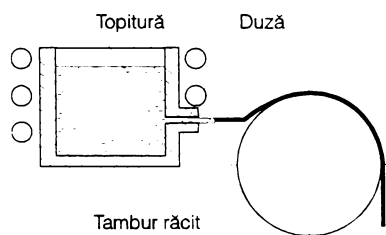


Figura B.20. Formare fibre din topituri

Fibre de dimensiuni chiar submicronice se obțin prin așa numita metodă Taylor, metalul respectiv aflat într-un tub subțire de sticlă fiind încălzit până la topire de către o flacără de gaz. Sticla se înmoaie și ea astfel încât se poate trage realizându-se un orificiu interior al tubului foarte subțire. Metalul aflat în tubul de sticlă urmează și el același proces de deformare și se solidifică în tub formând o fibră foarte fină (figura B.21.). Se folosește în acest caz faptul că metalul și sticla prezintă o dependență a vâscozității cu temperatura diferită. Elaborarea continuă a

fibrelor se realizează prin metoda Taylor și este dezvoltată de Institutul Batelle din Frankfurt. Prin aceasta se pot realiza fibre foarte subțiri din materiale greu deformabile, ca de exemplu platină, iridiu, oțeluri crom-nichel, aliaje fier-siliciu ș.a.m.d. De asemenea se

pot deforma materiale fragile precum siliciu, compușii având legături intermetalice și altele care nu se pot prelucra prin metode convenționale. Îndepărtarea învelișului de sticlă se face chimic sau mecanic prin spargere între valțuri, mai recent aplicându-se și tratamentul cu ultrasunete.

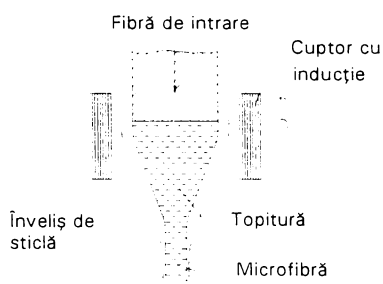


Figura B.21. Elaborare fibre prin metoda Taylor

În multe aplicații, cele mai multe dintre fibrele metalice nu sunt proprii utilizării datorită rezistenței scăzute la temperaturi ridicate și rezistenței la oxidare insuficiente. Pentru MCM destinate temperaturilor înalte se folosesc fibre de proveniență ceramică.

Cele mai cunoscute astfel de fibre sunt cele de bor [24], [181], [268], [316]. Ele se obțin ca urmare a descompunerii clorurii de bor într-o atmosferă de hidrogen. Ca substrat se folosește o sârmă de wolfram cu diametrul de aproximativ $\phi = 10 \mu\text{m}$ încălzită prin rezistență electrică până

la 1100°C. La suprafața fibrei are loc următoarea reacție:



viteza de depunere situându-se la valori de 2 - 3 m/sec. pentru temperatura de 1100°. Prin această metodă chimică de depunere din stare de vapori se realizează depuneri de bor de aproximativ 40 μm . Suprafața fibrei de bor prezintă aspectul caracteristic cunoscut sub numele de "știulete de porumb". Fibrele de bor cu miez de wolfram au modulul de elasticitate și rezistența mecanică relativ mici. Din acest motiv fibrele se realizează pe un substrat de grafit, obținându-se valori mai bune ale rezistenței și modulului de elasticitate. În plus realizarea lor prin această metodă este mai economică.

Depunerea borului poate fi făcută și pe fibre de cuarț care au fost în prealabil acoperite prin încălzire rezistivă cu un strat subțire de carbon.

Rezistența mecanică medie a fibrelor de bor se situează în jurul valorii de 300 daN/mm^2 , reducându-se mult la încălzirea în aer. O comportare mult mai bună la încălzire, în ceea ce privește rezistența mecanică și rezistența la oxidare, o au fibrele din carbură de siliciu, produse de asemenea prin depunere în stare de vapori.

Calități deosebite dovedesc așa numitele fibre "BORSIC" la care se împletesc avantajele fibrelor de bor și a celor de carbură de siliciu. Pentru obținerea acestor fibre se acoperă fibrele de bor cu un strat de carbură de siliciu de 2-3 μm , care asigură o bună rezistență la oxidare și împiedică posibilele reacții ale fibrei cu matricea (de exemplu cu aluminiul).

Actualmente, este posibilă realizarea pe scară largă a fibrelor de carbon prin piroliza unor materiale organice ca de exemplu **Reylon**, **Polyacrylnitril (PAN)** și printr-o carburare finală. Realizarea fibrelor de carbon pornind de la Reylon se face succesiv prin

deshidratarea celulozei și descompunerea ei termică, urmată de un tratament termic la temperatură înaltă și de o subțiere simultană. Fibrele astfel obținute au o rezistență mecanică de până la 300 daN/mm^2 și un modul de elasticitate $E = 24000 - 29000 \text{ daN/mm}^2$. Actualmente au fost realizate fibre de natură organică (PRD 49), care la o densitate de $1,45 \text{ g/cm}^3$ realizează o rezistență mecanică de până la $280 - 350 \text{ daN/mm}^2$.

B.4.2. Metode directe de elaborare a MCM armate cu fibre

Metodele de elaborare a MCM se bazează în principal pe turnarea sau turnarea sub presiune a unei topituri formată din materialul de matrice [6], [19], [327], într-o formă unde se află așezate/ fixate fibrele de armare. Prin infiltrare de topitură, fie prin creșterea unor presiuni scăzute fie prin suprapresiune, se pot realiza piese de formă complicată sau organe de mașini cu caracteristici mecanice superioare celor din materialele tradiționale (figura B.22).

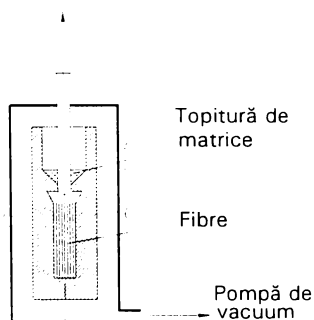
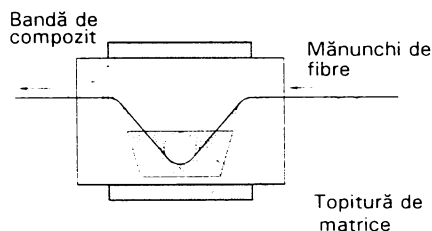


Figura B.22. Elaborare MCM prin turnare directă

Pentru îmbunătățirea coeziunii dintre fibre și matrice se folosesc în multe cazuri pelicule speciale. Astfel la turnarea continuă a MCM aluminiu - grafit, fibrele acoperite cu o peliculă de argint sau nichel sunt trecute orizontal sub atmosferă protectoare printr-o topitură de aluminiu. Imediat după ieșirea din baia de topitură, mănunchiul de fibre trece printre două valțuri, excesul de topitură fiind astfel îndepărtat. Proporția de

matrice, respectiv grosimea de strat depusă, depinde de temperatura băii și de viteza de tragere.



Prin aceasta metodă se pot obține benzi și table întărite, care sunt ulterior prelucrate, de exemplu prin presare la rece sau la cald, pentru obținerea de structuri de dimensiuni mari (figura B.23.).

Figura B.23. Elaborarea MCM prin tragere continuă pe orizontală

Printr-o metodă ușor modificată, mănunchiul de fibre este trecut pe direcție verticală prin topitură metalică. Pe podeaua creuzetului ce conține topitura se află o deschizătură îngustă, răcită cu apă, prin care este trecut mănunchiul de fibre. Deschizătura are profilul și dimensiunile piesei ce se urmărește a se realiza. Temperatura topiturii trebuie astfel aleasă încât la trecerea prin matriță materialul de matrice aflat în surplus să fie îndepărtat și în același timp, la ieșirea din matriță, să fie realizată solidificarea completă (figura B.24.).

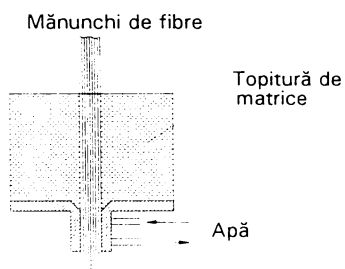


Figura B.24. Elaborarea MCM prin tragere continuă pe verticală

Pentru a evita reacții nedorite între fibre și matrice, fibrele sunt în prealabil impregnate cu material de matrice (prin sinterizare). La această metodă trebuie avut în vedere că fazele fragile sau eventualele whiskersuri vor fi farâmițate într-o măsură destul de importantă [90], [91], [246], [295].

La realizarea MCM care utilizează fibre discontinue se pot utiliza și procedee convenționale folosite la elaborarea semifabricatelor. Astfel, se pot produce prin metode specifice metalurgiei pulberilor blocuri de MCM conținând fibre scurte distribuite dezordonat. Aceste fibre se ordonează după direcția de deformare în cazul în care blocul de MCM este presat sau trecut prin valțuri (figura B.25.).

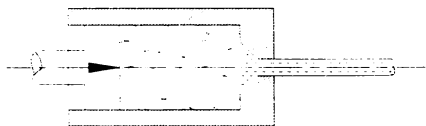


Figura B.25. Elaborare MCM din pulberi

Producerea benzilor întărite cu un singur strat de fibre, se poate realiza prin metoda laminării (figura B.26.). Fibrele sunt conduse continuu între două folii din materialul matricei și trecute printre valțuri, fiind astfel fixate în urma deformării plastice a matricei. Imediat după deformare între fibre și folie se formează legături fie prin trecerea printre niște valțuri calde, fie printr-o scurtă topire locală realizată cu fascicul laser sau fascicul de electroni.

Pentru asigurarea fixării între fibre și matrice se folosește o metodă asemănătoare, prin care o folie de material de matrice este prevăzută cu șanțuri ca urmare a trecerii prin valțuri profilate. În aceste șanțuri se așează fibrele. După așezarea unei noi folii din material de matrice, ansamblul se laminează prin una sau mai multe perechi de valțuri (figura B.27.) [138], [241].

Firma General Electric realizează asemenea șanțuri pe folii de tablă, printr-o tehnică fotografică și un atac chimic ulterior. După așezarea fibrelor se presează mai multe table, care apoi se îmbină în vid prin sudare prin difuzie. Prin această metodă s-au realizat cupe de

turbină din aluminiu armate cu fibre de bor [228], [337] de calitate superioară celor obținute prin alte procedee.

Benzi uni- sau multistratificate, corpuri de revoluție goale ș.a. se pot obține prin pulverizare termică. Comune pentru aceste metode sunt topirea și pulverizarea, respectiv expulzarea materialului, furnizat sub formă de pulbere sau sârmă, prin utilaje cu o construcție corespunzătoare.

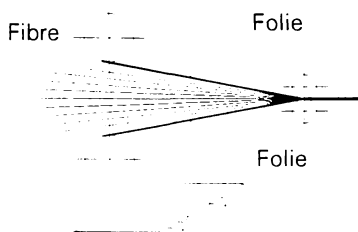


Figura B.26. Producerea benzilor MCM prin laminare

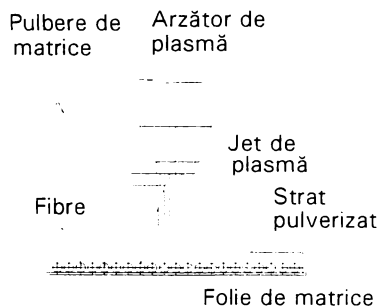


Figura B.27. Elaborare MCM prin utilizarea de valțuri profilate

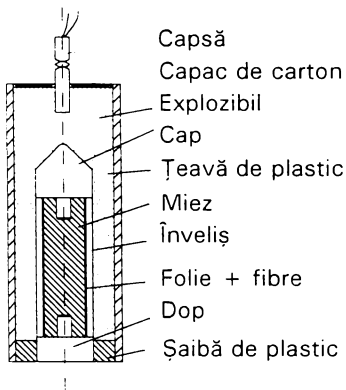


Figura B.28. Elaborare MCM prin pulverizare prin explozie

Pulverizarea cu plasmă permite prelucrarea tuturor metalelor sau a nemetalelor greu fuzibile, cum sunt anumiți oxizi, nitruri, carburi etc. Metoda constă în deplasarea gazului de lucru (azotul sau argonul cu un mic adaos de hidrogen) în cadrul generatorului de plasmă, între catodul de wolfram și un anod de cupru bine răcit (întrucât acesta se încălzește puternic datorită arcului electric). Materialul de matrice, în general sub formă de pulbere, este suflat în jetul de plasmă și, datorită expansiunii termice foarte puternice, accelerat sub forma unui curent de mare viteză [12], [90], [91], [117], [136], [146], [182], [260], [261], [291].

În cazul pulverizării prin explozie (figura B.28), materialul matricei, aflat de asemenea sub formă de pulbere, este accelerat la viteze deosebit de mari, ca urmare a exploziei unui amestec acetilenă-oxigen într-un tub. Particulele se încălzesc în tub doar până în preajma temperaturii de topire, energia lor cinetică fiind așa de mare încât caldura

necesară topirii se dezvoltă în momentul ciocnirii cu suprafața ce se urmărește a se acoperi [77], [131].

Realizarea din materiale MCM a pieselor având forme de revoluție este posibilă prin pulverizarea după principiul înfășurării fibrelor. O folie din material de matrice se așază pe un tambur după care se înfășoară fibrele, în final intervine acoperirea prin pulverizare termică. În unele cazuri apare defectul numit "umbrire" a fibrelor, prin care partea opusă a fibrelor înfășurate prezintă pori și goluri. Conținutul de fibre poate fi cuprins în limite foarte largi în funcție atât de modul și viteza de înfășurare a fibrelor, cât și de modul de pulverizare termică a matricei.

Principiul metodei de înfășurare se poate aplica și în cazul depunerii galvanice pe fibre. Pe un tambur se depune un strat suport din material de matrice (de exemplu cupru sau nichel). Apoi, în afara băii se face înfășurarea fibrelor, iar în final se depune din nou material de matrice până când fibrele sunt complet acoperite. Dacă se dorește obținerea de MCM multistrat, atunci se continuă înfășurarea de fibre ș.a.m.d. Foarte avantajoasă este înglobarea în acest fel a fibrelor din materiale neconductibile electric, în acest caz matricea crescând doar pe substratul inferior și acoperind perfect și complet fibrele.

Asemănător cu înglobarea galvanică a fibrelor, la înglobarea prin explozie a fibrelor în materialul matricei, nu este necesar aport termic, astfel că se pot obține orice combinații fibră-matrice. Materialul matricei trebuie însă să prezinte, o minimă ductilitate. Fibrele ce urmează a se îngloba se orientează între două folii de material de matrice, fixarea făcându-se prin lipire sau sudare. În momentul exploziei cele două folii se apropie cu mare viteză. Această viteză ridicată de coliziune este necesară pentru a se realiza un proces de sudare la rece. Presiunea realizată la detonație produce curgerea materialului, rezultând o acoperire practic lipsită de pori a fibrelor.

Aplicarea sudării prin explozie și-a dovedit eficiența mai ales la piesele cu goluri în interior. Astfel se înfășoară succesiv, odată sau de mai multe ori, fibre prinse între două folii de material de matrice. Țeava astfel pregătită se fixează într-un tub de material plastic, spațiul rămas liber umplându-se cu explozibilul ce va fi detonat. Asemănător se pot realiza și piese care nu sunt simetrice, ca de exemplu palete de turbină.

Pentru acoperirea fibrelor singulare se pot utiliza principial aceleași metode ca și în cazul fibrelor ordonate în matrice. Astfel se pot folosi: acoperirea cu topitură, pulverizarea termică, metodele galvanice și acoperirile în fază gazoasă.

La acoperirea cu topitură, fibrele traversează de sus în jos topitura metalică încălzită inductiv. Pe podeaua creuzetului se află o duză al cărei diametru determină o anumită grosime a acoperirii.

Matricele metalice se pot depune pe fibre singulare și prin metode galvanice. Această metodă de prelucrare continuă permite producerea de straturi cu grosime constantă într-o gamă largă de grosimi.

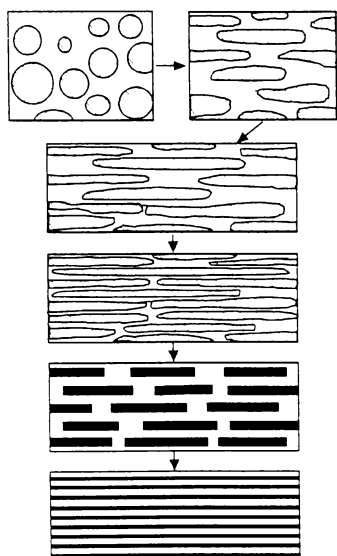
B.4.3. Metode indirecte de producere a MCM armate cu fibre

B.4.3.1. Metode "in situ"

Metodele indirecte sunt acelea la care fibrele de armare sunt realizate "*in situ*" (în interiorul MCM) [90], [91], [117]. 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, procedeul de extrudare simultană (coextrudare) este limitat la combinații de materiale cu ductilitate suficientă.

Această metodă foarte economică a fost folosită până în prezent aproape exclusiv la producerea MCM cu baza de argint sau cupru. Rezultă un material la care învelișul este realizat din material de matrice, iar miezul din material de fibră. Asemenea MCM se obțin ușor prin introducerea unor sârme în interiorul unui tub și deformarea ansamblului prin tragere. Mănunchiul este astfel alungit și apoi format după dorință prin deformare plastică la cald sau la rece (vălțuire, forjare etc.). Prin recoaceri corespunzător alese între fazele 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 aproape hexagonală. Pentru realizarea de diametre de fibre cât mai reduse, procedeul de înmănunchiere urmat de deformare se poate repeta de mai multe ori, obținându-se diametre de fibre de până la 500 Å.

Producerea de MCM armate cu fibre prin deformarea mănunchiurilor de sârme poate decurge în afară de modul discontinuu, descris anterior, și în mod continuu. Este cunoscut că se pot obține tuburi de lungime dorită prin deformarea benzilor de material la forma unei țevi sectionate. Dacă simultan cu deformarea benzii în țeva sectionată sunt introduse un număr mare de sârme, acestea vor fi îmbrăcate de către tub.



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, este prelucrarea la rece prin deformare plastică unidirecțională. Fenomenul de alungire a grăunților în direcția deformării conduce la formarea unui veritabil MCM cu fibre discontinui, dacă gradul de deformare este suficient. În figura B.29. sunt ilustrate etapele transformării particulelor de wolfram în fibre prin deformarea plastică la rece a compozitului obținut prin infiltrarea aliajului lichid Ni-Cr în pulbere de wolfram.

Figura B.29. Transformarea granulelor de W în fibre prin deformarea plastică la rece a MCM W-soluție solidă Ni-Cr-W

Un asemenea MCM cu 70% W în matrice de Ni + 40% Cr prezintă după prelucrarea prin deformare plastică la rece, cu un grad de deformare 90%, o rezistență de rupere în condiții de exploatare la temperaturi înalte (870°C) de 45 daN/mm², în timp ce matricea fără fibre prezintă la aceeași temperatură o rezistență de numai 5 daN/mm².

Pentru utilizarea acestei metode, așa cum s-a precizat, este necesară o ductilitate bună, atât pentru materialul matricei cât și pentru cel destinat fibrei. Această condiție este îndeplinită de numeroase metale. De multe ori, însă, este necesară pentru realizarea anumitor proprietăți înglobarea de materiale nemetalice în matricea metalică. Astfel, folosirea de fibre de grafit într-o matrice de argint conduce la o îmbunătățire apreciabilă a comportării contactelor electrice.

Aceste contacte se pot realiza prin metoda anterior descrisă dacă, la producere, materialul de fibră se află sub formă de pulbere. Tuburile din material de matrice se umplu cu grafit, se închid la ambele capete și apoi se subțiază puternic prin tragere, vâlțuire sau forjare. După subțiere, aceste tuburi sunt înmănunchiate într-un înveliș și din nou supuse la o puternică deformare la cald sau la rece.

Producerea *in situ* de MCM armate cu fibre discontinue metalice sau nemetalice, se poate realiza relativ simplu prin extrudarea semifabricatelor sinterizate din amestecuri de pulberi de material de fibră și matrice. Temperatura de topire a materialului de matrice trebuie să fie mai mare decât cea la care materialul de fibră se poate deforma. La deformarea puternică care se produce la extrudare, particulele de pulbere se orientează, astfel încât funcție de: mărimea particulei, gradul de deformare sau combinații de materiale, se obțin fibre scurte, a căror lungime poate depăși de 50 de ori valoarea diametrului. Se pot obține chiar raporturi lungime/diametru mult mai mari prin formare urmată de tragere. Astfel se produc, de exemplu, MCM argint-fier prin: amestecarea, presarea și sinterizarea pulberilor de argint și fier. Semifabricatele sinterizate se obțin sub formă de vergele printr-o reducere a secțiunii transversale de până la 50%, care apoi sunt trase ajungând la un grad de deformare de până la 98,8%. Particulele care inițial erau omogene, sunt deformate sub formă de fibre cu un raport lungime/diametru de până la 5000, la un diametru de aproximativ $\phi = 1 \mu\text{m}$.

O metodă interesantă constă în deformarea semifabricatelor sinterizate, realizate din particule acoperite. În timpul deformării materialul depus ia formă de fibre subțiri, orientate după direcția deformării și se fragmentează. Rezultate bune se obțin folosindu-se titanul ca material de matrice și oxidul de siliciu, pentru fibre. Materiale greu deformabile, ca de exemplu sârmele refractare de wolfram armate cu fibre scurte de oxid de zirconiu, se pot produce cu ajutorul unui ciocan de forja de mare viteză (sistem Dynapak). Pentru aceasta se amestecă pulbere de wolfram și de oxid de zirconiu, se presează izostatic la rece și apoi se sinterizează la temperaturi ridicate. Blocurile sinterizate se extrudează cu viteză ridicată, la temperaturi în jurul a 2500°C. Astfel particulele sferice de oxid de zirconiu sunt deformate cvasistatic sub forma de fibre scurte.

B.4.3.2. Solidificarea direcționată a aliajelor eutectice

O metodă mult utilizată de producere a MCM armate cu fibre o reprezintă solidificarea direcționată a aliajelor eutectice [90], [91], [117], [181], [192], [255]. 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. Se obține o structură cu bună stabilitate termică. Nu apar probleme legate de coeziune, modificări de echilibru fizico-chimic între matrice și fibre, așa cum apar în cazul altor metode de producere. Apare în schimb dezavantajul că nu se poate modifica raportul între componente. În timp ce la MCM obținute prin alte procedee se pot combina o mulțime de materiale, aliajele de acest tip sunt limitate ca număr.

Dacă se face cristalizarea unui aliaj eutectic după o metodă clasică rezultă o structură formată dintr-un amestec din cele două faze, având formă și distribuție neregulată. Pentru a realiza o structură direcționată trebuie ca fluxul de căldură să aibă o singură direcție (de exemplu folosirea unei plăci de răcire). Direcționarea 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;
- convecția în topitură.

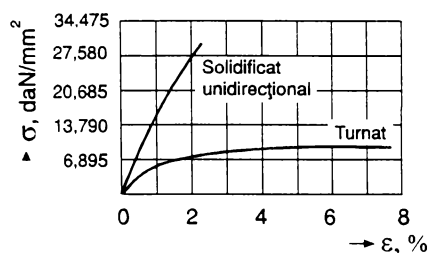


Figura B.30. Curbele rezistenței la tracțiune pentru eutecticul Al-Al₃Ni obținut prin turnare obișnuită și prin solidificare unidirecțională

Efectul durificator al fibrelor formate prin solidificare dirijată este considerabil, așa cum se observă în figura B.30., 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: fie că faza durificatoare nu are caracteristici mecanice dorite, fie că poziția punctului eutectic în diagrama de echilibru fazic nu asigură valoarea critică pentru participarea volumică a fibrelor, fie că la un procent ridicat al fazei durificatoare, aceasta nu se dezvoltă ca fibre ci sub formă de lamele cu ramuri multiple și defecte de creștere.

O creștere suplimentară a caracteristicilor de rezistență se poate obține în eutecticele cu fibre solidificate unidirecțional, printr-o durificare a matricei prin precipitare în stare

solidă a unor fibre secundare aliniată cu fibrele eutectice, ca de exemplu în MCM Ni-TaNi₃, care are și o excelentă rezistență la temperaturi înalte [90], [91], [117].

Astfel, față de aliajele de titan actuale, MCM eutectic cu matricea de titan și fibre aliniată de compus Ti₃Si₃, după expunerea 4000 ore la 565°C își menține o rezistență de 200 daN/mm². La fel de promițătoare pentru utilizări la temperaturi înalte sunt sistemele pseudo-binare, constituite din matrice metalică și carburi refractare dispuse sub formă de fibre sau lamele orientate (Ni-N₆C, N₆-N₆C, Ta-TaC, Co-CrC).

Un MCM eutectic InSb-NiSb prezintă interesante proprietăți magnetorezistive, întrucât compusul semiconductor InSb are mobilitate maximă a purtătorilor de sarcină, iar compusul metalic NiSb are o conductivitate cu două ordine de mărime mai mare ca a compusului InSb. Prin solidificare unidirecțională, eutecticul InSb-NiSb poate fi obținut în prezent în cantități de interes tehnologic (bare cu greutate până la un kilogram) sub formă de MCM, în care fibrele aliniată de compus metalic NiSb scurtcircuitează zonele de compus semiconductor InSb, formând un circuit integral natural. Acest dispozitiv semiconductor permite realizarea practică a unor aplicații bazate pe efectul magnetorezistiv, modularea curenților slabi, rezistori și potențiometre fără contact etc.) [117].

B.5. Particularitățile ruperii MCM

B.5.1. Considerații generale

Una din problemele de bază ale studiului MCM o reprezintă prognozarea rezistenței la fisurare și a rezistenței statice și la oboseală pe baza caracteristicilor cunoscute ale componentelor și a structurii proiectate a MCM [7], [13], [63], [85], [87].

Pornind de la considerentul că majoritatea MCM se realizează pe baza matricelor și a elementelor de armare de înaltă rezistență, dar care asigură și un grad suficient de deformabilitate, la ruperea elementului de armare sau la deteriorarea interfeței elementului de armare cu matricea se produce o redistribuire a tensiunilor în așa fel încât degradarea se localizează într-un volum relativ redus. De aceea rezistența efectivă, a MCM în general nu se micșorează ceea ce reprezintă unul din principalele avantaje ale acestora față de marea majoritate a materialelor tradiționale [99], [148], [191], [285].

O comportare analogă o au și MCM în care matricea este fragilă, dar elementele de armare asigură o plasticitate ridicată (de ex. ceramica fragilă, armată cu fibre scurte metalice). În acest caz localizarea degradării se produce din cauza deformabilității ridicate a elementelor de armare. Ruperea finală a MCM este precedată de cumulara degradărilor în structura de bază, adică la nivelul fibrei, incluziunilor ș.a. De aceea metodele mecanicii ruperii corpului cu fisuri fine, în particular, teoria liniară, poate fi aplicată doar în mod limitat la MCM. Un loc însemnat în studiul ruperii MCM îl au modelele bazate pe analiza cumulării degradărilor la nivelul structurii MCM. În continuare aceste degradări (spre deosebire de fisurile macroscopice) vor fi numite microdegradări.

În starea inițială (starea 1) în epruvetă se produc defectele de inițiere de aceeași natură ca și microdegradările.

După aplicarea sarcinii se produce fie ruperea fragilă a epruvetei (starea 2), fie are loc un proces de cumulare a microdegradărilor (starea 3). În ultimul caz sunt posibile trei variante.

În prima variantă, procesul de cumulare poate să se oprească din cauză că densitatea microdegradărilor atinge o anumită valoare critică, la care se produce ruperea epruvetei prin pierderea integrității (starea 4).

În a doua stare, în apropierea uneia sau mai multor elemente rupte ale structurii se poate forma o combinație de defecte, care pot să se constituie în nuclee de fisuri macroscopice. Acestora le corespunde starea 5 unde dimensiunea caracteristică a fisurii inițiale este desemnată cu l_x . În continuare se produce creșterea treptată a fisurii (starea 6), până când dimensiunea ei atinge valoarea critică l_{xx} (starea 7).

În a treia stare este posibilă ruperea fragilă (starea 8) ca modalitate de finalizare, a microdegradărilor.

În MCM, tipurile ruperilor sunt mai diverse (variate) din cauza interacțiunii lor și a multor mecanisme de degradare. De ex. chiar în cazul cel mai simplu al unui MCM unidirecțional cu fibre continue se deosebesc ruperi ale fibrelor separate, degradări ale interfeței matrice-fibră, ruperea în matrice și de asemenea interacțiunea acestor trei procese (fenomene).

Degradarea macroscopică a MCM este foarte diferită ca formă [31], [78], [88], [105], [150]. Astfel dacă planul creșterii inițiale sau al fisurii este orientat în direcția ortogonală a armării, atunci fisura, de regulă, se dezvoltă cu totul altfel decât în materialele obișnuite cvaziizotrope macroscopic. Aceasta se prezintă, urmare încercării la tracțiune, ca o rupere tip "perie". Dimpotrivă dacă fisura inițială se situează în planul de armare, atunci ea crește, rămânând aproximativ în același plan. De aceea, pentru încercarea MCM la rezistență la fisurare în planele de armare, sunt utilizate metodele standard elaborate pentru materiale tradiționale [28], [34], [39], [40], [48].

Ca exemplu servește încercarea la degradare interstraturi (interlaminară) pe baza schemei în dublă consolă. Pentru evaluarea experimentală a rezistenței la fisurare în planele de armare adesea se folosesc metodele care au fost propuse pentru determinarea rezistenței îmbinărilor lipite [257], [270], [286].

B.5.2. Program experimental

B.5.2.1. Realizarea materialului și epruvetele pentru încercări

Au fost realizate prin procedee de tip metalurgic mai multe șarje de MCM, cu matricea din aluminiu și armarea (insertiile) din plasă din oțel inoxidabil austenitic 10TiNiCr120, având ϕ 1 mm, respectiv 10 μ m, cu sprijinul specialiștilor de la Facultatea de Inginerie "Eftimie Murgu" Reșița și ELBA S.A. Timișoara.

Matricea a fost realizată din aliaj de aluminiu turnat, conform SR EN 515-97 și EN 1706-97, conținând Al 99,5%, cu pericol de fisurare foarte mic, restul de 0.5% fiind urme de fier și siliciu. Turnarea s-a făcut în forme speciale, domeniul de temperaturi pentru aliajul de aluminiu fiind 690-720°C.

Înainte de efectuarea de încercări s-a aplicat metoda vizuală de evaluare a porozității, conform SR ISO 10049-1992 și numai după încadrarea în limitele prescrise, s-a trecut la aplicarea celorlalte încercări.

Din șarjele elaborate s-au considerat de interes două categorii de MCM, ce urmează să fie tratate separat sub denumirea generică de șarja I (cu plasă din sârmă groasă ϕ 1 mm) și șarja II (cu plasă din sârmă de 10 μ m).

ȘARJA I

Încercările experimentale s-au efectuat pe probe prelevate dintr-un MCM având matricea metalică din aliaj de aluminiu, armată cu sârmă de ϕ 1mm, din oțel inoxidabil austenitic 10TiNiCr120 [28], [35], [36], [48], [60], [66], [113], [286]. Sârma de armare a fost orientată pe două direcții perpendiculare realizând astfel, o plasă de armare. Această plasă era situată în secțiunea de mijloc a MCM analizat. Aderența dintre matrice și sârma (plasa) de armare s-a obținut prin procedeeul de turnare la cald a matricei metalice, cu plasa în prealabil aluminizată (variante a), respectiv cu plasa netratată (variante b). Stratul de aluminiu a fost aplicat prin pulverizare în vid, cu un catod de aluminiu electrolic. S-a format astfel un strat continuu și uniform, după o durată a metalizării de circa 60 minute.

Dimensiunile plăcilor de MCM au fost 190 x 115 x 19 mm. Din aceste plăci s-au prelevat 5 epruvete pentru încercarea la tracțiune și 8 epruvete pentru încercări specifice de rupere. Forma și dimensiunile epruvetelor se prezintă în figura B.31., pentru încercarea la tracțiune, respectiv figura B.32. pentru încercarea de mecanica ruperii [253], [292], [304].

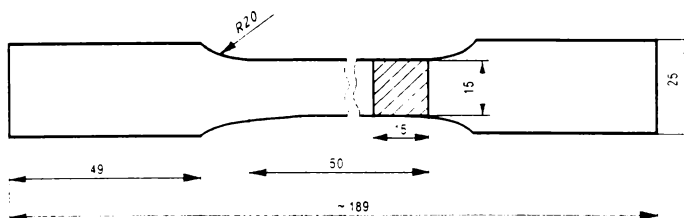


Figura B.31. Epruveta de tracțiune

Tipurile de epruvete s-au ales pe baza recomandărilor din literatura tehnică de specialitate [6], [28], [35], [60], [62], [113], [270], [286].

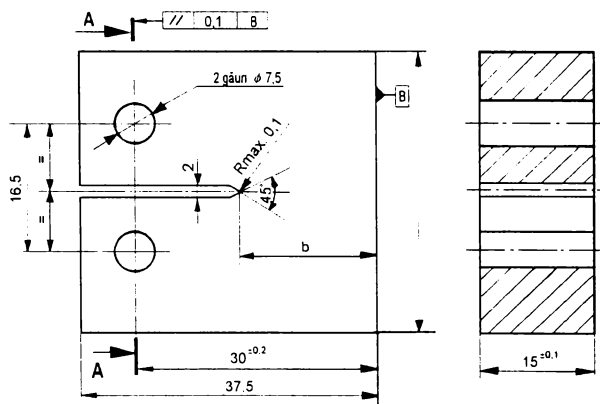


Figura B.32. Epruvetă pentru încercări la oboseală

B.5.2.2. Rezultate și analize

B.5.2.2.1. Încercarea la tracțiune

Încercarea la tracțiune s-a efectuat pe 5 epruvete - 3 din placa varianta b (T2, T3, T5) și 2 din placa varianta a (T1, T4) și s-a efectuat conform SR EN 10002/1:95. Fiecare epruvetă a fost încercată în aceleași condiții. Rezistența la rupere a epruvetelor s-a determinat din forța de încărcare până la ruperea epruvetei raportată la secțiunea epruvetei.

$$\sigma = \frac{F}{a \cdot b} \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad (\text{B.5.2.1.})$$

Rezultatele sunt prezentate în tabelul B.5.

Tabelul B.5.

	a [mm]	b [mm]	Fmax [N]	σ [N/mm ²]
T1	15,7	15,1	28.400	119,79
T2	15,4	15,0	18.500	80,08
T3	15,5	15,0	20.000	86,02
T4	15,6	15,1	24.000	101,46
T5	15,3	15,0	17.900	77,99

Analizând suprafețele de rupere ale celor două epruvete la care s-au obținut valorile extreme ale lui σ (T1 și T5), figurile B.33. și B.34., respectiv B.35. și B.36., se observă că valoarea mică a rezistenței la rupere a epruvetei 5 se datorează neomogenității materialului. De menționat că la toate epruvetele ruperea s-a produs fără deformație, suprafața de rupere fiind

perpendiculară pe direcția solicitării.

Se observă că au fost obținute valori mai mari ale rezistenței la rupere pentru epruvetele elaborate în varianta a și mai scăzute pentru cele din varianta b. Acest lucru se reflectă și în prelucrarea datelor sub formă de histogramă (figura B.37) unde se observă clar o distribuție bimodală. Această observație se regăsește în reprezentarea rezultatelor

prelucrate prin curbe spline și polinoame ortogonale, fiind arătată în figurile B.38. și B.39. Alte elemente de prelucrare statistică a rezultatelor sunt prezentate în capitolul B.5.3. De subliniat, conform figurilor B.37., B.38. și B.39., că liniile punctate ce reprezintă aproximarea rezultatelor prin curbe spline au o confidență de 0,975, iar regresia este ordinul 3, confidența 0,96 (figura B.38.).



Figura B.33. Suprafețe de rupere la tracțiune

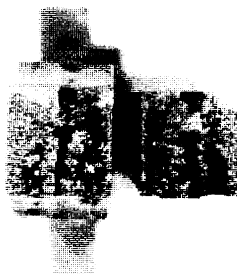


Figura B.34. Suprafețe de rupere la tracțiune



Figura B.35. Suprafețe de rupere la tracțiune

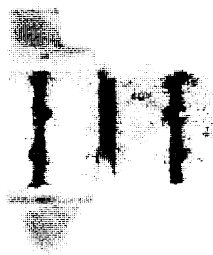


Figura B.36. Suprafețe de rupere la tracțiune

B.5.2.2.2. Încercarea la oboseală

Încercările de rupere la oboseală s-au efectuat pe probe compacte tip CT conform figurilor B.32. și B.40. Încercarea s-a efectuat pe un dispozitiv adaptat la o instalație hidraulică pentru încercări la oboseală. Frecvența de încercare a fost de 300 cicluri/min. respectiv 5 Hz. Ciclul de solicitare are: $F_{\max} = 2795$ N, iar $F_{\min} = 525$ N rezultând un grad al asimetriei ciclului de $R = 0,19$ [28].

S-a urmărit determinarea vitezei de propagare a fisurii. Probele rupte sunt prezentate în figurile B.41., B.42., B.43. [28].

În epruvetele solicitate la oboseală se observă o propagare cu viteză neuniformă a fisurii în materialul încercat. Astfel la lungimi de fisură mici și care s-au intersectat cu fibra de sârmă dispusă transversal pe direcția frontului, propagarea a întârziat până la ruperea fibrei, după care s-a produs o propagare de tip instabil cu viteză mare. Frontul fisurii s-a blocat la următoarea fibră.

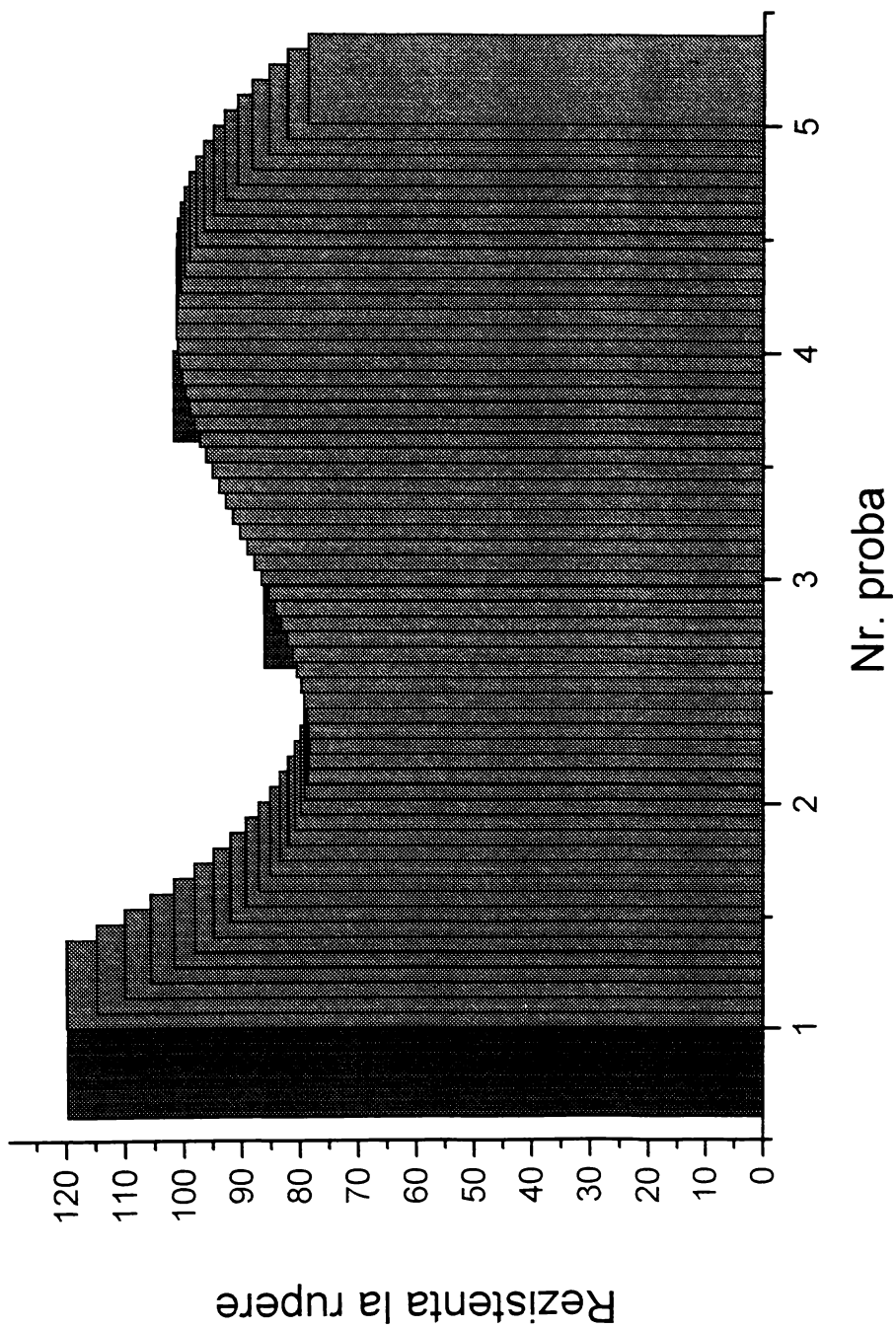


Figura B.37.

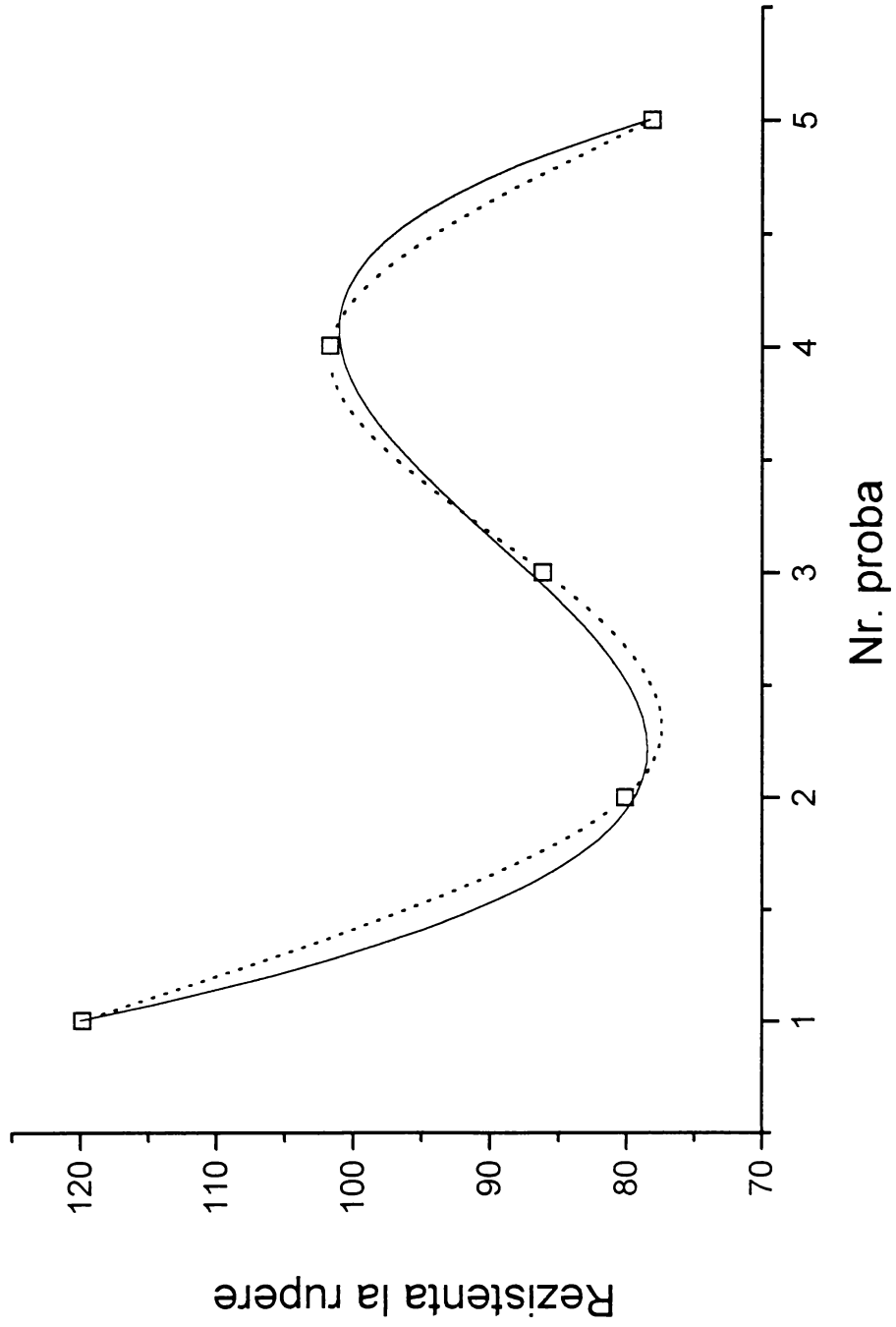


Figura B.38.

$$y=251.108-190.51476 x+66.41857 x^2-7.04667 x^3$$

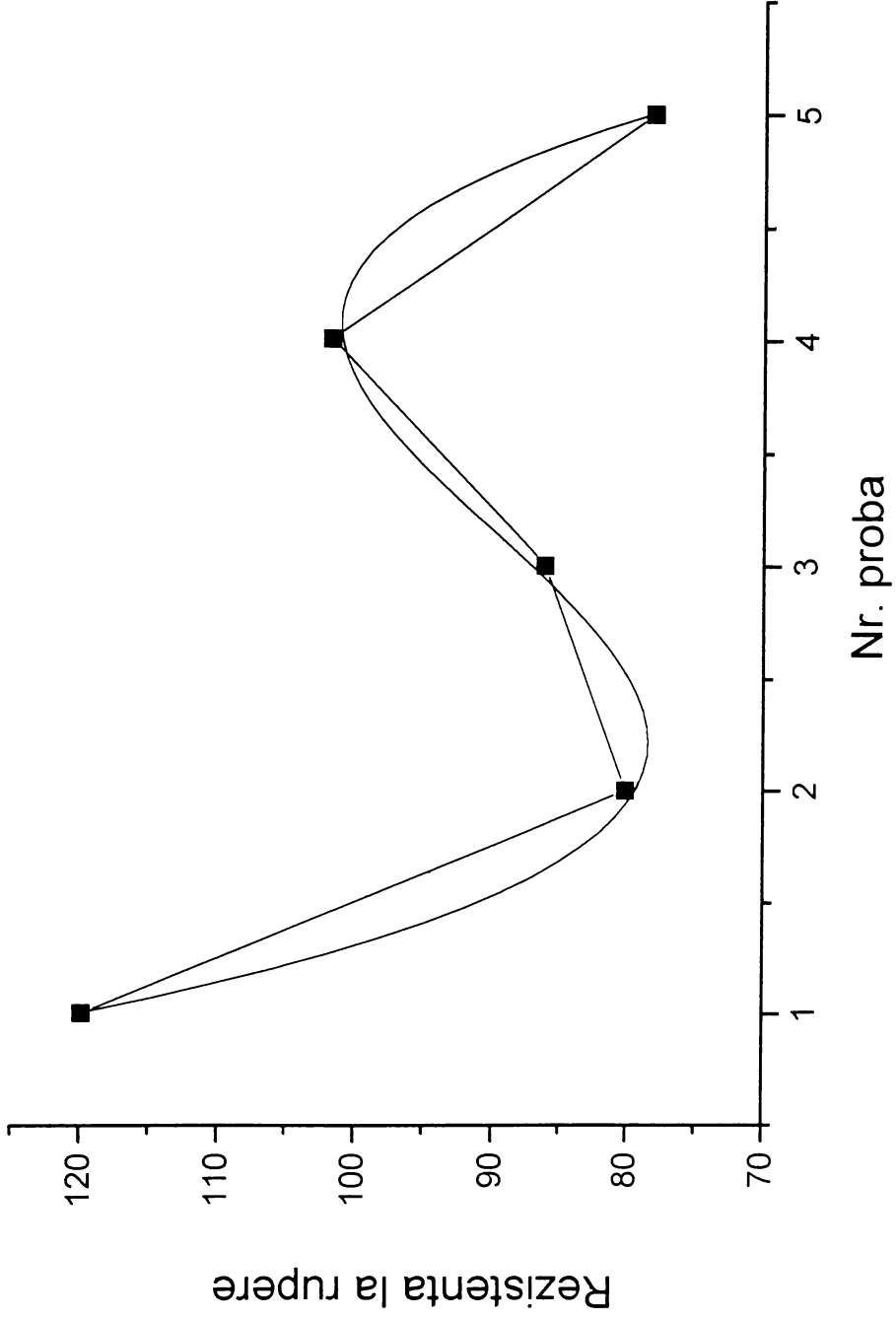


Figura B.39.

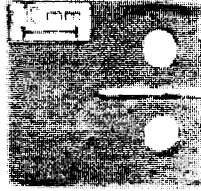


Figura B.40. Epruvetă pentru încercări la oboseală



Figura B.41. Probă pentru determinarea propagării fisurii

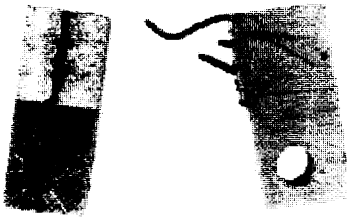


Figura B.42. Probă pentru determinarea propagării fisurii



Figura B.43. Probă pentru determinarea propagării fisurii

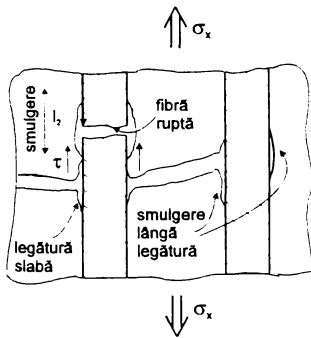


Figura B.44. Prezentarea mecanismului de rupere

Un alt mod de propagare a fisurii l-a reprezentat ruperea instabilă pe toată secțiunea epruvetei, la o lungime de fisură relativ mică. Acest mod de rupere a fost însoțit de smulgerea primei fibre din matrice, celelalte cedând datorită solicitării de încovoiere rezultată din pierderea secțiunii portante.

La încercarea materialelor MCM rezistența la rupere nu este determinată doar de rezistența matricei și a fibrei și a participării volumice a fibrelor în matrice, ci și de caracteristica interfeței fibră-matrice care este critică. Mecanismul de rupere este prezentat în figura B.44.

În momentul ruperii fibrei, matricea transferă încărcarea de la fibra ruptă spre zona vecină, lungimea de transfer fiind dependentă de rezistența interacțiunii fibră-matrice. Pentru o legătură bună fibră-matrice lungimea de transfer este mai mică decât la o legătură

slabă. În figura B.45. sunt prezentate schematic modurile de rupere datorate rezistenței diferite a interfeței fibră-matrice.

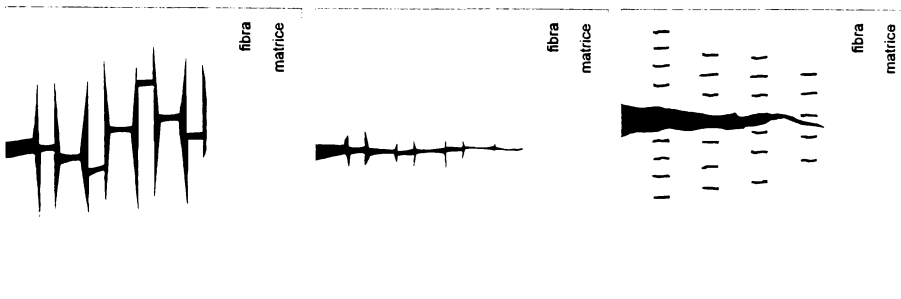


Figura B.45. Aspectul ruperii, pe cazuri distincte a → c

În figura B.45.a. este prezentat aspectul ruperii în cazul unei legături fibră-matrice slabă. Secțiunea ruptă este dominată de fenomenul de smulgere a fibrei, suprafața de rupere devenind neregulată.

În figura B.45.b. este prezentat aspectul ruperii în cazul unei legături fibră-matrice medie. Ruperea are loc cu smulgeri mici ale fibrei, fisura trecând rapid în vecinătatea fibrei matricei care tinde să se deformeze.

În figura B.45.c. este prezentată secțiunea de rupere în cazul unei legături fibră-matrice puternică. Se observă rupturi multiple ale fibrelor datorate câmpului de tensiuni din jurul fisurii.

ȘARJA II

Probele analizate au fost realizate din MCM cu matricea din aluminiu și armarea din plasă de sârmă din oțel inoxidabil austenitic 10TiNiCr120, având $\phi = 10 \mu\text{m}$ [24], [62], [84].

Proba 1 este obținută prin turnarea liberă, fără suport (figura B.46.), iar proba 6 prin turnare cu suport ghidat (figura B.47).

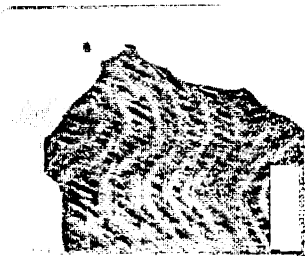


Fig. B.46. Proba 1

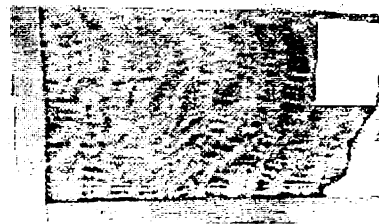


Fig. B.47. Proba 6

B.5.2.3. Rezultate și analize

B.5.2.3.1. Examinări macro- și microscopice

Examinările macroscopică și microscopică efectuate conform STAS 10952/1-77 pe epruvetele prelevate din șarja II a evidențiat aspectele următoare:

1.a. La analiza macroscopică s-au pus în evidență defectele de turnare în aluminiu și la interfața oțel-aluminiu (figurile B.48. și B.49).

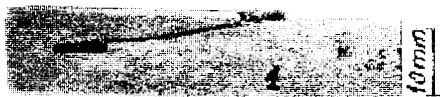


Fig. B.48. Proba 1



Fig. B.49. Proba 6

La proba 2 nu s-au obținut defecte de tip fisuri (figura B.50.)

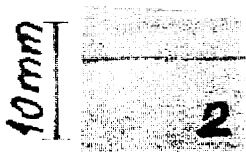


Figura B.50. Proba 2

1.b. La analiza microscopică s-au decelat structuri normale specifice tipului de cicluri termice de răcire a aluminiului în jurul plasei metalice din oțel inoxidabil.

- La proba 2 apar structuri diferite de o parte și de alta a secțiunii circulare a plasei de sârmă [în partea de jos structuri aciculare (figura B.51.), iar în partea de sus structuri globulare fine și grobe (figura B.52.)].

La interfața fibră-matrice s-au decelat microdefecte de tip netopiri evidențiate în câmpurile din figurile B.53. și B.54.

La probele 6 și 1 apar defecte de proporții mai mari față de proba 2, structurile decelate fiind însă asemănătoare cu cele decelate la proba 2 (figurile B.55., B.56., B.57. și B.58.).



*Fig. B.51. Proba 2 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)
structură aciculară*



*Fig. B.52. Proba 2 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)
structură globulară*



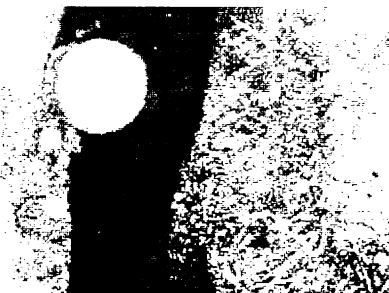
*Fig. B.53. Proba 2 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)*



*Fig. B.54. Proba 2 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)*



*Fig. B.55. Proba 6. (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)*



*Fig. B.56. Proba 6 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)*



Fig. B.57. Proba 1 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)



Fig. B.58. Proba 1 (Atac HCl
concentrație 10%, 100x)

B.5.2.3.1. Încercarea de duritate

Încercarea de duritate Vickers (HV0,3) executată conform STAS 492/2-85 pe epruvete prelevate din șarja II de MCM.

Schema de amplasare a urmelor este conform figurilor B.59. și B.60. iar rezultatele încercărilor sunt trecute în tabelele B.6. și B.7.

Eroarea relativă de justețe "E" este de $\pm 3\%$

Eroarea relativă de fidelitate "Ef" este de $\pm 4\%$

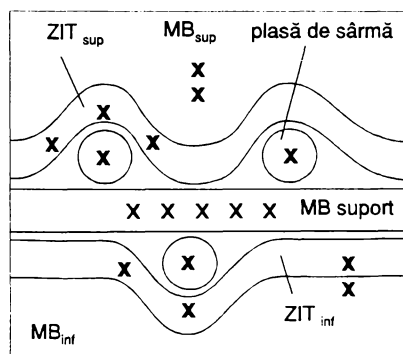


Figura B.59. Schema de amplasare a urmelor de duritate (probele 1 și 6)

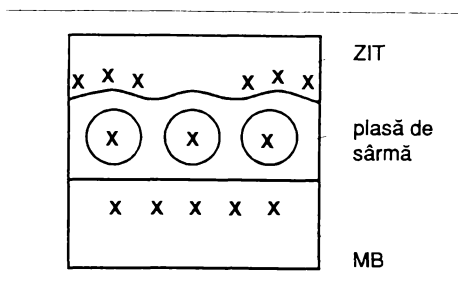


Figura B.60. Schema de amplasare a urmelor de duritate (proba 2)

În cazul probei 1 (figurile B.61., B.62. și B.63), valorile durității satisfac o regresie de ordinul 9, valorile calculate ale coeficienților regresiei prin polinoamele ortogonale de ordin 9 fiind date în anexă. Reprezentarea prin histograme în intervalul 50-300 HV0,3 conduce la o distribuție multimodală Gauss cu 3 (vârfuri) moduri, clasa (lățimea eșantionului) fiind 7.

Tabelul B.6.

Zona cercetată	Duritatea HV 0,3	
	Proba 1	Proba 6
Plasă sârmă	269	215
	270	297
	271	299
	272	280
	275	282
	269	283
	274	274
	276	276
	278	278
	281	258
	285	256
	290	260
	309	247
	301	245
305	249	
ZIT superior	64,3	62,9
	71,8	67,2
	68,3	65,6
	62,9	64,3
	70,2	64,3
	65,7	64,3
	57,9	60,4
	62,9	62,9
	62,8	62,4
	60,4	59,1
	68,7	59,1
	64,3	61,6
	62,9	62,9
67,2	62,9	
65,2	59,4	
MB	98,9	169
	98,1	160
	96,3	159
	96,3	155
	98,9	160
	102	159
	93,8	154
	99,4	152
	104	154
	98,9	153
	102	152
	98,9	155
	102	143
102	146	
98,9	149	

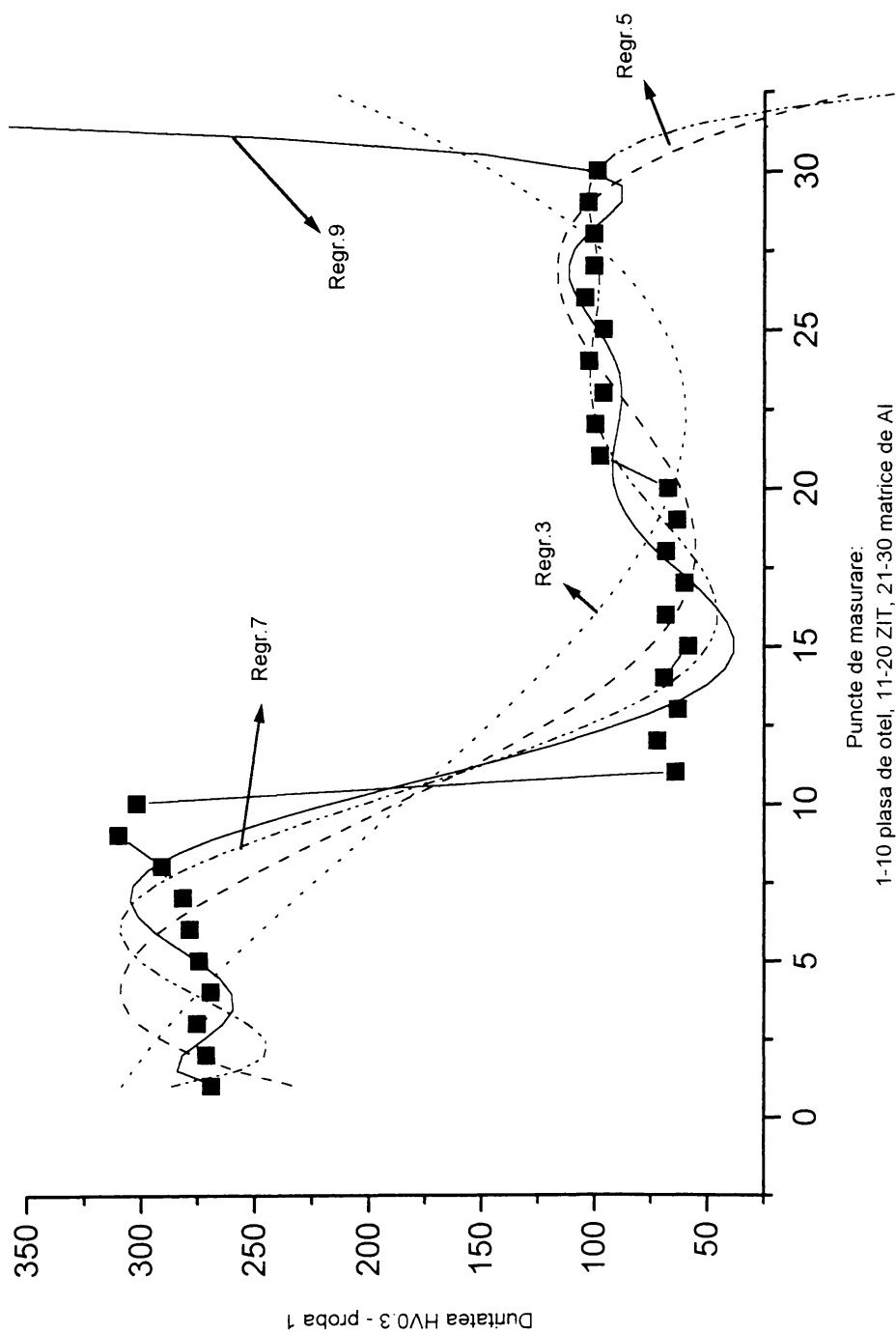
ZIT - Zona influențată termic de răcire datorat prezenței plasei de sârmă

Tabelul B.7.

Marcajul probei	Zona cercetată	Duritatea HV 0,3
2	Plasă sârmă (secțiune)	231
		210
		193
		235
		253
	ZIT sup	62,3
		62,1
		61,4
		61,0
		60,8
	MB sup	63,3
		63,1
		62,9
		92,1
		91,5
	ZIT inf	60,1
		59,2
		57,2
		61,2
		62,1
	MB inf	57,3
59,2		
60,6		
60,9		
61,1		
MB central	185	
	189	
	193	
	185	
	162	

Poligoanele frecvențelor relative. sunt prezentate în anexa 1.

Pentru proba 2 (figurile B.64., B.65., B.66.și B.67.) au fost ridicate histograme. care pentru valorile luate în calcul (cuprinse în intervalul 25-275 HV0.3) conduc la o distribuție Gauss trimodală, valorile segmentelor calculate fiind prezentate în anexa 2.



Puncte de masurare:
1-10 plasa de otel, 11-20 ZIT, 21-30 matrice de Al

Figura B.61.

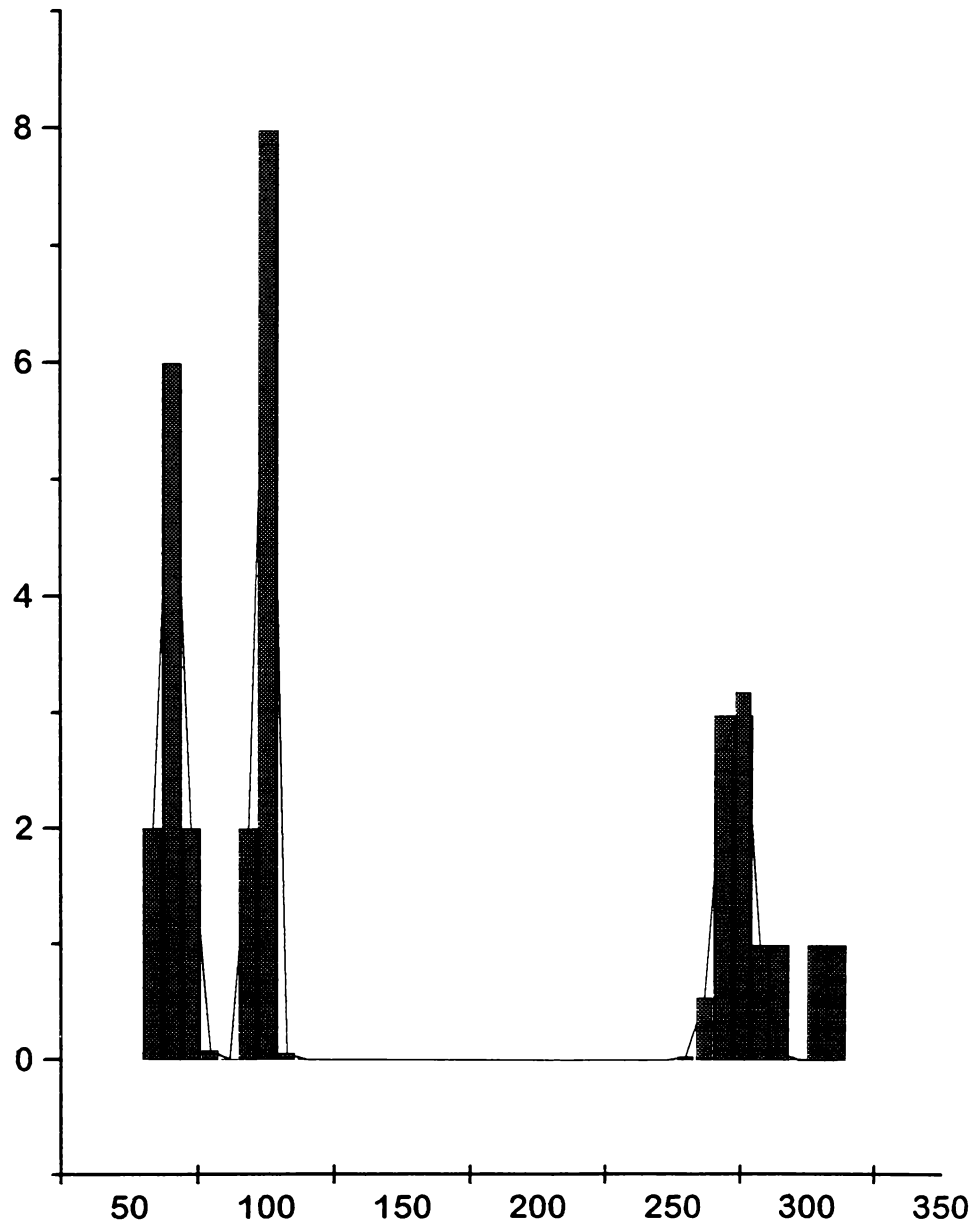
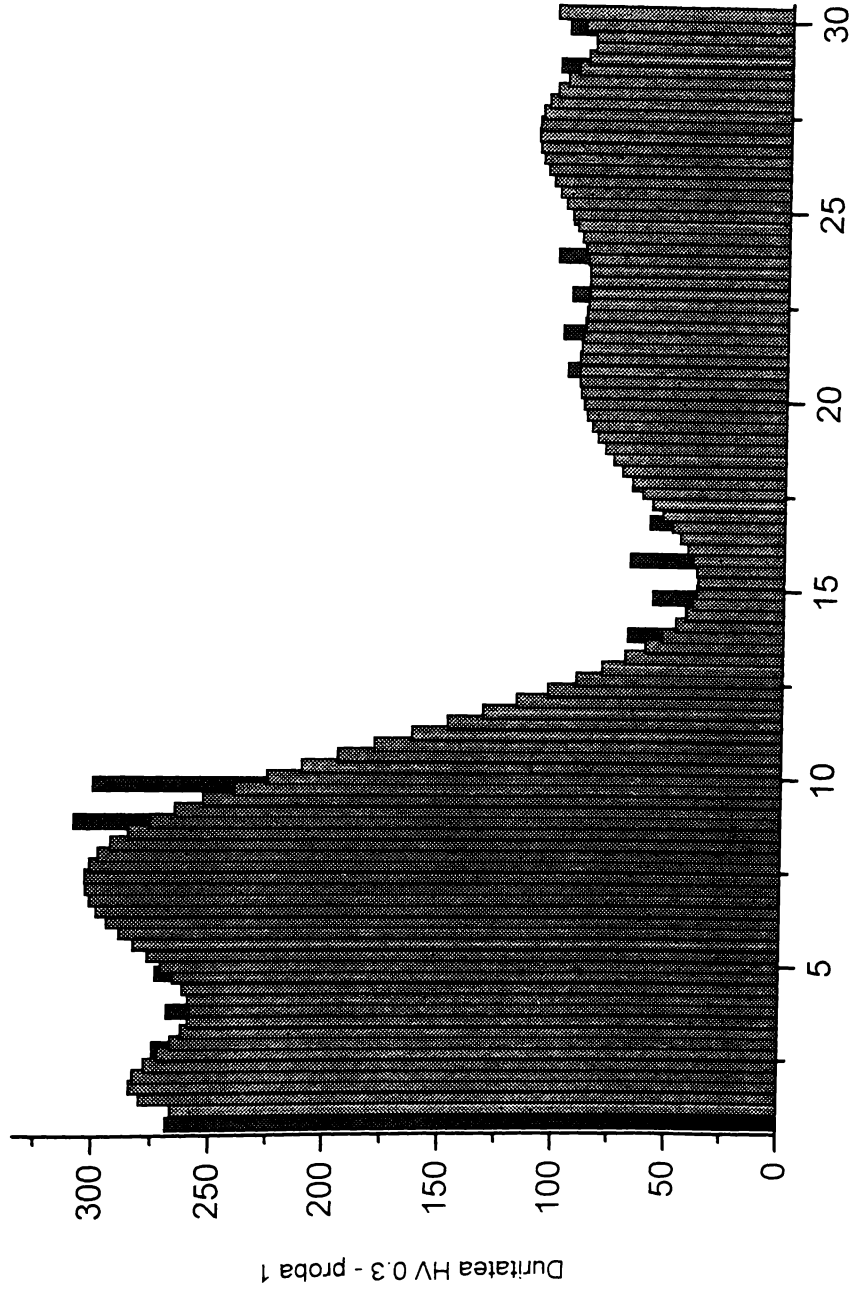


Figura B.62.

$$y = 65.96894 + 342.71035x - 215.71815x^2 + 63.042226x^3 - 9.77057x^4 + 0.8653x^5 - 0.04539x^6 + 0.0014x^7 - 0.00002x^8 + 1.6339E-7x^9$$



Puncte de masurare:
1-10 plasa de otel, 11-20 Zr, 21-30 matrice de Al

Figura B.63.

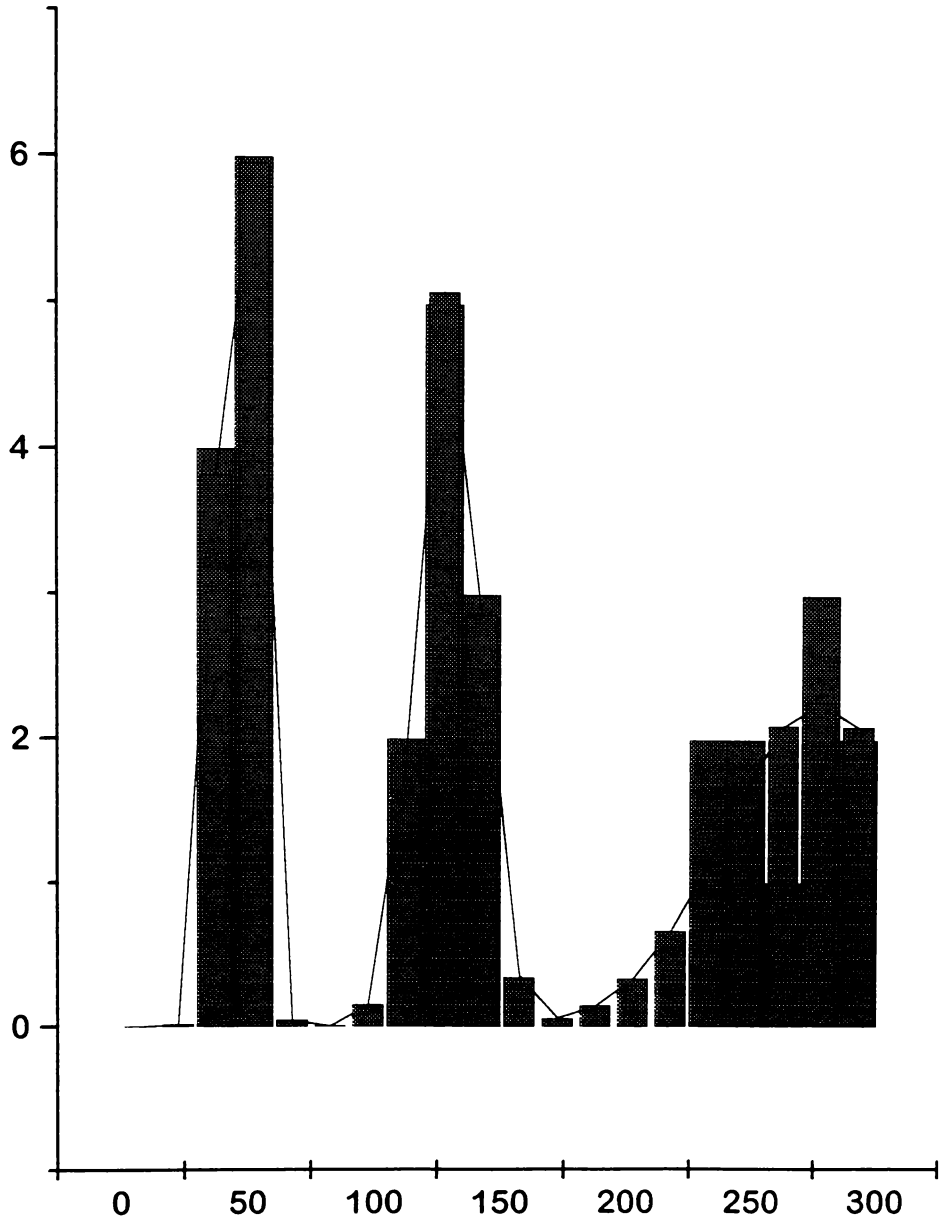
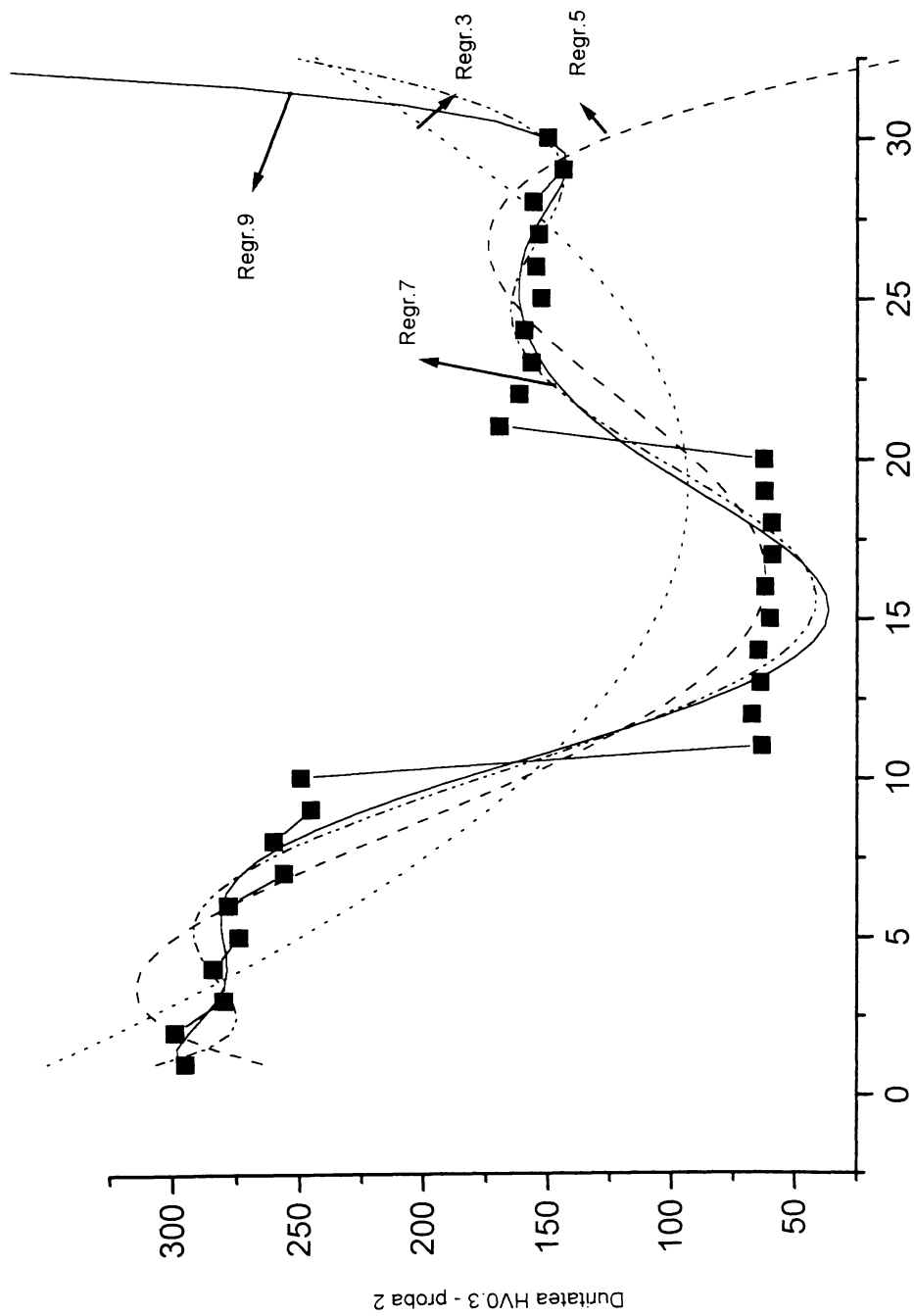
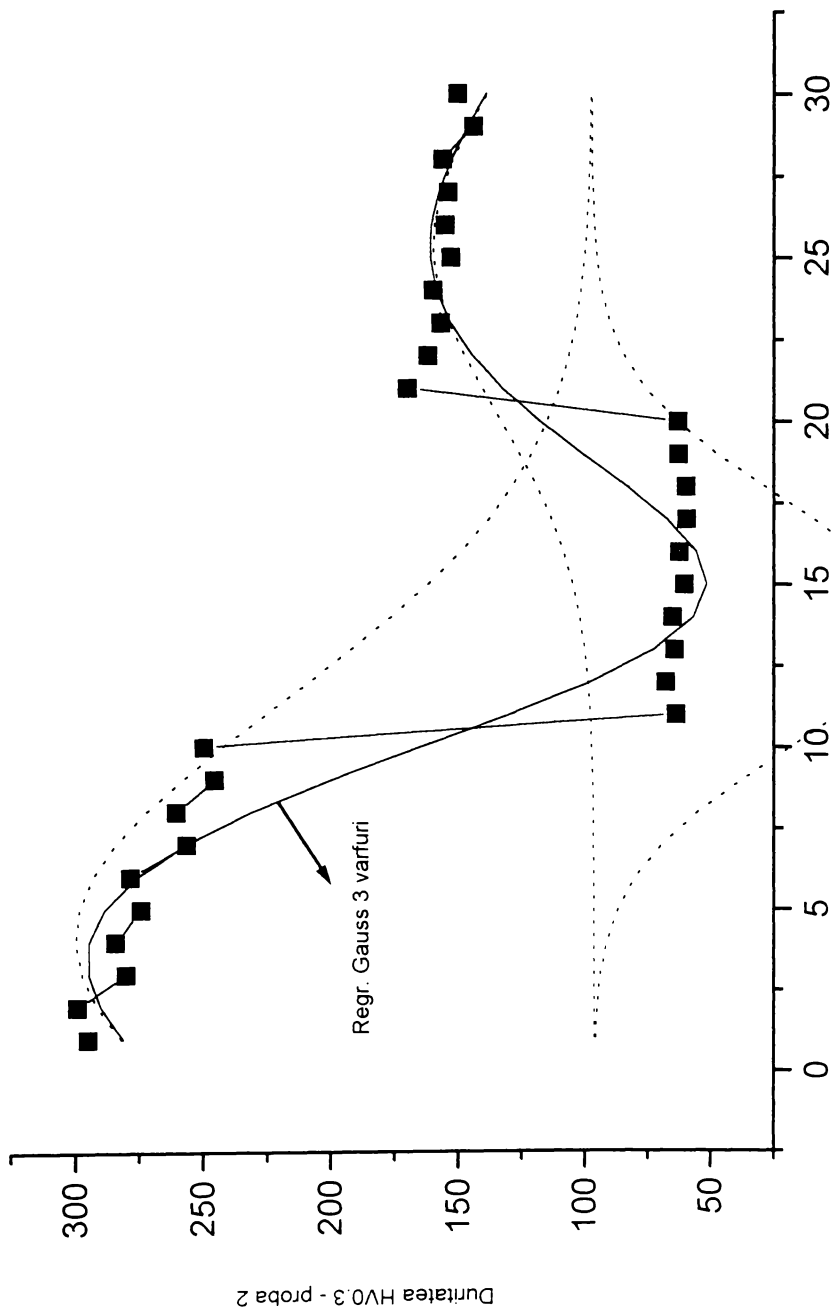


Figura B.64.

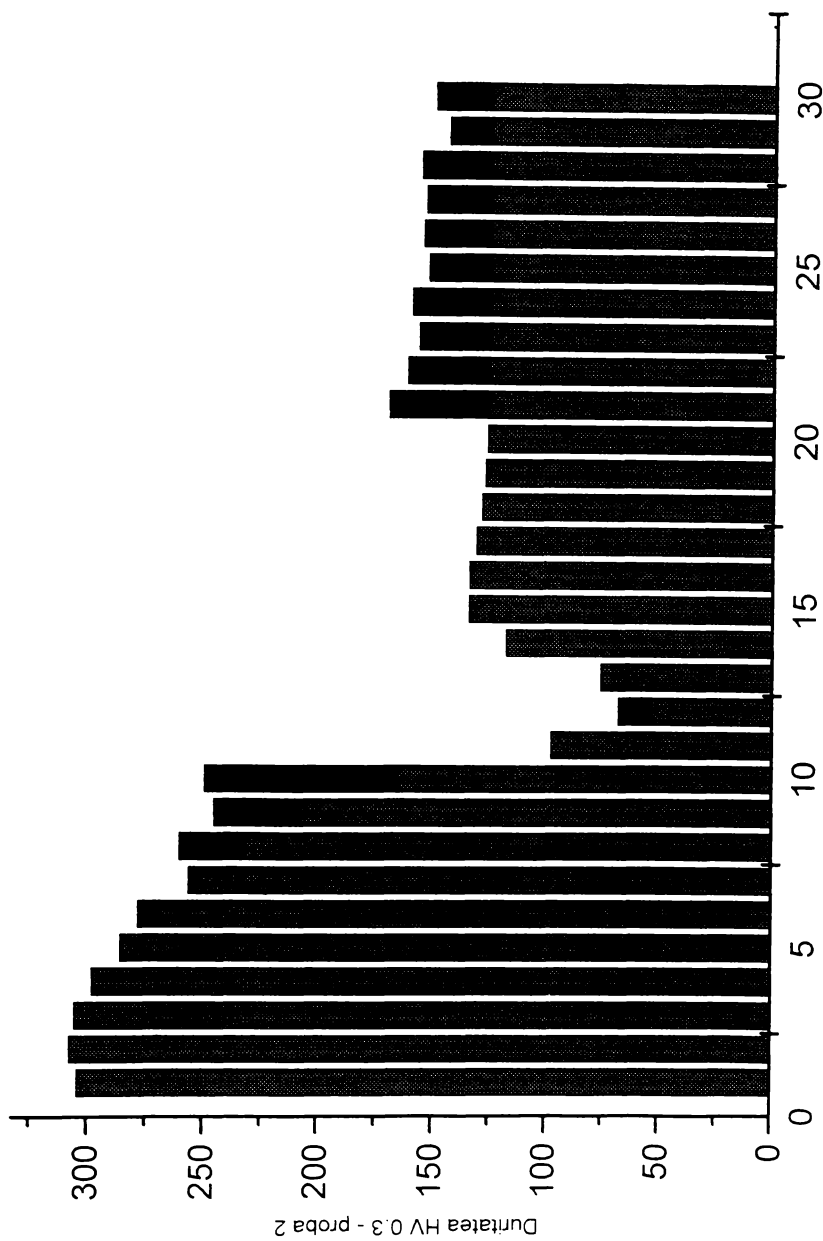


Puncte de masurare:
1-10 plasa de otel, 11-20 ZIT, 21-30 matrice de Al

Figura B.65.



Pozitie puncte de masurare:
 1-10 plasa de otel, 11-20 ZIT, 21-30 matrice Al
 Figura B.66.



Puncte de masurare:
1-10 plasa de otel, 11-20 ZIT, 21-30 matrice de Al

Figura B.67.

Pentru proba 6 (figurile B.68., B.69. și B.70.) s-au reprezentat histogramele în intervalul 50-275 HV0,3, ce indică o distribuție Gauss cu 5 moduri (clasa 5).

Valorile calculate sunt date în anexa 3.

Principiile modului de prelucrare statistică a datelor experimentale este indicat în capitolul B.5.3.

B.5.3. Prelucrarea datelor experimentale

B.5.3.1. Prezentarea și condensarea datelor statistice

Datele experimentărilor au fost prelucrate statistic prin prezentarea lor și prin estimarea funcțiilor care pot reprezenta cu cea mai mare încredere rezultatele obținute fiind apreciat în prealabil tipul de distribuție prin condensarea rezultatelor [69], [112], [169], [170], [171], [220], [248], [250], [252], [272], [283], [284].

Condensarea datelor statistice se poate prezenta sub formele următoare mai des utilizate:

- **Histograma** este reprezentarea frecvențelor f_j de apariție a datelor experimentale prin dreptunghiuri cu lățimi egale cu cele ale claselor și cu înălțimile egale cu frecvențele f_j .

- **Poligonul frecvențelor relative** se obține unind cu segmente de dreaptă punctele ce au abscisele x_j egale cu mijloacele lățimilor claselor și ordonatele egale cu p_j .

Histogramele obținute din datele experimentale rezultate din cercetările efectuate au aspecte diferite, fapt care rezultă în cele ce urmează.

La calculul histogramelor s-au utilizat coeficienții distribuției χ^2 , pe aceeași figură cu histograma fiind trasat și poligonul frecvențelor relative.

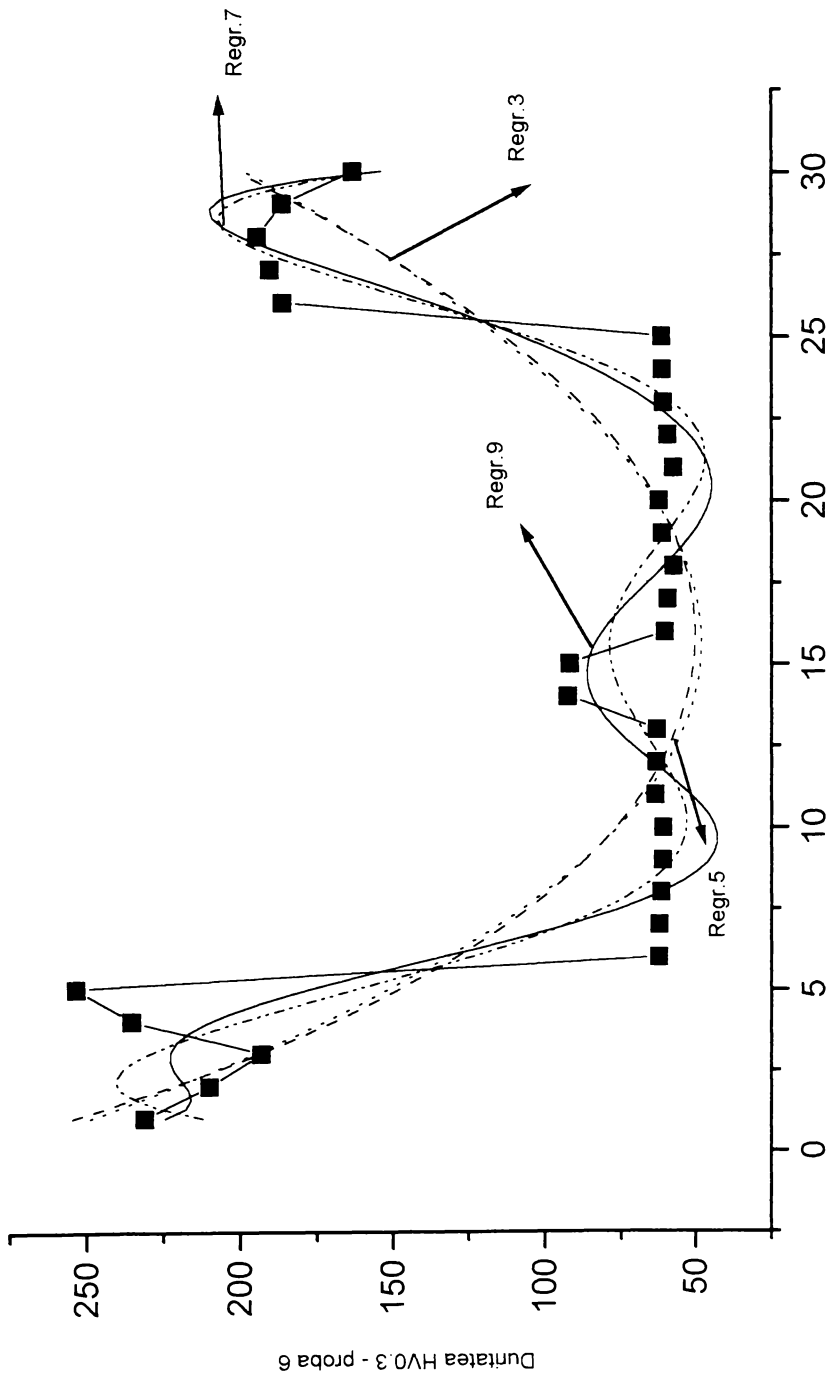
B.5.3.2. Reprezentarea prin curbe care aproximează cu o anumită încredință datele experimentale și care permit prognozarea materialelor de același tip

Printre metodele cele mai răspândite de prelucrare a datelor experimentale în vederea trasării dependențelor urmărite, sunt: metoda de interpolare prin polinoame ortogonale și metoda de interpolare prin funcții spline. Principial, acestea se prezintă astfel:

a) **Interpolarea prin polinoame ortogonale** recomandă ca experimentele să fie astfel concepute încât variabila independentă X să ia valori echidistante. În consecință, X va avea totdeauna valorile 1, 2, 3, ..., n .

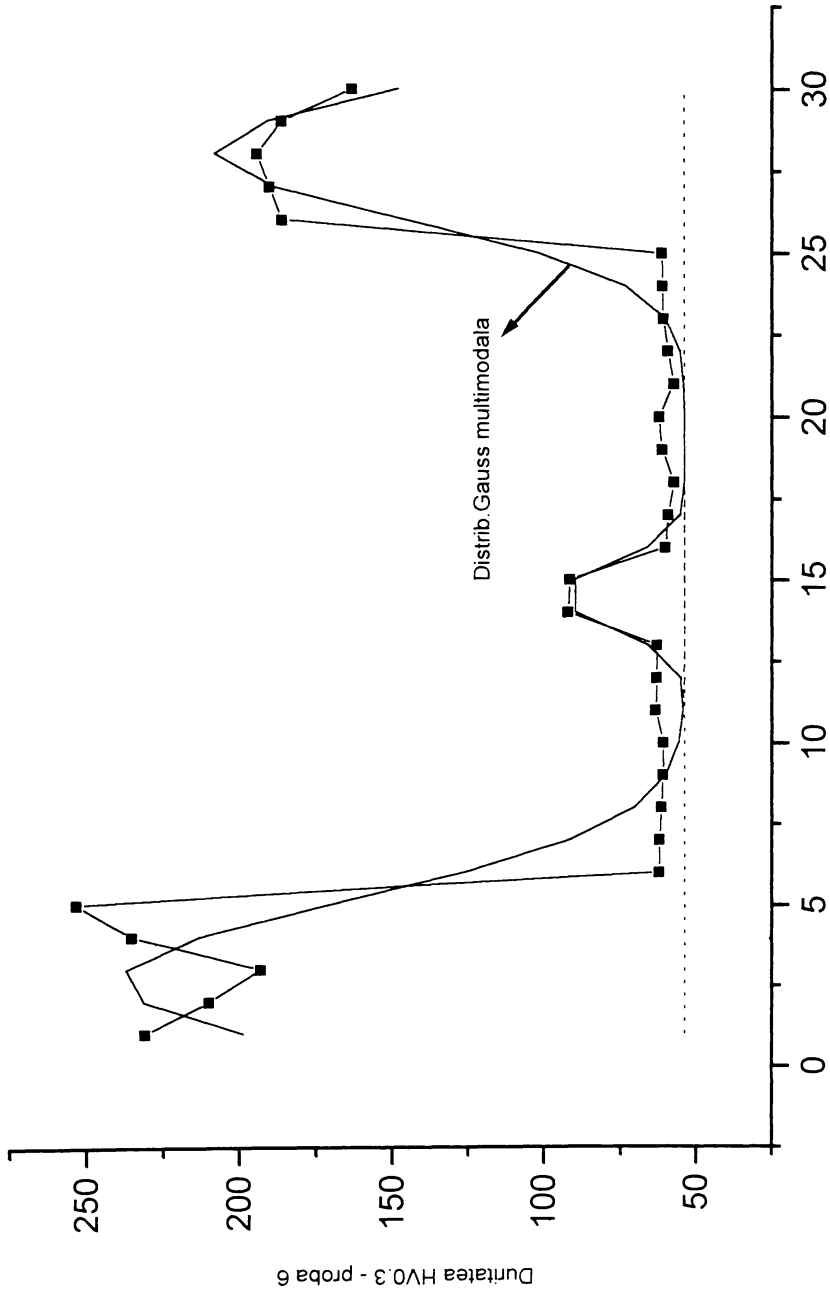
Corelarea lui Y cu X se poate face cu funcțiile:

$$\begin{aligned} Y_1 &= A_0 \cdot X + A_1 \\ Y_2 &= A_0 \cdot X^2 + A_1 \cdot X + A_2 \\ Y_3 &= A_0 \cdot X^3 + A_1 \cdot X^2 + A_2 \cdot X + A_3 \\ Y_4 &= A_0 \cdot X^4 + A_1 \cdot X^3 + A_2 \cdot X^2 + A_3 \cdot X + A_4 \text{ etc.} \end{aligned} \quad (\text{B.5.3.1.})$$



Pozitie puncte de masurare:
 1-5 plasa de otel, 6-10 ZIT superior, 11-15 matrice Al superior
 16-20 ZIT inferior, 21-25 matrice Al inferior, 26-30 matrice Al central

Figura B.68.



Pozitie puncte de masurare:
 1-5 plasa de otel, 6-10 ZIT superior, 11-15 matrice AI superior
 16-20 ZIT inferior, 21-25 matrice AI inferior, 26-30 matrice AI central

Figura B.69.

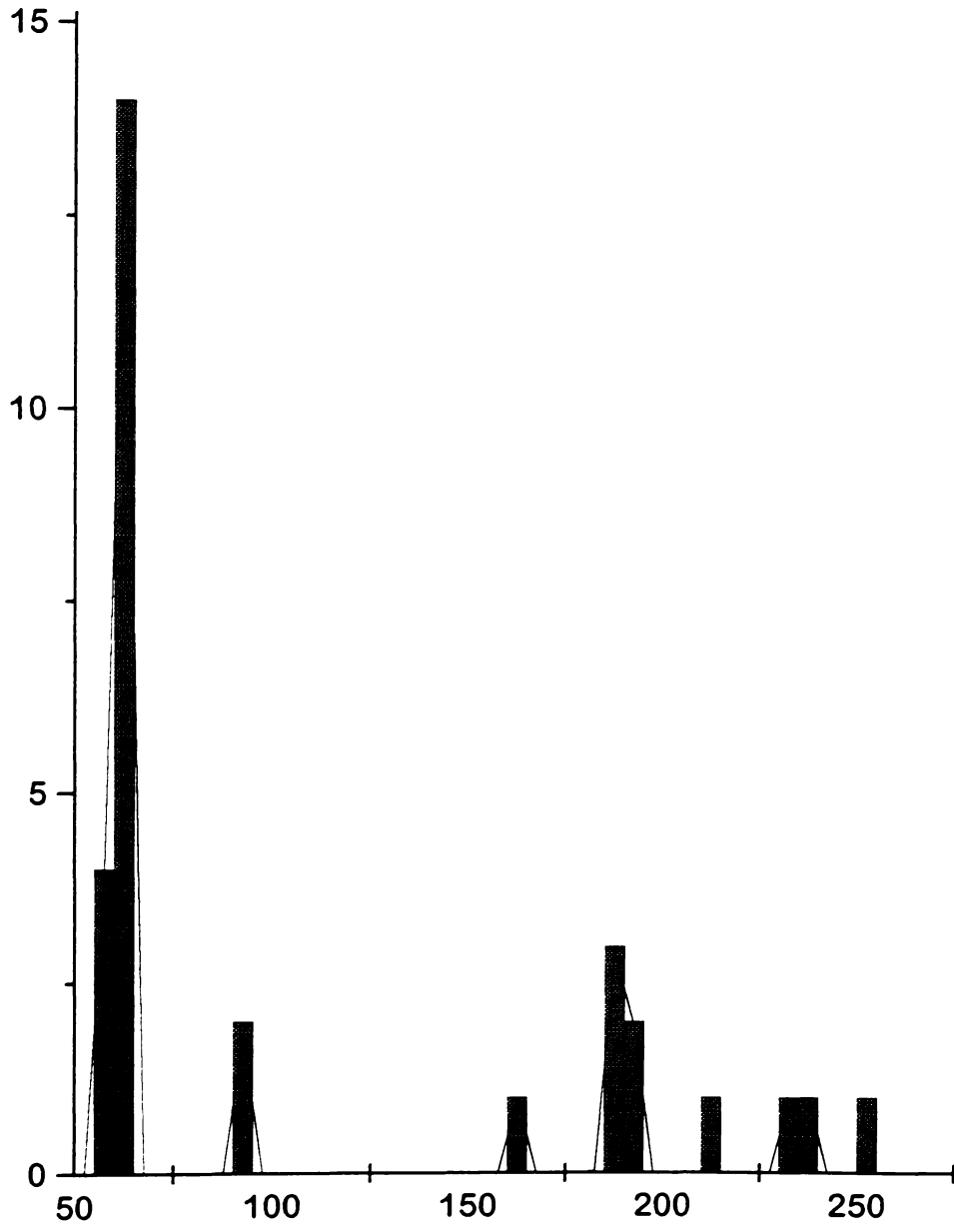


Figura B.70.

Formarea sistemelor cu care se calculează parametrii regresiei folosind polinoame, se face cu un algoritm. El rezultă scriind coeficienții numerici ai sistemelor așa cum se formează ei.

Algoritm de formare a sistemelor ce determină parametrii regresiei se scrie ușor dacă polinoamele se scriu astfel:

$$Y_n = a_0 \cdot X^0 + a_1 \cdot X^1 + a_2 \cdot X^2 + \dots + a_n \cdot X^n = \sum_{k=0}^n a_k \cdot X^k, \quad k = 1, 2, \dots, n \quad (\text{B.5.3.2.})$$

Se obține algoritmul:

$$\sum_{k=0}^n \left(a_k \cdot \sum_{i=1}^n i^{j+k} \right) = \sum_{i=1}^n i^j \quad (\text{B.5.3.3.})$$

în care j variază de la 0 la n . După cum se vede n este gradul polinomului de regresie.

b. Interpolarea prin funcții spline

Funcțiile spline constituie un instrument matematic ce s-a dovedit a fi foarte potrivit prelucrării matematice a datelor.

Fie $a = x_0 < x_1 < \dots < x_n = b$ o diviziune a intervalului $[a, b]$. Numim *funcție spline* pe această diviziune o funcție $S(x)$ de clasă $C^{(2)}$ pe intervalul $[a, b]$ care pe fiecare subinterval al diviziunii se reprezintă printr-o cubică (polinom de gradul al treilea). Să mai considerăm $f(x_i) = f_i$, $i = 0, 1, \dots, n$, ca valori în punctele x_i , $i = 0, 1, \dots, n$, ale unei funcții. Aceasta poate fi o funcție a cărei expresie analitică (cunoscută) este foarte complicată și este greu de operat cu ea, o funcție ale cărei valori sunt cunoscute numai în noduri și care a rezultat în urma unui proces numeric anterior (de exemplu soluționarea numerică a unei ecuații diferențiale) sau o funcție ale cărei valori în punctele date au fost determinate experimental. Pentru a evalua funcția $f(x)$ în alte puncte decât cele ale diviziunii vom construi o funcție spline de interpolare pentru diviziunea dată și funcția $f(x)$. Se numește *funcție spline de interpolare pentru funcția $f(x)$* o funcție spline $S(x)$ pe diviziunea dată care îndeplinește condițiile de interpolare:

$$S(x_i) = f_i, \quad i = 0, 1, \dots, n. \quad (\text{B.5.3.4.})$$

Fie $M_i = S''(x_i)$, $i = 0, 1, \dots, n$. Întrucât restricția $S_i(x)$ a funcției spline la intervalul $[x_{i-1}, x_i]$ reprezintă o cubică, derivata sa de ordinul al doilea va fi pe acest interval funcția liniară:

$$S_i''(x) = \frac{M_i(x - x_{i-1}) + M_{i-1}(x_i - x)}{h_i}, \quad i = 1, 2, \dots, n \quad (\text{B.5.3.5})$$

unde $x_i - x_{i-1} = h_i$, $i = 1, \dots, n$. Prin integrare se obține:

$$S_i(x) = \frac{M_i(x-x_{i-1})^3 + M_{i-1}(x_i-x)^3}{6h_i} + C_i x + D_i \quad (\text{B.5.3.6.})$$

pentru $x \in [x_{i-1}, x_i]$ și $i = 1, \dots, n$. Constantele de integrare C_i și D_i se determină din condițiile (B.5.3.4.):

$$S_i(x_{i-1}) = \frac{M_{i-1}h_i^2}{6} + C_i x_{i-1} + D_i = f_{i-1},$$

$$S_i(x_i) = \frac{M_i h_i^2}{6} + C_i x_i + D_i = f_i, \quad i = 1, \dots, n$$

Se obține astfel expresia:

$$S_i(x) = \frac{M_i(x-x_{i-1})^3 + M_{i-1}(x_i-x)^3}{6h_i} + \left\{ f_{i-1} - \frac{M_{i-1}h_i^2}{6} \right\} \frac{x_i-x}{h_i} + \left\{ f_i - \frac{M_i h_i^2}{6} \right\} \frac{x-x_{i-1}}{h_i} \quad (\text{B.5.3.7.})$$

$$i = 1, \dots, n$$

Funcția $S(x)$ obținută este o funcție continuă pe intervalul $[a, b]$, ale cărei valori în punctele x_i coincid cu f_i , $i = 1, \dots, n$. Vom pune condiția ca derivata să fie o funcție continuă pe intervalul dat. Avem:

$$S'_i(x) = \frac{M_i(x-x_{i-1})^2 - M_{i-1}(x_i-x)^2}{2h_i} + \frac{f_i - f_{i-1}}{h_i} - \frac{M_i - M_{i-1}}{6} h_i \quad i = 1, \dots, n \quad (\text{B.5.3.8.})$$

Pentru ca funcția $S'(x)$ să fie continuă pe intervalul $[a, b]$ trebuie ca restricțiile ei la intervalele diviziunii să îndeplinească condițiile:

$$S'_i(x_i) = S'_{i+1}(x_i), \quad i = 1, 2, \dots, n-1$$

de unde rezultă:

$$\frac{h_i}{6} M_{i-1} + \frac{h_i + h_{i+1}}{3} M_i + \frac{h_{i+1}}{6} M_{i+1} = \frac{f_{i+1} - f_i}{h_{i+1}} - \frac{f_i - f_{i-1}}{h_i}, \quad i = 1, \dots, n-1 \quad (\text{B.5.3.9.})$$

Relațiile (B.5.3.9.) constituie un sistem de $n-1$ ecuații liniare pentru determinarea constantelor M_0, M_1, \dots, M_n . Rezultă de aici că există o infinitate de funcții spline de interpolare pentru funcția $f(x)$ și diviziunea dată.

Pentru a elimina nedeterminarea apărută vom impune condiții suplimentare. Acestea pot fi:

I. $M_0 = M_n = 0$. Din prima ecuație (B.5.3.9.) dispăre primul termen, iar din ultima termenul ce conține pe M_n . Sistemul constituie un sistem de $n-1$ ecuații liniare cu $n-1$ necunoscute.

II. Sunt cunoscute valorile $f'_0 = f'(x_0)$ și $f'_n = f'(x_n)$ ale derivatei funcției de interpolat la extremitățile intervalului. În acest caz vom cere ca polinomul de interpolare să mai satisfacă condițiile $S'(x_0) = f'_0$, $S'(x_n) = f'_n$. Ținând seama de relațiile (B.5.3.9.) acestea devin:

$$\begin{aligned} \frac{h_i}{3}M_0 + \frac{h_1}{6}M_1 &= \frac{f_1 - f_0}{h_1} - f'_0 \\ \frac{h_n}{6}M_{n-1} + \frac{h_n}{3}M_n &= f'_n - \frac{f_n - f_{n-1}}{h_n} \end{aligned} \quad (\text{B.5.3.10.})$$

Relațiile (B.5.3.9.) și (B.5.3.10.) constituie un sistem de $n+1$ ecuații pentru determinarea necunoscutelor M_i , $i = 0, 1, \dots, n$.

În ambele cazuri analizate sistemele de ecuații rezultate sunt tridiagonale cu diagonala principală dominantă. Din teoria sistemelor de ecuații liniare se știe că aceste sisteme admit soluție unică. Rezultă de aici existența unei funcții spline de interpolare (unică) ce îndeplinește condițiile (I) și de asemenea existența unei singure funcții spline de interpolare având valori date pentru derivatele la extremitățile intervalului de interpolare. Există o teoremă de unicitate a funcției spline de interpolare în condițiile (I) sau (II) care nu face apel la rezultatele amintite. Având în vedere faptul că determinarea funcției spline de interpolare revine la soluționarea unui sistem de ecuații liniare, rezultă de aici și existența funcției spline de interpolare.

Scriem sistemul de ecuații (B.5.3.9.), (B.5.3.10.) sub următoarea formă comodă pentru calcul:

$$\begin{aligned} a_0M_0 + c_0M_1 &= d_0 \\ b_iM_{i-1} + a_iM_i + c_iM_{i+1} &= d_i, \quad i = 1, \dots, n-1 \\ b_nM_{n-1} + a_nM_n &= d_n \end{aligned} \quad (\text{B.5.3.11.})$$

cu notațiile:

$$\begin{aligned} h_i &= x_i - x_{i-1}, \\ b_i &= \frac{h_i}{h_i + h_{i+1}}, \quad c_i = 1 - b_i, \quad d_i = \frac{6}{h_i + h_{i+1}} \left(\frac{f_{i+1} - f_i}{h_{i+1}} - \frac{f_i - f_{i-1}}{h_i} \right), \\ i &= 1, \dots, n-1; \\ b_n &= 1; \quad c_0 = 1, \quad d_0 = \frac{6}{h_1} \left(\frac{f_1 - f_0}{h_1} - f'_0 \right), \quad d_n = \frac{6}{h_n} \left(f'_n - \frac{f_n - f_{n-1}}{h_n} \right) \\ a_i &= 2, \quad i = 0, 1, \dots, n. \end{aligned} \quad (\text{B.5.3.12.})$$

Pentru soluționarea sistemului (B.5.3.11.) există algoritmi foarte eficienți.
Pentru prelucrarea datelor experimentale prin interpolare prin cele două metode s-a utilizat programul Microcal.Origin.

B.6. Prognoza rezistenței în funcționare pe baza proprietăților mecanice ale construcțiilor realizate din MCM armate cu fibre

Utilizate în realizarea unor construcții MCM cu fibre conțin discontinuități încă din procesul de elaborare. Acestea având implicații foarte mari asupra comportării în exploatare s-a impus elaborarea unor metode de prognozare care necesită cercetări experimentale.

Aceste încercări conduc la determinarea caracteristicilor straturilor MCM și curbelor de scădere a rigidității sau de creștere a deformațiilor. Deși defectele tehnologice pot fi evitate prin asigurarea unei calități corespunzătoare după un anumit timp de funcționare se poate ajunge la desprinderi între fibre și matrice care nu pot fi decelate printr-o examinare vizuală. Acest defect se poate propaga datorită oboselii materialului, ajungându-se la deteriorarea totală a componentului.

În funcție de solicitările care apar frecvent în funcționare, se alege tipul metodei de prognozare a rezistenței construcțiilor din MCM armate cu fibre.

Există diferite metode de detectare a rezistenței în funcționare [94]:

- direct pe construcția în cauză;
- simulare în laborator;
- determinarea experimentală a anumitor date necesare pentru prognozare.

De la prima metodă spre ultima dintre cele menționate, scade costul și durata de încercare. În schimb sunt necesare cunoștințe tot mai complexe cu privire la comportarea materialului componentelor și a construcției în ansamblu.

Scopul prognozării este estimarea statistică a duratei de viață. Metoda de prognozare este structurată pe trei etape, după cum urmează:

- Etapa întâi descrie efectele încărcării primare până la sarcina maximă în regim cvasistatic.
- Etapa a doua urmărește efectele încărcării pulsatorii și deci extinderea defectelor față de stadiul inițial de deteriorare.
- Etapa a treia tratează dezvoltarea defectelor, proces care conduce la deteriorarea totală sau parțială.

De menționat este că cel mai mare interes prezintă prognozarea începutului deteriorării [94].

B.6.1. Prognozarea pe baza solicitării prin șoc

B.6.1.1. Deteriorarea prin șoc

În funcție de energia sa, solicitarea prin șoc crează defecte de diferite mărimi [94].

În figura B.71. se prezintă interdependența dintre energia de șoc și gradul de deteriorare (lungimea fisurii).

Corespunzător efectelor șocului au fost delimitate patru domenii:

În domeniul I, energia de șoc este încă prea redusă pentru a cauza o deteriorare. Practic acest domeniu poate fi foarte mic, extinderea sa depinzând de:

- material și tenacitatea lui la rupere;
- grosimea laminatului;
- captarea energiei în timpul șocului.

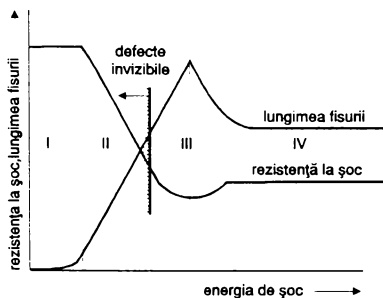


Figura B.71. Efectele aplicării șocului asupra epruvetelor din MCM

Pentru constructor este ideal ca extinderea domeniului I să fie acoperitoare pentru funcționarea în regim de durată.

Domeniul II începe la valoarea energiei la care se formează deteriorări superficiale și se sfârșește la pătrunderea defectelor în laminatul din MCM cu fibre. În acest domeniu scade rezistența MCM cu fibre, corespunzător mărimii deteriorării.

La materialele MCM cu fibre, deteriorarea devine vizibilă pe partea supusă șocului, de la anumite valori ale energiei de șoc. De exemplu, de la o energie de șoc de 50 Nm pentru un strat cu grosimea de 3 mm, cvasiizotrop și cu o suprafață de contact cu corpul dur de șoc de rază 5 mm s-au constatat deteriorări vizibile [94].

În domeniul III impulsul transferat asupra MCM cu fibre este maxim cauzând deteriorarea maximă și ca urmare scăderea pronunțată a rezistenței.

În domeniul IV percutorul pătrunde complet în MCM cu fibre, diametrul zonei distruse fiind practic independent de energia de șoc.

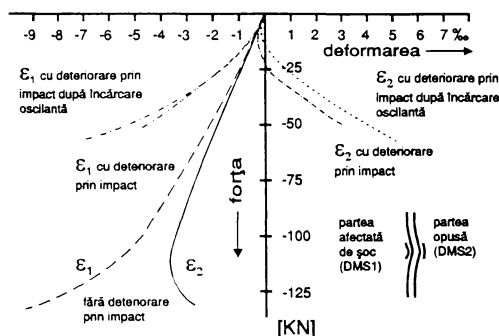
Cercetările efectuate pe componentele din MCM cu fibre, cu deteriorări la șoc vizibile, au condus la o scădere a rezistenței la șoc la circa 2/3 din rezistența laminatelor nedeteriorate. Această scădere a rezistenței trebuie luată în considerare la dimensionarea componentelor supuse la astfel de solicitări. Urmare studiilor asupra unei astfel de deteriorări, efectuate prin examinare ultrasonică și analiză metalografică, s-a constatat că, în general, deteriorarea constă din mai multe exfolieri (delaminări) suprapuse, a căror intensitate scade cu creșterea distanței față de locul aplicării șocului. Există astfel:

- exfolieri extinse radial dinspre locul impactului;
- exfolieri de extindere mai mică, în alte planuri, care se termină prin fisuri înclinate și care se extind până la următorul defect, dintr-un strat inferior etc.

Examinarea metalografică a unor probe din astfel de materiale care conțin fisuri, evidențiază existența atât a fisurilor din planul plăcilor din MCM cu fibre, cât și a celor înclinate care se propagă.

B.6.1.2. Urmările încărcării pulsatorii

Cercetările efectuate au arătat că la defectele vizibile produse prin șoc, în domeniile III și IV (figura B.71.) a fost redusă rezistența la tracțiune statică și la oboseală pe zone întinse, în timp ce la defectele interne, în primul rând sunt influențate negativ rezistența la compresiune statică și la oboseală [94].



În figura B.72. sunt indicate modificările de comportare ale materialului, în domeniul deteriorat prin șoc, față de cel nedeteriorat al structurii.

Figura B.72. Dependenta forță-deformare după solicitarea prin șoc

B.6.2. Metoda de prognozare

Scopul metodei de prognozare este estimarea analitică a duratei de viață a structurii realizată din MCM. Prognozarea se derulează în trei etape. Etapa I urmărește încărcării în regim cvasistatic.

Etapa a II-a urmărește încărcarea pulsatorie (faza 1) și ca urmare, extinderea defectelor apărute în cadrul etapei inițiale. Etapa a III-a urmărește creșterea defectelor până la distrugerea materialului prin procese specifice.

B.6.2.1. Încărcarea primară (etapa I)

Etapa I a procesului de prognozare are fazele reprezentate în schema logică din figura B.73.

Mărimile de intrare sunt:

- modelul de deteriorare (cu geometria și dimensiunile deteriorării invizibile);
- caracteristicile materialelor din fiecare strat ;
- geometria structurii.

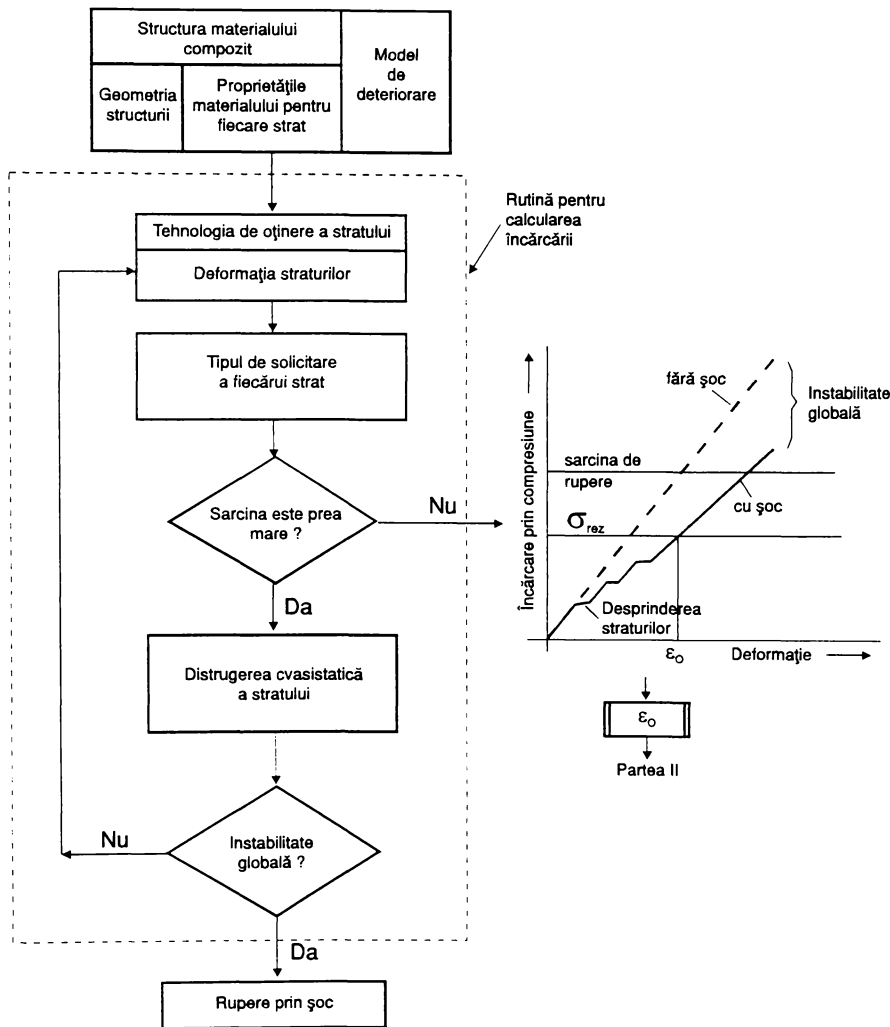


Figura B. 73. Schema logică a etapei I de prognozare

Prognozarea începe cu calculul componentelor de sarcină, a pachetelor straturilor de laminate și deformarea lor axială cu ajutorul teoriei clasice a laminării.

Stabilitatea fiecărui pachet de straturi se face pe baza teoriei plăcilor ortotrope.

În timpul creșterii sarcinii, dacă se depășesc sarcinile de echilibru se elimină pachetul de straturi în cauză. Celelalte pachete de straturi preiau și componenta de sarcină

din pachetul de straturi eliminate. Această etapă de iterație se repetă, până când sarcina maximă de compresiune reprezintă o încărcare stabilă.

Partea I a prognozării oferă curbe de sarcină-deformare din care se obțin deformarea la sarcina maximă la compresiune și valoarea sarcinii la rupere prin oboseală.

B.6.2.2. Încărcarea pulsatorie faza 1 (etapa II)

Această parte cuprinde etapele prezentate în schema logică din figura B.74., care ia în considerare informațiile obținute la sfârșitul etapei I.

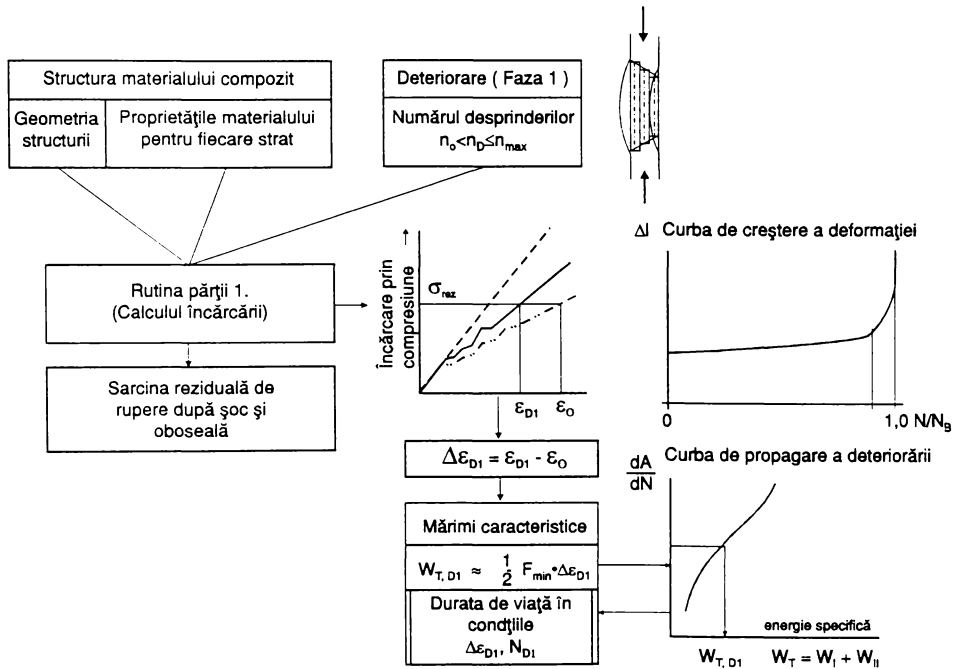


Figura B.74. Schema logică a etapei II de prognozare

Tot ca o informație de intrare se utilizează curba de creștere a deformării, determinată experimental:

$$\Delta l = f(N/N_b) \quad (B.6.1.)$$

în care N_b este numărul de cicluri la care se produc primele desprinderi (defecte).

Această fază a încărcării pulsatorii este caracterizată prin aceea că desprinderea straturilor nu depășește domeniul inițial de deteriorare prin șoc. În plus, se consideră că se

formează alte desprinderi, care permit creșterea deformării în timpul încărcării pulsatorii, după cum arată rezultatele măsurărilor, figura B.75.

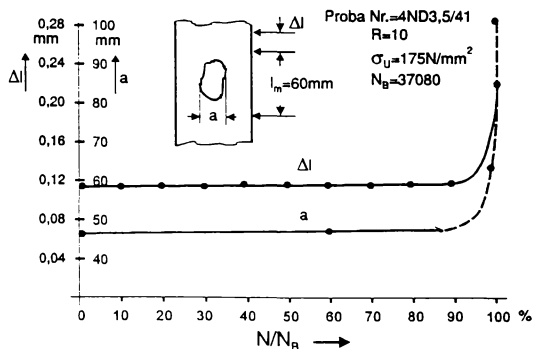


Figura B. 75. Variația lungimii epruvetei la deteriorarea prin desprinderea straturilor

Creșterea numărului de desprinderi față de domeniul inițial de deteriorare, rezultă din comparația dintre micrografiile plăcilor laminată cu deteriorare prin impact, înainte și după încărcarea pulsatorie.

Faza 1 a încărcării pulsatorii, se finalizează dacă toate straturile sunt separate unele de altele prin desprinderi. Se presupune că astfel s-a obținut o stare de deteriorare măsurătorilor care este premiza pentru începutul fazei 2 a încărcării pulsatorii.

A doua parte a prognozei oferă curba sarcină-deformare în condițiile prezentate (figura B.74.). Din această curbă se observă creșterea deformării $\Delta \epsilon_{D1}$ la sarcina maximă de compresiune și se poate calcula numărul ciclurilor de încărcare N_{D1} , la care se poate produce această creștere a deformării.

B.6.2.3. Încărcarea pulsatorie, faza 2 (etapa III)

Această fază cuprinde etapele prezentate în schema logică din figura B.76.

În timpul acestei faze a încărcării pulsatorii crește drastic deformarea, după cum se observă în figura B.75. (variația încărcării cu deformare).

A treia parte a prognozei, respectiv faza a 2-a de încărcare pulsatorie, oferă curba sarcină-deformare în cazul deteriorării interne, cu desprinderi care se propagă pe întreaga lățime a probei. Se poate calcula, ca și anterior, numărul ciclurilor de încărcare N_f finală necesar a produce o astfel de distrugere.

Modelul de prognozare se bazează pe observația fundamentală că în cea mai mare parte a duratei de viață, deteriorarea este determinată și se dezvoltă cu precădere în faza I. Deci, de maxim interes este prognozarea începutului propagării defectelor. Momentul de producere a distrugerii totale nu prezintă același interes. Măsurile de precauție și de înlocuire a elementelor defecte trebuie aplicate de la inițierea defectului și nu după propagarea sa ulterioară.

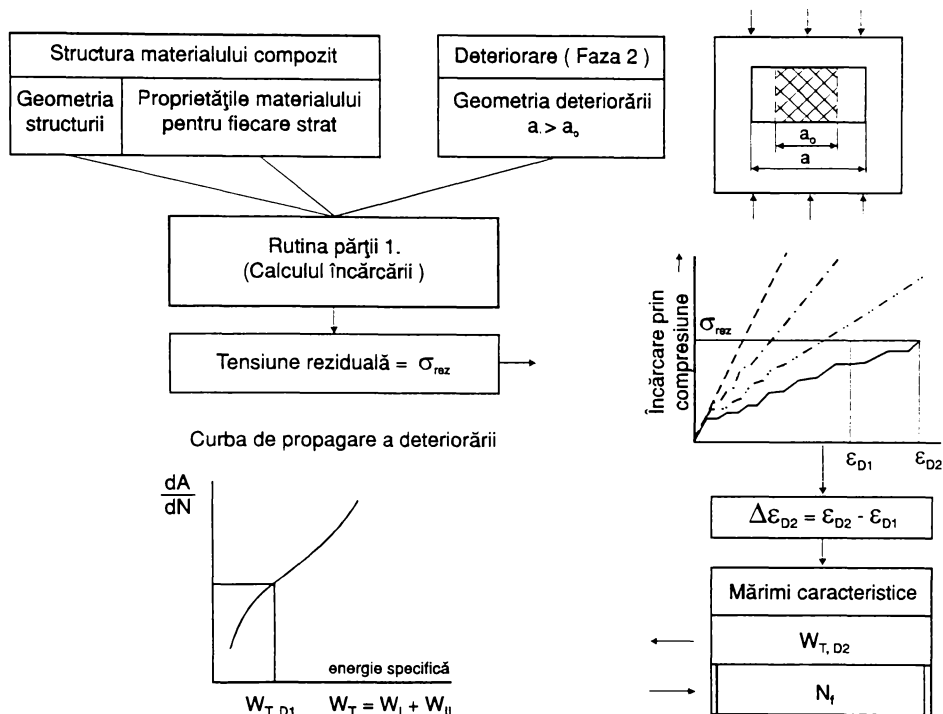


Figura B. 76. Schema logică a etapei III de prognozare

B.7. Concluzii și contribuții originale

B.7.1. Sintetizarea datelor generale referitoare la MCM (natura fibrelor durificate; mecanismului durificării cu fibre, proprietăți, ale MCM ș.a.m.d.) cu sublinierea posibilităților de evitare a apariției defectelor în MCM.

B.7.2. Analizarea datelor din literatură referitoare la MCM cu matricea din aluminiu, titan și magneziu ale MCM.

B.7.3. Fundamentarea fenomenelor la interfața fibră-matrice prin analiza fenomenelor de difuzie precum și a celor de întindere și înmuiere (umectare) a materialului matricei și a metodelor de îmbunătățire a acestora (prin acoperiri metalice, tratament termic al fibrelor, utilizare CIF ș.a.).

B.7.4. Clasificarea generală a proceselor de obținere și prelucrare a MCM.

B.7.5. Sintetizarea principalelor tehnici de elaborare a MCM, reieșite din literatura tehnică de specialitate consultată.

B.7.6. Prezentarea considerațiilor generale referitoare la particularitățile ruperii MCM.

B7.7. Elaborare șarje de MCM, având matricea din aluminiu și inserțiile din plasă din sârmă de oțel inoxidabil având $\phi = 1$ mm și $\phi = 10$ mm, în două variante (cu plasa de sârmă aluminizată anterior și respectiv netratată).

B.7.8. Realizarea pentru șarjele obținute a unui program experimental (încercări la tracțiune și de rupere) respectiv examinări micro-macroscopice și determinări de duritate (cu indicarea erorii relative de justețe "E", respectiv a erorii de fidelitate "Ef").

B.7.9. Prelucrarea statistică a rezultatele experimentale folosind facilitățile oferite de programul Micro Cal. Origin.

B.7.10. Stabilirea metodei de prognozare a siguranței în funcționare a construcțiilor deteriorate, pe baza proprietăților mecanice ale construcțiilor realizate din MCM armate cu fibre. Se apreciază că de maxim interes este prognozarea începutului propagării deteriorării, întrucât măsurile de precauție și de înlocuire a elementelor defecte trebuie aplicate la inițierea defectului și nu după propagarea sa ulterioară.

C. APLICAȚII ALE MATERIALELOR COMPOZITE METALICE (MCM). ÎMBINAREA PRIN SUDAREA MCM. DEFECTE ÎN ÎMBINARE.

C.1. Probleme generale la sudarea MCM

Materialele compozite cu matrice metalică (MCM) armate cu fibre se sudează prin diferite procedee: prin topire, presiune în puncte, explozie ș.a., în funcție de obiectivul la realizarea căruia sunt utilizate.

A apărut tot mai mult necesitatea utilizării ca subsansambluri separate fabricate din MCM, atât a îmbinărilor din MCM între ele, cât și a celor disimulare, de tipul MCM cu materiale omogene (aliaje de aluminiu sau titan, oțel ș.a.). Abordarea studierii, respectiv a sudării efective a MCM se face diferențiat, pentru fiecare caz în parte, funcție de tipul matricei și al fibrei, de combinația structurală fibră-matrice ș.a.m.d. În general, dificultățile sudării MCM [4], [8], [30], [32], [43], [53], [57], [58], [70], [74], [82], [110], [113], [133], [134], [135], [136], [141], [146], [157], [164], [194], [211], [228], [235], [264], [274], [312], [357] constau în:

a. diferența mare dintre temperatura de topire a elementelor de armare (care poate atinge uneori 2500°C) și cea a matricei (de ordinul 600 - 1700°C);

b. conductibilitatea termică și căldura specifică diferite ale componentelor, ceea ce duce la o diferență între câmpurile termice și condițiile de cristalizare ale componentelor;

c. rezistența mecanică a MCM, spre deosebire de cea a materialelor tradiționale depinde de continuitatea fibrelor; dacă la îmbinarea MCM se produce distrugerea acestei continuități, aceasta este greu de compensat;

d. diferențele mari între coeficientul dilatării termice a matricei și cel al elementelor de armare, ceea ce determină apariția tensiunilor termice ridicate;

e. chiar în cazul în care la metoda de sudare aleasă temperatura MCM este sub temperatura de topire a matricei, durata acțiunii căldurii poate fi destul de mare; de aceea componentele MCM intră între ele în interacțiune chimică și metalul își pierde parțial proprietățile de rezistență;

f. problemele complexe ce apar în cazul proceselor de întindere pe suprafață și înmuiere a matricei la sudarea MCM armate cu fibre; se impune rezolvarea unor aspecte esențiale, cum ar fi asigurarea răspândirii uniforme a fazei lichide a matricei și a obținerii unei suduri cu forma geometrică și dimensiunile stabilite, dar și garantarea îmbinării complete a straturilor de fibre, pentru evitarea discontinuității acestora;

g. aspectele fenomenului de difuzie ce au loc la interfața fibră-matrice, favorizate de câmpurile termice proprii procesului de sudare;

h. stabilirea parametrilor de sudare optimi, fapt ce impune, în cazuri speciale, apelarea la modele matematice, ca puncte de pornire, rezolvabile de cele mai multe ori doar prin metode numerice;

i. faptul că nu pot exista niște scheme clare pentru rezolvarea problemelor de sudare propriu-zisă, pentru fiecare caz în parte de MCM, impunându-se luarea unor măsuri diferențiate, de la caz la caz.

Prezentarea detaliată a considerațiilor tehnologice referitoare la sudarea MCM, pe procedee distincte de sudare, este concretizată pentru diferite tipuri de MCM, urmărindu-se în special evitarea apariției defectelor specifice MCM în aceste îmbinări sudate.

C.2. Considerații tehnologice la sudare

C.2.1. Sudarea cu arc electric, cu electrozi fuzibili și nefuzibili

Sudarea MCM cu matrice de aluminiu armată cu carbură de siliciu s-a studiat datorită largii sale aplicabilități. Acest MCM este un amestec de aluminiu cu fibre subțiri și particule; ponderea volumică a fibrelor este de 20-90%, în funcție de tipul materialului realizat. Fibrele subțiri sunt din SiC, cu diametrul $\phi = 0,2-1,0 \mu\text{m}$ și lungimea de $50 \mu\text{m}$; proprietățile lor mecanice: $\sigma \approx 13 \text{ GPa}$, $E \approx 700 \text{ GPa}$ [4], [235].

Pentru studierea sudabilității s-a ales aliajul 6061Al, fabricat prin metodele metalurgiei pulberilor. Caracteristica particulară a acestui MCM armat cu SiC, constă în posibilitatea de a deforma semifabricatul de MCM pentru a obține vergele, țevi, table etc., funcție de necesitățile aplicației [74].

La tentativele anterioare de a îmbina materialul SiC-Al prin sudare prin topire, s-au obținut îmbinări sudate cu un nivel foarte ridicat al porozității, cu exfolieri în apropierea limitei de separare metal de bază-metalul cusăturii 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.

A fost utilizată sudarea cu electrod nefuzibil de wolfram și sudarea cu electrod fuzibil. Regimurile de sudare a MCM pe bază de aluminiu, cu o pondere volumică de 18% SiC și cu grosimea de 3,2 mm sunt prezentate în tabelul C.1.

Tabelul C.1.

Tipul sudării	v_{sud} [mm/min]	q/v [kJ/s]	I_{sud} [A]	U_{arc} [V]	Q_{gaz} [e/s]	Material de adaos
Electrod fuzibil	300-375	1,9-2,2	100-110	19-20	16,5-19,0	5356 Al (tip AMg5)
Electrod nefuzibil	150-200	1,7-2,2	145-160	12-14	5,7-7,1	4043 Al (tip AK5)

Cercetările au arătat că porozitatea din material a fost provocată de existența umezelii provenite din aer și care intră în reacție cu pulberea de aluminiu. S-a stabilit că degazarea în vid a semifabricatelor, înainte de sudare poate reduce numărul porilor [235].

Analizele metalografice și examinările cu raze X ale metalului cusăturii, efectuate după degazare și tratament termic al întregii îmbinări, au arătat că, în acest caz, o cantitate

oarecare de SiC se descompune cu formarea eutecticelor Al-Si și Al_4C_3 ; deoarece prezența porilor nu a fost sesizată, este probabil că existența SiC va duce la absența acestor defecte.

Duritatea ridicată a metalului în ZIT (HV 150-160) care nu este caracteristică pentru majoritatea aliajelor omogene de aluminiu nearmate și duritatea scăzută a metalului cusăturii (HV 60) arată faptul că această îmbinare nu se poate rupe la o solicitare la tracțiune pe cusătură.

Tratamentul termic al îmbinărilor sudate reface duritatea metalului de bază până la duritatea materialului în starea de după fabricație (HV = 120-140).

Cusăturile executate cu electrod nefuzibil pe metal anterior supus degazării, au avut o rezistență $\sigma_r \approx 179$ MPa (care se apropie de rezistența la tracțiune a aliajelor de aluminiu deformat); totuși, se remarcă că limita de curgere a rămas redusă. Valoarea σ_r la întinderea cusăturilor obținute prin sudare cu electrod fuzibil, este aproximativ egală cu 225 MPa și mai mult decât la aliajele 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 AMg 5).

Procedeele de sudare prin topire a MCM cu matrice metalică armată cu fibre este descris într-un brevet american [338]. Ca matrice au fost folosite, în principal, aliaje pe bază de aluminiu și magneziu, precum și titan și fier, iar fibrele de armare din bor, Al_2O_3 , SiC și Si_3N_4 . Ultimele două sunt recomandate, în mod special, deoarece ele sunt foarte stabile la temperaturi ridicate. Fibrele aveau diametrul $\phi = 0,1-0,4 \mu m$, iar raportul dintre lungime și diametru este cuprins în intervalul 20...200.

Procedeele sunt utilizate atât pentru sudarea MCM cu fibre întrerupte, orientate haotic, cât și pentru MCM cu fibre continue și constă din:

- Arcul electric se produce între electrodul de wolfram și plăcile din MCM;
- Zona de acțiune a arcului este protejată de gaz inert. Ca urmare, se topesc muchiile plăcilor și se formează baie de metal topit. Sub acțiunea mecanică a arcului, o parte din fibre este evacuată din baie; de aceea, este nevoie să se introducă fibre suplimentare în cusătură, altfel, aceasta nu va conține o cantitate suficientă de material de armare. Materialul de armare se va alimenta preponderent în partea de baie care are temperatura cea mai joasă.

Pentru reglarea cantității de fibre ce ajung în baie a fost elaborat un dispozitiv special. Raportul dintre fibre și matrice trebuie reglat luând în considerare faptul că existența unui număr mare de particule în baie poate duce la creșterea vâscozității metalului topit al băii, ceea ce va reduce fluiditatea și va înrăutăți proprietățile mecanice ale metalului cusăturii. De exemplu, la sudarea MCM cu matrice pe bază de magneziu (tip 2E14A) ce conține 40% fibre de armare, cantitatea optimă de fibre a fost 15% din volum.

Electrodul fuzibil poate fi fabricat din:

- metalul matricei;
- metal asemănător cu metalul matricei;
- 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.

O altă variantă de realizare a sudării MCM armate cu fibre, prevede acoperirea muchiilor de îmbinat cu amestec de material de armare, pulbere a matricei și liant. Acoperirea poate conține și adaosuri de aliere care stimulează sau încetinesc înmuierea fibrelor.

S-au efectuat experimente de sudare cu electrod fuzibil a MCM pe bază 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 și 100 V și intensitate a curentului între 16 și 250 A.

S-a mai analizat [337] sudarea cap la cap cu arc electric în mediu de argon a tablelor cu grosime de 12,7 mm din MCM pe bază de magneziu cu 41% (din volum) fibre de Al_2O_3 ; aceasta s-a efectuat la $U_{sud} = 20-22$ V, $I_{sud} = 90-100$ A, preîncălzire până la 350°C, debit argon 0,03 m³/h, electrod fuzibil din țevă de magneziu în interiorul căreia s-a aflat un amestec de pulbere din materialul matricei cu fibre de Al_2O_3 . Compoziția calculată a metalului cusăturii a prevăzut existența în aceasta a participării volumice de 17% de Al_2O_3 .

La sudarea cu arc electric a îmbinărilor cap la cap din materiale tip VKA (din sistemul aluminiu-bor) cele mai bune rezultate se obțin la folosirea de inserții tehnologice speciale din aliaje de aluminiu tip AMg6, 1420, 1201 utilizând procedeul sudării cu rotirea electrodului în jurul axului arzătorului [238-240].

Rezultatele cercetărilor efectuate pe MCM din sistemul bor-aluminiu [134] sunt detaliate pentru a observa efectele sudării cu arcul electric folosind procedeul WIG. Expunerea filamentelor de bor la aluminiul topit ridică problema reactivității chimice și a efectului acesteia asupra proprietăților filamentului. 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 eficienței privind structura MCM. De exemplu, s-a observat că borul amorf se dizolvă în aluminiu topit la 1000°C. S-a arătat că expunerea borului în aluminiul topit la 740°C cauzează o considerabilă interacțiune, care duce la o dizolvare parțială și o zimțare a capătului filamentelor de bor. Expunerea sub 3 minute, la o temperatură de 740°C, a dus la efecte de reacție minime. În studiul interacțiunii dintre bor și aluminiu, filamentele de bor au fost plasate în aluminiu topit la 680°C. După expunere, timp de 1 minut, respectiv 15 minute, straturile de interacțiune au fost măsurate rezultând 3 μm și respectiv 5 μm.

Uneori se urmărește ca plăcuțele subțiri din MCM din sistemul bor-aluminiu să fie supuse la influența termică a arcului de sudare care să nu deterioreze inserțiile din bor.

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 și nuclee (germeni) de solidificare și ca

rezultat, ele sunt respinse prin avansul 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 estimează că are de suferit calitatea sudurii.

O problemă mai complicată o prezintă sudarea MCM, cu matrice din aliaje de aluminiu (AD1 și AMg6) și fibre din sârmă $\phi = 0,15$ mm din oțel, cu rezistență la rupere 3600 MPa (KAC-1A), respectiv cu fibre de bor de $\phi = 0,15$ mm, cu rezistență la rupere 4900 MPa (BKA2), ponderea volumică a fibrelor fiind 25-40% [74].

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 elemente de inserție, din aliaje corespunzătoare de aluminiu în rosturile de îmbinat. Indiferent de procedeul de sudare utilizat este indicat ca materialele care alcătuiesc armătura, să se îmbine prin suprapunere prin procedee de lipire, sudare cu impulsuri sau sudare prin explozie. Sudarea WIG are o largă aplicabilitate în realizarea construcțiilor sudate din MCM cu matricea din Al, datorită problemelor tehnologice care apar (fisurile la cald, porii) cu implicații negative asupra caracteristicilor mecanice, se impune luarea unor precauții speciale. Pentru diferite tipuri de aliaje de aluminiu, care alcătuiesc matricea s-a impus elaborarea de sârme de adaos pentru sudare care îmbunătățesc structura îmbinărilor și măresc valorile caracteristicilor mecanice. În același timp, s-a confirmat eficacitatea sudării cu arc pulsatoriu și au fost realizate utilaje corespunzătoare, a căror utilizare permite o micșorare substanțială a porozității îmbinării [74], [96].

C.2.2. Sudarea cu plasmă

Utilizarea sudării cu plasmă nu se recomandă la îmbinarea MCM cu matrice din aluminiu, armate cu fibre de bor, putând conduce la fragilizarea puternică a îmbinării și la degradarea fibrelor [133], [134]; totuși, literatura de specialitate, de dată mai recentă [118], arată că odată cu perfecționarea echipamentelor și a posibilităților de conducere și de control al procesului de topire și al transferului de metal s-a permis, în cazul acestui procedeu, să se aplice regimuri de sudare cu impulsuri de curent asimetric, de diferite polarități, de durate diferite, propice pentru realizarea îmbinărilor.

Pentru aceasta s-a realizat o sursă de alimentare specială, care a permis modificarea curentului de la 5 la 300 A și a duratei impulsului de la 4 la 15 ms.

Pentru curățirea catodică a suprafeței materialului de bază, la polaritatea inversă, se consideră că este suficientă o porțiune îngustă, cu o durată între 3-5 ms, în ciclul de 20 ms. În perioada polarității directe se realizează o topire adâncă a metalului de bază, pe seama presiunii pe care o exercită arcul electric.

Posibilitățile tehnologice ale procesului de sudare cu arc de plasmă în c.c. asimetric, se manifestă total prin utilizarea efectului "key-hole" ce facilitează eliminarea gazelor, inclusiv a hidrogenului din straturile supraîncălzite ale metalului topit.

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 cu protecție de heliu, în c.c., la polaritate directă. Mai mult, chiar prin acest procedeu se elimină necesitatea pregătirii atente a marginilor și a menținerii constante a rostului prin diverse sisteme mai mult sau mai puțin complexe.

C.2.3. Sudarea electrică prin presiune în puncte

Unul din procedeele posibile de îmbinare a pieselor din MCM armate este sudarea electrică prin presiune în puncte [5], [16], [26], [50], [101], [107], [110], [140], [155], [188], [216], [223], [238], [254], [297], [354]. 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. Printre aspectele nedorite, de semnalat este și faptul că, la sudarea electrică prin presiune în puncte, MCM sunt supuse la importante deformații la locul îmbinării, ceea ce poate conduce la înmuierea sau distrugerea fibrelor de armare.

S-a constatat, de asemenea, că procesul de sudare este îngreunat foarte mult de prezența în MCM a fibrelor care nu conduc curentul electric, de exemplu borul [223].

C.2.3.1. Sudarea MCM din sistemul aluminiu-bor

Particularitățile formării îmbinării la sudarea electrică prin presiune în puncte a MCM cu fibre din sistemul aluminiu-bor și proprietățile îmbinărilor sudate din acest material au fost studiate în lucrările [140], [237], [238]. Întrucât aspectele formării îmbinărilor, în cazul acestor materiale, depind de participarea volumică de fibre de bor V_B , analiza s-a efectuat pe materiale diferite pentru care V_B a fost de la 40 la 50%, diametrul fibrelor fiind $\phi = 80-100 \mu\text{m}$, material obținut prin metoda înfășurării și sudării ulterioare prin difuzie [238]. Grosimea materialului a fost 0.8; 1.0; 1.2; 1.5; 1.8 și 2.0 mm. Stratul de aluminiu AD-1 de la suprafața borului, pentru diferite loturi de material a avut grosimea 50, 100, 150, 200 și 250 μm .

Analiza s-a efectuat pe material turnat cu V_B de 20, 33 și 55%, matricea fiind din aliajul de aluminiu AD-1 [237÷240]. 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.

Așa cum este cunoscut, 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 [235].

După capacitatea de deformare, materialul tip VKA diferă foarte mult de aliajele de aluminiu cunoscute: tip D16, 1420, AMg4 etc.

Se specifică faptul că, la trecerea curentului electric prin piesele din MCM din sistemul aluminiu-bor, câmpul termic specific care apare, dă posibilitatea de a prezenta

convențional piesele sub formă de "pachet" (material ceramic + strat de placare + strat de placare + MCM) 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, pe macrostructuri, se evidențiază un nucleu turnat sub formă de elipsă. Totuși, se observă că, la formarea nucleului turnat în materialul VKA-1 (compus VKA-1 și D16T) amestecarea reciprocă este îngreunată și privește doar o zonă îngustă de la suprafață (cuprinzând doar un singur strat de bor); masa principală a nucleului nu se amestecă. 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 [238].

La sudarea MCM, pe lângă obținerea unei îmbinări fără defecte, este nevoie, după posibilități, ca îmbinarea să prezinte proprietățile MCM. Numai în acest caz nu scade valoarea caracteristicilor materialului în construcția sudată. 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 tabelele C.2. și C.3. Așa cum au arătat încercările de rezistență, în acest caz, rezistența îmbinării este determinată doar de rezistența matricei materialului.

Tabelul C.2.

Combinăția de materiale	Grosimea materialului, mm	Raza sferei electrodului, mm	Forța, daN		Parametrii regimului la:					
			de sudare	de forjare	încălzire			sudare		
					t_n , s	t, s	i, kA	t_n , s	t_{sud} , s	i, kA
VKA-1 + VKA-1	0,8+0,8	150	320	-	-	-	-	-	0,10	10
		150	280	-	0,06	0,1	6	-	0,10	22
	1,0+1,0	150	350	-	-	-	-	-	0,12	22
		150	300	-	0,06	0,12	6	-	0,10	26
	1,5+1,5	150	400	-	-	-	-	-	0,14	29
		150	350	-	0,06	0,12	7	-	0,10	32
VKA-1 + D16T	0,8+0,8	150/50	300	-	-	-	-	0,06	0,12	22
	1,0+1,0	150/75	350	82	-	-	-	0,08	0,12	25
	1,0+1,2	150/75	380	87	-	-	-	0,08	0,12	28
	1,2+1,5	150/75	420	96	-	-	-	0,08	0,12	32
VKA-1+ 01420	1,0+1,2	150/75	380	870	-	-	-	0,06	0,12	18
	1,0+1,5	150/100	420	860	-	-	-	0,08	0,12	20
D16T+D16T	1,0+1,0	75	400	-	-	-	-	-	0,10	25

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

Tabelul C.3.

Combinăția de materiale	Grosimea materialului, mm	Raza sferei electrodului, mm	Forța, daN		Intensitatea curentului de sudare, kA	Durata cuplării forței de forjare t_k , s	Reglarea mașinii	
			de sudare	de forjare			Tensiunea condensatoarelor, V	Capacitatea condensatoarelor, μF
VKA-1 + VKA-1	0,8+0,8	150	250	-	25	-	240	269
	1,0+1,0	150	350	-	30	-	250	269
	1,2+1,2	150	400	-	35	-	260	269
	1,5+1,5	200	550	-	45	-	290	269
	2.0+2.0	200	600	-	50	-	310	269
VKA-1 + D16T	1,0+1,2	150/100	350	700	30	0,05	250	269
	1,0+1,5	150/100	400	800	32	0,05	255	269
	1,2+1,2	150/100	400	800	32	0,05	255	269
	1,2+1,5	150/100	450	800	35	0,05	260	269
VKA-1+ 01420	1.0+1,2	150/100	350	700	25	0.05	180	269
D16T+D16T	1,5+1,5	100	500	1100	43	0,05	350	84

Observații: 1. Coeficientul de transformare $K=40$

2. Datele pentru aliajul D16T sunt prezentate pentru comparare

3. Durata creșterii curentului până la valoarea maximă ≈ 0.04 s

4. Grosimea stratului de placare este de 200 μm

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, stopiri. Una din cauzele acestora constă în grosimea insuficientă a stratului de placare pentru formarea brăului de umplere și fixarea metalului topit. În acest caz (la alegerea corespunzătoare a regimului și geometriei electrozilor), pe baza condițiilor de încălzire și a forței neuniforme de compresiune a metalului stratului de depunere, se poate asigura scoaterea puternică a acestuia în rostul îmbinării (practic, fără formarea zonei de topire). După scoatere, distanța dintre fibrele de bor ale pieselor de îmbinat este 20/80 μm .

Această îmbinare posedă proprietățile MCM, adică posibilitatea de a transmite o parte importantă din solicitare asupra seriei de fibre de bor amplasate în matricea de aluminiu. Trebuie observat că proprietățile de MCM ale îmbinării se evidențiază pe deplin numai la încercarea multipunct sau a epruvetelor monopunct în dispozitive speciale, care evită încovoierea acestora. În caz contrar, la momente mari de încovoiere, concentrația la periferia îmbinării devine factorul hotărâtor și nu se obțin proprietăți de MCM.

În ceea ce privește regimurile de sudare date în tabelele C.2. și C.3., 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. În acest caz, pe macrostructuri se observă clar brâul de umplere fiabil, format datorită aliajelor D16T sau 01420. Deplasarea nucleului turnat spre partea aliajelor D16T sau 01420 se explică, probabil, prin diferența dintre temperaturile de topire ale matricei materialului VKA-1 și aliajelor D16T și 01420, căldura specifică în intervalul 20-500°C, pentru materialul VKA-1 fiind de aproape 1,5 ori mai mare decât pentru aliajele D16T sau 01420.

Proprietățile mecanice specifice materialului VKA-1 conduc la faptul că cerințele pentru ciclograma de forță la sudare sunt mult diferite de cerințele pentru aliajele 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. Deformarea plastică transversală pe fibre este ușurată. De aceea, suprafața de contact are formă alungită pe direcția rigidității celei mai reduse a materialului (transversal pe fibră). Acest fenomen apare deosebit de clar pe materialul cu grosimea stratului de placare de 50-100 μm (la raze mici ale sferei electrozilor și forțe ridicate de presiune) deoarece în acest caz, se observă cea mai puternică deformare plastică a materialului.

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.

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 contact este asigurată prin armarea electrozilor cu un inel de oțel cu diametrul interior $\phi = 5-8$ mm. Totuși, folosirea electrozilor cu inel de oțel nu rezolvă complet problema sudării MCM 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 vătămării fibrelor de bor, modificarea câmpului electric și a celui termic și creșterea calității îmbinării sudate.

La sudarea materialului cu grosimea stratului de placare 50-150 μm , se recomandă utilizarea electrozilor cu gătuire. Contractia 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.

Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate din MCM, din gama aluminiu-bor, realizate prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte, sunt date în tabelul C.4.

Tabelul C.4.

Combinăția de materiale	Grosimea pieselor, mm	Forța de crestare (în daN), la o temperatură, °C			Forța de rupere, daN
		20	300	500	
VKA-1 + VKA-1	0,8+0,8	185-255	89-175	25-65	29-50
		218	125	42	32
VKA-1 + VKA-1	1,0+1,0	215-320	99-145	20-55	33-62
		261	127	39	47
VKA-1 + VKA-1	1,5+1,5	210-335	121-195	22-64	39-51
		295	165	49	44
VKA-1 + VKA-1	2,0+2,0	225-330	105-190	30-65	35-55
		290	155	52	45
VKA-1 + D16T	0,8+1,5	175-275	95-155	30-55	26-50
		205	115	39	36
VKA-1 + D16T	1,0+1,5	185-390	110-175	40-61	30-63
		275	156	44	48
VKA-1 + D16T	1,5+1,5	290-415	85-159	25-55	38-65
		354	131	45	47

Observație: Grosimea stratului de placare este de 200 μm

Rezistența îmbinărilor sudate în puncte din material VKA-1, la crestare statică, este de 1,2-1,5 ori mai mică, iar la rupere este de 2-3 ori mai mică decât cea a îmbinărilor sudate, cu grosime similară din aliaje de aluminiu tip D16T.

Rezistența la oboseală a îmbinărilor sudate din material VKA-1 se apropie de rezistența îmbinărilor din aliaj D16T. Se observă, de asemenea, că cu cât este mai mare numărul ciclurilor de încercări, cu atât este mai mică diferența între nivelele rezistenței. La un număr de 10^6 cicluri de încercare și mai mare, valorile rezistențelor la oboseală ale îmbinărilor din materialul VKA-1 și aliajul D16T sunt practic identice [239].

În [239] se specifică faptul că, odată cu creșterea ponderii 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.

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 brăului 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 spectrul macrostructurii materialului VKA-1 cu $V_B = 55\%$ [239]. Analiza macrostructurii materialului cu $V_B = 55\%$ arată că existența unei rețele compacte de bor determină trecerea curentului prin contactul de sudare. Aceasta duce la stropiri exterioare (la sudarea cu regimuri rigide) și la răspândirea inevitabilă a liniilor de forță ale curentului, ceea ce, în combinație cu suprafața mare a contactului, duce 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 MCM cu fibre VKA-1, se poate analiza cel mai simplu model fizic. Trecerea curentului prin MCM poate fi prezentată prin analogie, prin curgerea fluidului cu vâscozitate redusă prin membrana cu orificii, având diferite diametre. La orificiul din membrană, mai mare sau comparabil cu diametrul 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 MCM este desigur primitiv, dar poate totuși reprezenta procesul și formula condițiile pentru stabilizarea acestuia.

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 curent pe secțiunea contactului și a permis să se elimine complet stropirile exterioare. Folosirea electrozilor plani nu este utilă datorită pierderii rapide a formei proprii și înrăutățirii condițiilor de formare a brăului de umplere.

Pentru distribuția mai uniformă a liniilor de curent 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 nerigide de sudare nu este rațională din cauza tendinței de a limita durata contactului fibrelor de bor cu matrice topită de aluminiu.

Pe suprafața materialului VKA-1 se află un strat subțire de placare (de obicei de 50-200 μm) de 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 și . 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 brăului fiabil de umplere. Pentru materialul VKA-1 cu grosimea stratului de placare sub 100 μm se

recomandă utilizarea de straturi intermediare din folie de aluminiu. Pentru examinarea îmbinărilor realizate prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte, din MCM din sistemul bor-aluminiu, în [106], [107] se detaliază trei metode de control nedistructiv: radiografic, baleiaj cu ultrasunete, măsurarea rezistenței micro-ohmice. Astfel a fost posibilă depistarea defectelor și întocmirea unei hărți a lor.

C.2.3.2. Sudarea îmbinărilor disimilare

Literatura de specialitate [205], [357] furnizează date și în legătură cu fabricarea unor subansambluri și construcții sudate unde apare necesitatea sudării unor aliaje de titan cu MCM KAS-1 A din sistemul aluminiu-oțel, aceasta permițând reducerea masei pieselor, fără să scadă rezistența lor și cumulând astfel principalele avantaje ale ambelor materiale. Astfel, a fost studiată sudabilitatea MCM 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. 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 este 1350-1450 MPa. Rezistența în direcție transversală este determinată de rezistența matricei și este de 235-280 MPa în stare călită și îmbătrânită artificial și de 135-165 MPa în stare recoaptă.

Au fost sudate două vergele de titan cu diametrul $\phi = 25$ 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 de aluminiu a MCM, este existența peliculei de oxid pe suprafețele 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. Sunt folosite următoarele procedee de pregătire pentru sudare a suprafeței pieselor din aluminiu: răzuirea, curățirea mecanică cu perii metalice și degresarea prin decapare chimică ulterioară. În ultimul caz, semifabricatele de aluminiu 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. Anterior, pregătirea suprafețelor s-a realizat astfel: ca bază a soluției de decapare a fost folosită glicerina, care a fost folosită și la spălarea după decapare și ca mediu protector de conservare. Glicerina se amestecă cu acizi utilizați la decapare; ea este chimic inertă față de titan și aluminiu. Decaparea titanului s-a realizat cu reactiv cu următoarea compoziție: 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 MCM, folosite la experimentări, s-a utilizat o soluție cu compoziția în ml acid sulfuric - 30, acid ortofosforic - 70, acid azotic - 5, glicerină - 10. Decaparea s-a efectuat timp de 1-1,5 min. la temperatura de 80-85°C, constatându-se că la scăderea temperaturii, capacitatea de decapare se reduce.

Piesele astfel pregătite au fost 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 au făcut priză bună, iar îmbinările sudate astfel obținute sunt fiabile și rezistente. La sudarea electrică prin presiune în puncte a MCM este necesară o alegere atentă parametrilor regimului, în special a mărimii presiunii, deoarece creșterea acesteia poate să provoace distrugerea texturii MCM.

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.

Toate îmbinările sudate în timpul încercărilor la rupere s-au rupt în metalul de bază, iar în acest caz la valori 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 la ≈ 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 VT1-0 + KAS-1A + VT1-0 s-a produs în MCM ($\sigma_r = 110,9-137,9$ MPa). De menționat este faptul că rezultatele experimentărilor preliminare au corespund 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 partea mai mare din stratul moale din grosimile arătate, ce se deformează puternic în timpul sudării, iese în baură în locul de îmbinare a metalelor. În acest caz, în baură este antrenat și MCM. Aceste îmbinări, dacă sunt obținute la regimuri optime au rezistența 273,9-342,2 MPa, în îmbinare, practic lipsind fibrele de armare. Micșorarea presiunii până la 100 MPa

duce la reducerea caracteristicilor de rezistență la 209,5-244,4 MPa; în acest caz, o parte din fibrele armate rămâne în îmbinare.

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 s-a distrus ordinea amplasării fibrelor de armare, iar ruperea s-a produs în MCM. Probabil utilizarea acestor straturi din aluminiu în îmbinările în care MCM are posibilitatea de a se deforma liber nu este potrivită, deoarece aliajele de aluminiu durificate termic (baza MCM) se înmoaie la temperaturile de sudare și durezza 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 τ_{sud} să se reducă presiunea, rezultatele experimentale fiind prezentate în tabelul C.5.

În cazul sudării la temperatura $\approx 500^\circ\text{C}$ și presiunea ≤ 100 MPa, s-a demonstrat că este importantă alegerea duratei sudării. Cele mai ridicate proprietăți mecanice au fost obținute la $\tau_{sud} = 10$ 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 C.5.).

Tabelul C.5

$t_{sudare}, ^\circ\text{C}$	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
Observație: În toate cazurile ruperea s-a produs în KAS-1A		

Analizele metalografice ale îmbinărilor sudate evidențiază o bună aderență a stratului matricial KAS-1A la titan, absența porilor și a discontinuităților. Fazele intermetalice la limita titan-aluminiu după sudare nu au fost observate. În zona materialului matricei, învecinate cu titanul și care suportă

deformarea cea mai mare se produce, probabil, recrystalizarea aluminiului, în etapa de apariție a noilor grăunți.

Microdurezza fibrelor de oțel ale MCM 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; totodată, acest proces se desfășoară cu o viteză de întărire mult mai mare decât procesele de poligonizare și recrystalizare. La temperaturi de sudare mai ridicate (aproapate 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, pe curbele de distribuție a aluminiului și titanului, în zona de trecere nu se observă porțiuni de compoziție constantă, caracteristice pentru legăturile intermetalice, ci variații abia vizibile.

În structura MCM 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, 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 ≈ 137.7 MPa.

C.2.3.3. Sudarea MCM Al-grafit

Utilizarea acestui procedeu de sudare pentru îmbinarea între ele a MCM Al-grafit, dar și pentru realizarea îmbinărilor disimilare MCM - folii din aliaj de aluminiu comercial, de tipul aliajului 2219 este prezentat în [96]. Îmbinarea MCM Al-grafit cu aliajul 2219 este necesară în situația în care compozitul este utilizat pentru a rigidiza aliajul standard. MCM 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 MCM ridică probleme de îmbinare deoarece orice prelucrare mecanică a MCM va conduce la expunerea fibrelor de grafit. În realizarea acestei îmbinări prin procedeul de sudare electrică prin presiune în puncte au apărut probleme, în ceea ce privește prevenirea expulzării de metal din MCM, ceea ce a avut ca finalitate distrugerea MCM și creșterea densității masei de fibre de grafit. Problema a fost și mai complicată în cazul sudurilor eterogene, la care rezistivitatea ridicată a MCM a făcut și mai dificilă localizarea topirii la interfață. Temperatura necesară pentru a realiza pătrunderea sudurii în folia de aluminiu 2219 produce topirea excesivă a MCM.

Sudurile între aliajul de aluminiu 2219 cu o anumită grosime și foliile de MCM subțiri se pot obține mai ușor, în măsura în care rezistențele materialelor sunt aproape egale.

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 MCM.

Cazul a două suduri realizate cu folie de 3 mm din aliaj 718, plasată la interfață este exemplificat în [96]. Prezența foliei este necesară pentru îmbunătățirea sudabilității. Exemple de curenți de sudare, corespunzător ciclurilor de sudare, cu prezentarea unor observații, separat pentru îmbinările disimilare (MCM - aliaje de aluminiu 2219), respectiv pentru MCM între ele, sunt date în tabelele C.6. și C.7. Se constată că, în ciuda problemelor care apar, este posibilă sudarea electrică prin presiune în puncte a MCM Al-grafit. Examinările metalografice demonstrează existența unei linii sugestive a interfeței inițiale între MCM și metalul de adaos 718.

Tabelul C.6.

Cicluri de sudare (timp)	Curent de sudare (A)	Observații
11	20.000	MCM topit și distrus
11	14.500	MCM sudat, dar topit și distrus
11	11.500	Mai bine decât anterior, dar rămâne suficient MCM topit și distrus
11	9.700	S-a utilizat o folie de aliaj de aluminiu 718 sudat
5	8.500	S-a utilizat o folie de aliaj 718. Îmbinare slabă, dar foarte puțină expulzare de metal
5	8.900	S-a utilizat o folie de aliaj 718. S-a obținut sudura, dar s-au format câțiva stropi și au apărut distrugerile ale MCM
5	8.100	S-a utilizat o folie de aliaj 718. S-a sudat și au fost distrugerile mai mici decât în cazul precedent

Tabelul C.7.

Cicluri de sudare (timp)	Curent de sudare (A)	Observații
5	3,200	Mai mulți stropi și distrugerile ale MCM
5	5000	Îmbinarea s-a realizat, dar într-o anumită măsură a fost expulzat metal
5	5500	Distrugere
5	4200	Sudare corespunzătoare
5	5400	Sudat și foarte puțin metal expulzat

Eliminarea straturilor de oxizi și umectarea suprafeței MCM nu pare să fie o problemă. Parametrul important, în acest caz, va fi presiunea; aceasta trebuie să fie suficient de înaltă pentru a preveni expulzarea de metal, dar suficient de mică pentru a evita distrugerea MCM. O posibilă abordare ar fi utilizarea diferitelor folii din aliaj de aluminiu 718 ca material intermediar la interfață.

Interfețele multiple rezultate pot mări rezistența electrică în această zonă și pot propaga topirea locală.

C.2.4. Sudarea prin frecare

Succese s-au obținut și în cazul sudării prin frecare, în special, pentru MCM armate cu fibre, având matricea din aluminiu. În procesul care are loc s-a observat că particulele de oxizi existente la interfață pot fi sfărâmate prin ciocniri puternice, la linia de îmbinare, formându-se astfel o dispersie de particule fine.

O microstructură reprezentativă a unei îmbinări din MCM metalic, având matricea din aliaj de aluminiu de tipul 6061 și conținând fibre de SiC, cu o participare volumică de 20% este prezentată în [8], îmbinarea fiind obținută prin procedeul de sudare prin frecare [168].

C.2.5. Sudarea cu energie înmagazinată

Procedeul de sudare cu energie înmagazinată (cu condensator) constă în faptul că, două piese, dintre care una sau ambele sunt din MCM cu matrice din aliaj ușor fuzibil, se încălzesc în zona îmbinării până la o temperatură care depășește temperatura de topire a matricei, sunt puse în contact între ele și apoi răcite până la o temperatură inferioară temperaturii de topire a matricei [53], [168].

La acest procedeu, deoarece temperatura este insuficientă pentru topirea materialului de armare, conținutul volumic al acestuia în zona îmbinării rămâne neschimbat.

Procesul de sudare se realizează după cum se detaliază în continuare.

Pe masa de lucru a dispozitivului de sudare s-a așezat o placă din MCM, peste care s-a suprapus o placă de metal, în care au fost practicate orificii pentru introducerea electrodului. A doua placă este necesară pentru reținerea pe masa de lucru a pieselor de mărime mică din MCM. Piese mari se pot prinde cu cleme sau cu un dispozitiv de prindere (strângere), legat la pământ, printr-un conductor.

În dispozitivul de prindere (mandrină), aflat pe tijă, s-a fixat o bară sudată, care funcționează ca electrod. Tijă verticală, împreună cu suprafața încărcată, care se așează la celălalt capăt al tijeii, s-a ridicat cu ajutorul unui cilindru pneumatic, la o înălțime stabilită DM. După convenirea mărimii necesare a tensiunii, a capacității condensatorilor, s-a reglat presiunea din cilindru pneumatic. Tijă a căzut sub greutatea proprie a masei încărcăturii.

În partea inferioară, electrodul are vârf ascuțit pentru amorsare, cu secțiunea conică sau cilindrică, cu lungimea (0,25-0,5) din diametrul electrodului și cu diametrul în locul de îmbinare egal cu (0,02-0,05) din diametrul electrodului. În momentul contactului electrodului, care cade cu viteza v , prin MCM se produce închiderea circuitului de condensare. Între vârf și MCM apare un arc electric și vârful se topește cu viteză mai mare decât v .

Arcul între vârful electrodului și MCM arde până ce baia de sudare atinge suprafața inferioară a electrodului. Acest timp este suficient pentru formarea generală a băii de sudare între piesele de sudat. După solidificarea părții topite a materialului, între cele două piese se face un contact total, complet.

Suprafața inferioară (vârful) a electrodului poate fi plană sau conică, cu unghiul la vârf de 160°. Mărimea și configurația electrodului determină convergența arcului electric în centrul electrodului, ceea ce asigură o formare rapidă a unei băi de sudare adânci.

Sunt prezentate funcțiile de timp ale accelerației căderii electrodului și curentului, care se scurge în circuitul electrod-piesă. Înălțimea inițială a căderii electrodului (DM) a fost de 5 cm, iar masa părții care cade - 6 kg. Accelerația la începutul procesului este determinată (condiționată) de forța masei care cade și rămâne constantă până la contactul electrodului cu baia de sudare. Contactul complet (total) al suprafeței inferioare a electrodului cu piesele înseamnă, practic, sfârșitul procesului. Oscilațiile modificării accelerației sunt determinate de efectele așezării circulare.

Viteza finală de cădere a electrodului în momentul contactului cu suprafața MCM depinde de înălțimea de cădere. Când DM are o valoare de aproximativ 5 cm, mărimea vitezei este, de exemplu, egală cu 100 cm/s. Lungimea vârfului de amorsare, L, este în domeniul 0,635-0,15 cm; diametrul electrodului, de obicei, este egal cu 0.635, cu toate că se pot modifica electrozii și alte mărimi.

Masa părții care cade este cuprinsă între 10-70 kg și depinde de materialele de sudat și mărimile punctelor sudate. Pentru DM = 5 cm și diametrul punctului sudat de 0.0635 cm, masa care cade este aleasă între 10-14 kg. Masa părții care cade trebuie să fie suficientă pentru presarea părții topite ($\approx 1/2$ din volumul băii de sudare) a pieselor în contact, pentru asigurarea solidificării rapide a matricei rămase. Prin aceasta, distribuția și participarea volumică a armăturii MCM în zona de sudare rămân practic neschimbate. Timpul care trece din momentul apariției contactului vârfului electrodului până la sfârșitul procesului de sudare, depinde de DM. În tabelul C.8. este prezentată această dependență pentru cazul în care lungimea este egală cu 0,101 cm.

Tabelul C.8.

DM (cm)	Timp (s)
0	0,0144
1,27	0,002
2,54	0,00143
5,08	0,001013
7,62	0,000829

Înainte de sudare, piesele au, de obicei, temperatura mediului înconjurător, iar încălzirea, până la topirea materialului, se realizează prin căldura arcului electric. Timpul optim pentru realizarea sudării se găsește în tabelul C.8. Încălzirea, în acest caz, este suficientă pentru topirea matricei MCM și este concentrată în zona punctului de sudare. Dispersia căldurii în matricea înconjurătoare este nesemnificativă.

Răcirea punctului sudat se produce cu viteză, de exemplu (10^6)°C/s. Această răcire rapidă, combinată cu încălzirea suficient de rapidă, conduce la posibilitatea eliberării gazelor absorbite de metalul matricei în etape anterioare ale pregătirii materialului și la interacțiunea componentelor MCM între ele. Materialul plăcii este SiC/Al, materialul electrodului SiC/Al, participarea volumică a părților care dispersează SiC în matricea de aluminiu 6061 este 40%, suprainălțarea îmbinării fiind ≈ 100 μ .

În partea experimentală, s-a folosit ca bază pentru MCM Si/Al, ca și alte materiale de armare ca $B_4C(V_4C)$, care au o rezistență ridicată, apropiată de rezistența diamantului; aceasta îngreunează pregătirea electrozilor (avându-se în vedere forma părții inferioare a vârfului).

În tabelul C.9. sunt prezentați parametrii de bază ai sudării MCM. Cele mai bune rezultate s-au obținut pe MCM cu fibre de armare din SiC.

Tabelul C.9.

Materialul pieselor care se sudează		Înălțimea de cădere a electrodului, DM (cm)	Masa părții care cade (kg)	Tensiunea (V)	Capacitatea (mF)
1	2				
SiC/Al	SiC/Al	5,08	6	90	40.000
SiC/Al	6061 Al	5,08	6	90	40.000
SiC/Al	6061 Al	5,08	6	120	40.000
SiC/Al ¹	6061 Al	5,08	6	100	80.000
SiC/Al ²	6061 Al	5,08	6	125	80.000
SiC/Al ³	B_4C Mg	5,08	6	90	40.000

Observație: ¹ - fibră perpendiculară pe zona sudurii;

² - fibră paralelă cu zona sudurii;

³ - vârf de amorsare din aliaj 6061, amplasat pe suprafața superioară a plăcii din MCM.

Anterior, s-a amintit că suprafața inferioară a electrodului (vârful) are forma de con cu unghiul la vârf de 160° . Se presupune că o astfel de formă reduce timpul de încălzire până la temperatura de topire a matricei, favorizează presarea topiturii excedentare din matrice și mărirea vitezei de cristalizare. În afară de aceasta, se micșorează supraînălțarea îmbinării până la 30-50 μ .

Reducerea timpului de influență a temperaturii, corelată cu micșorarea supraînălțării îmbinării, așa cum s-a arătat anterior, influențează pozitiv asupra calității îmbinării sudate, evitând apariția defectelor de sudare.

C.2.6. Sudarea prin difuzie

A fost tratat aspectul sudării prin difuzie a MCM cu matrice din aluminiu, elaborarea unei tehnologii propriu-zise de sudare pentru obținerea de îmbinări, printre care și a îmbinărilor suprapuse [107], [110], [181], [188], [254], [282], [289], [290]. S-au evidențiat

și aspectele negative, cum ar fi productivitatea redusă și costul deosebit de ridicat al îmbinărilor sudate astfel obținute.

Utilizarea unei tehnici cu fază lichidă de tranziție s-a dovedit foarte eficientă în îndepărtarea stratului de oxid [82]. S-au dovedit eficiente atât foliile de cupru, cât și cele de argint. Procesul a fost dependent de timpul și temperatura de menținere, forța de presare, dar și de grosimea straturilor intermediare. Aceste straturi intermediare s-au prezentat fie sub forma unor foi subțiri, fie sub forma straturilor injectate.

S-a tratat separat problema sudării MCM din sistemul aluminiu-bor în [181], în [302] cea a MCM din sistemul aluminiu-carbură de siliciu, iar în [107] a celor cu fibre de titan.

A fost studiată posibilitatea folosirii structurilor intermediare metalice, în lucrarea cercetătorilor japonezi [282]; s-a efectuat cercetarea regimurilor optime de sudare prin difuzie și s-a stabilit influența prelucrării suprafeței MCM din aliaj de titan AD 31 (din sistemul aluminiu - magneziu - siliciu) armat cu fibre Al_2O_3 , asupra rezistenței îmbinărilor. Acest MCM care conține 5% fibre discrete din oxid de aluminiu, posedă o rezistență ridicată la uzură și este fabricat sub formă de vergea cu diametrul $\phi = 20$ mm.

Rezistența metalului din vergea la întindere a atins 180-190 MPa. Pentru studierea influenței modului de pregătire a suprafețelor pieselor de îmbinat, asupra rezistenței s-au efectuat prelucrări, după cum urmează:

- curățirea cu perie de sârmă din oțel inoxidabil;
- șlefuirea;
- lustruirea electrolică.

În figura C.1. este arătată influența prelucrării asupra rezistenței îmbinării sudate din MCM. Se vede că valoarea maximă a rezistenței s-a obținut după lustruirea electrolică, timp de 0,3 ks, iar cea minimă la curățirea cu perie de sârmă. Dacă după lustruirea electrolică temperatura și presiunea la sudare sunt de 610°C și 2 MPa sau de 620°C și 1 MPa, se poate atinge o rezistență ridicată, apropiată de cea a materialului de bază.

Studierea dependenței dintre temperatură și gradul de deformare (figura C.2.) a arătat că, la regimuri de sudare ce asigură o rezistență ridicată, gradul de deformare a fost deosebit de ridicat, fiind în medie, aproximativ 6%.

Rezistența îmbinărilor sudate din MCM poate fi mărită folosind straturi intermediare metalice. Ca straturi intermediare, în lucrarea [282] s-a folosit cuprul și argintul, care au temperatura de topire a eutecticului (548°C, respectiv 566°C) mai mică decât temperatura de topire a aluminiului și aliaj tip D1 (din sistemul aluminiu-cupru-mangan), cu temperatura "solidus" sub cea a aliajului tip AD31. Îmbinările cu straturi intermediare s-au executat în domeniul mai mare decât temperatura de topire a eutecticului și decât temperatura "solidus", adică atunci când se formează faza lichidă. Acest fapt a determinat obținerea unei îmbinări mai rezistente.

La folosirea oricărui strat intermediar, rezistența îmbinării va fi mai mare decât cea din cazul când nu se folosește strat intermediar. Se observă că gradul de deformare a îmbinării nu a depășit 2%.

S-a studiat sudarea a două vergele de titan cu diametrul $\phi = 25$ mm și lungimea 30 mm fiecare, între care s-a amplasat o placă din material KAS-1A (cu grosimea 1,2 mm) [357].

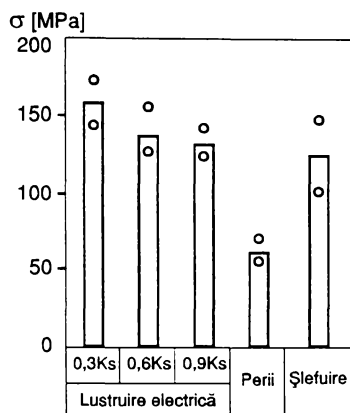


Figura C.1. Influența procedurii de prelucrare a semifabricatelor asupra rezistenței îmbinării prin MCM executate prin sudare prin difuzie la regimul $T = 610^{\circ}\text{C}$, $P = 2$ MPa, $t = 1,8$ ks

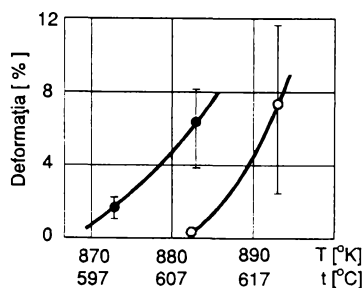


Figura C.2. Dependența deformației de temperatura de sudare a MCM la presiunea 0-1 MPa, respectiv 0-2 MPa

Principala piedică în obținerea unei îmbinări sudate rezistente din MCM cu matrice de aluminiu și titan o constituie existența peliculelor de oxizi și a umezelii absorbite de pe suprafața aluminiului. Ca bază a soluției de decapare s-a folosit glicerina, care a servit și la spălarea după decapare și ca mediu protector de conservare, întrucât ea se amestecă cu acizii utilizați la decapare și este inertă chimic față de titan și aluminiu. Piesele au fost spălate și păstrate în glicerină până la încărcarea în camera de sudare.

Pentru a obține o îmbinare sudată cu rezistență egală cu cea a KAS-1A și a păstra amplasarea inițială a fibrelor de armare, s-a ales următorul regim:

- temperatura 500°C ;
- presiunea 10 MPa;
- timpul 10 min., cu menținerea ulterioară la temperatura de sudare, fără a aplica presiune (recoacere) timp de 30 minute.

Ruperea la toate epruvetele s-a produs în MCM. Mărimea rezistenței, perpendicular pe planul de îmbinare a epruvetelor din KAS-A, a fost de 138 MPa. Analizele metalografice efectuate nu au depistat după sudare faze intermetalice la limita titan - aluminiu și oțel - aluminiu. Microdunitatea fibrelor de oțel în zona îmbinării sudate, practic, nu se modifică, iar cea a matricei de aluminiu scade de aproximativ 2 ori în comparație cu microdunitatea inițială (în stare tratată termic) și este de 650-750 MPa.

MCM ce conțin pentru armare fibre metalice continue, sunt utilizate și în tehnologia de fabricare a supraconductorilor. În brevetul japonez [258] este descris procedeul de îmbinare, a sârmei supraconductoare formată din matrice de metal (cupru) și fibre metalice, fabricat din aliaj din sistemul nichel-titan sau intermetalice.

Lungimea unei sârme în bobinele generatoarelor supraconductoare și ale echipamentelor pentru sinteza nucleară este de la câțiva kilometri până la sute de kilometri, apărând astfel și necesitatea îmbinării sârmei în câteva locuri. În figura C.3. sunt prezentate exemple de realizare practică a procedeului propus.

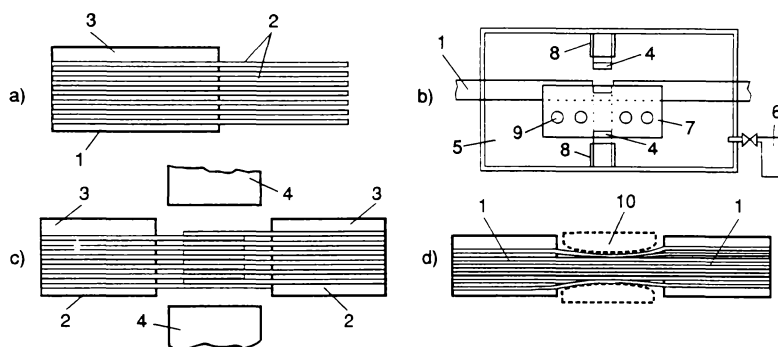


Figura C.3. Schema de îmbinare a conductorului din MCM

Partea de îmbinat a supraconductorului 1, format din fibre 2 (nichel-titan) și matrice 3 (cupru) se prelucrează sau se decapează pe o lungime ≈ 10 mm (figura C.3.) în soluție de acid azotic. Lungimea porțiunii decapate depinde de forma și tipul îmbinării și nu este constantă. După eliberarea fibrelor, acestea sunt așezate una peste alta (figura C.3.b) și se acționează prin presare de sus și de jos cu ajutorul poansonului 4, care se deplasează pe ghidajul 8. În camera de vid 5, vidul creându-se cu ajutorul pompei 6 (figura C.3.c), se află dispozitivul de fixare 7 cu caneluri speciale ce ajută la amplasarea capetelor de îmbinat ale conductorului 1 și încălzitoarele tip patron 9. Forța de compresiune este de aproximativ 5000 N, iar încălzirea până la temperatura de 450-500°C, timp de 10-20 minute.

În figura C.3.d este prezentată vederea exterioară a îmbinării obținute. Pentru a da conductorului forma inițială, deasupra și sub porțiunea de îmbinat a fibrelor se amplasează piese de legătură de profil din cupru cu secțiunea cilindrică sau capsulară (figura C.3.d) 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 fiind sub 5 mm, lungimea 50-100 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.

Dacă se cunoaște dinainte mărimea pierderilor de căldură la locul de contact, prin alegerea materialului matricei, introdus în zona de îmbinare, pot fi nivelate pierderile de

căldură și se poate mări rezistența îmbinării. Pentru a reduce greutatea subansamblurilor mecanice, de exemplu a capetelor de cilindri de motoare, în ultimul timp acestea au început să fie fabricate din aliaje de aluminiu.

În cazul sudării prin difuzie a componentelor din MCM, principalele tipuri de îmbinări obținute sunt prin suprapunere, nefiind eficientă în cazul sudurilor în colț și laterale.

C.2.7. Sudarea cu laser

Sudarea cu laser a MCM armate cu fibre, având matricea din aliaje de aluminiu AD1 și AMg6 a fost studiată [118] pe două tipuri de materiale: KAC-1 și BAK-2. Primul material este cu fibre sub formă de sârme de $\phi = 0,15$ mm din oțel cu rezistența de rupere de 3600 MPa, iar al doilea material are fibre de bor de $\phi = 0,15$ mm, cu o rezistență la rupere de 4900 MPa. Participarea volumică cu fibre care armează matricea, reprezintă 24-40% [89], [125], [151].

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.

C.2.8. Sudarea cu fascicul de electroni

În [82] și [163] sunt exemplificate microstructurile unor suduri realizate cu fascicul de electroni, din MCM 6061 20% SiC, în care fibrele de armare au reacționat cu matricea pentru a forma Al_4C_3 . Structura acestui compus reduce rezistența la valori inacceptabil de mici și în plus reactivitatea ridicată a acestei carburi rezidă în coroziunea ei rapidă.

Problema reacției între matrice și fibrele de armare în MCM armate cu fibre are mai multe aspecte, așa cum a fost semnalat în [82], dar și în [53]. În primul rând, înlocuirea SiC cu Al_2O_3 poate preveni reacția. Deși Al_2O_3 este mai scump decât SiC, utilizarea sa a devenit mai răspândită în MCM cu matrice din aluminiu, în particular în cazul aliajelor turnate.

Se subliniază că procedeele de sudare cu fascicul de electroni, care se caracterizează printr-o densitate de energie foarte ridicată, pot să ducă la temperaturi de topire foarte mari, iar procesele care apar sunt foarte complexe [118].

Aspecte legate de sudarea cu fascicul de electroni a MCM, cu matrice din aluminiu, de tipul materialelor KAC-1A și BK-A2 sunt studiate în varianta realizării materialelor dintr-o matrice din aliaj de aluminiu AD1 și AMg6, iar fibrele de armare sunt sârmele $\phi = 0,15$ mm din oțel cu rezistența la rupere 3600 MPa, respectiv fibre de bor de $\phi = 0,15$ mm, cu o rezistență la rupere de 4900 MPa. Participarea volumică a fibrelor în aceste materiale a fost cuprinsă între 25 și 40% [133], [134].

Sudarea cu fascicul de electroni s-a făcut pe direcția de armare, în așa fel încât să nu se topească, respectiv să nu se deterioreze fibrele. În acest scop au fost folosite elemente de inserție în rosturile de sudură, din aliaje corespunzătoare de aluminiu.

Studiindu-se efectele sudării cu fascicul de electroni a MCM bor-aluminiu, în [133], [134], s-a observat fragilizarea severă, respectiv degradarea fibrelor de bor. Efectele tipice asupra borului s-au materializat prin fisurarea filamentelor, rupere, lipsă de orientare și disoluție parțială sau completă.

C3. Sudarea prin topire a MCM - condiții pentru evitarea apariției defectelor în îmbinare

Sudarea prin topire reprezintă, așa cum indică literatura de specialitate, procedeul cel mai des utilizat pentru sudarea MCM. De aceea s-a impus tratarea mai aprofundată a unor aspecte cu implicații profunde în evitarea apariției defectelor și obținerea de îmbinări de calitate. Este cazul:

- proceselor de întindere pe suprafață și de înmuiere tratat pentru cazul particular al MCM din sistemul oțel-aluminiu (cap. C.3.1.);
- stabilirii parametrilor de sudare optimi, pornind de la analizarea particularităților formării cusăturilor sudate (cap. C.3.2.);
- aspectelor speciale ale proceselor termice la sudarea MCM (cap. C.3.3.).

C.3.1. Întinderea pe suprafață și înmuierea matricei la sudarea MCM

Procesele de întindere pe suprafață și de înmuiere la sudarea materialelor omogene sunt destul de complexe, ele devenind și mai complicate la sudarea prin topire a MCM. În cazul MCM cu fibre, din sistemul aluminiu-oțel, întinderea fazei lichide se produce de-a lungul și de-a latul întregului strat de fibră. În acest caz trebuie rezolvate două probleme principale:

- asigurarea răspândirii necesare a fazei lichide din aliaj de aluminiu și a obținerii unei cusături cu forma și dimensiunile stabilite anterior;
- garantarea îmbibării complete a straturilor de fibre din oțel pentru a evita formarea discontinuităților între acestea [67], [194], [196], [209], [212], [233].

Legat de aceasta apare necesitatea de a analiza amănunțit procesele de interacțiune interfazică, ținând cont de deformațiile datorate existenței fibrelor.

Analizând schema de formare a stratului de placare, la sudarea cu arcul electric, se poate ajunge la concluzia că, în prezența fibrelor există două direcții principale de răspândire a fazei lichide. În domeniul M aflat în partea dinspre axa cusăturii, răspândirea se produce în lungul fibrelor, iar în zona N (pe axa cusăturii) se produce transversal pe fibre (figura C.4.).

În aceste zone există condiții diferite de înmuiere.

Răspândirea fazei lichide în lungul fibrelor, pe timpul sudării, se poate compara cu răspândirea lichidului pe suprafața rugoasă.

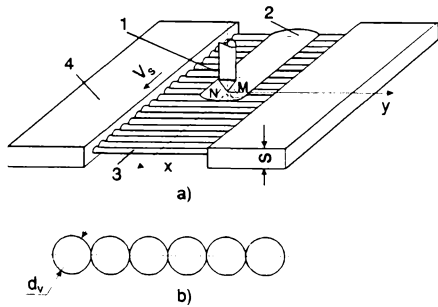


Figura C.4.

a. Schema formării cusăturii la depunerea stratului de placare pe fibrele sudate între ele

b. Schema de determinare a coeficientului de rugozitate a stratului de fibre

1 - electrod; 2 - cusătură; 3 - fibră; 4 - matrice

Drept caracteristică a microreliefului în acest caz poate fi folosit coeficientul de rugozitate K , ce reprezintă raportul dintre suprafața reală F^* (ținând cont de aria cavităților și proeminențelor) și suprafața F_o de proiecție a suprafeței pe planul orizontal, adică $K = (F^*/F_o)$. Dacă diametrul fibrelor în strat este d_v (figura C.4.b), atunci rezultă că:

$$F^* = \frac{1}{2}\pi d_v \quad (C.3.1.1.)$$

$$F_o = d_v \quad (C.3.1.2.)$$

Deci coeficientul de rugozitate $K = (\pi/2) = 1.571$. Relațiile (C.3.1.1.) și (C.3.1.2.) se referă la unitatea de lungime a fibrei.

Dacă dimensiunile transversale ale fibrelor sunt mult mai mici decât constanta capilară a_k , atunci la o influență redusă a câmpului gravitațional, în locul ecuației lui Young, apare ecuația Vencel-Deriaghin:

$$\cos \varphi_k^s = K \cos \varphi_k^o \quad (C.3.1.3.)$$

în care φ_k^o - unghiul de înmuiere a suprafeței netede;

φ_k^s - unghiul de înmuiere a suprafeței rugoase.

Din ecuația (C.3.1.3.) rezultă că la o înmuiere necorespunzătoare ($\varphi_k > 90^\circ$) creșterea rugozității duce la creșterea unghiului limită. Dacă lichidul înmoaie materialul ($0 < \varphi_k < 90^\circ$), atunci la creșterea lui K valoarea unghiului limită se micșorează. Dacă $K > (1/\varphi_k^o)$, se îndeplinește condiția înmuierii complete ($\varphi_k^o < 90^\circ$).

De aici rezultă că înmuierea completă a stratului de fibre (transversal pe direcția acestora) se observă în cazul în care unghiul limită echilibrat este mai mic decât valoarea:

$$\varphi_k^* = \arccos \frac{1}{K} = \arccos \frac{2}{\pi} = 50.5^\circ$$

Astfel sunt posibile cazuri când pe suprafața netedă apare o răspândire limitată, iar pe suprafața rugoasă (folosind aceleași materiale) se obține înmuierea completă. Acest fapt s-a dovedit experimental: de exemplu, mercurul pe suprafața netedă a zincului policristalin (clasa de puritate 10) formează un unghi limită ascuțit $\sim 10^\circ$, în timp ce pe suprafața rugoasă (clasa 6-7) se produce înmuierea completă [233].

Există diferențe principale în înmuierea suprafețelor rugoase în comparație cu cele netede. Existența rugozității duce la apariția stărilor nestabile de echilibru, în sistemul lichid-gaz-corp solid. Ca urmare, unghiurile limită existente într-un moment dat pot diferi mult de unghiul limită de echilibru φ_k^0 (figura C.5.a). Trecerea liniei de înmuiere din poziția ce corespunde unei stări de echilibru nestabil al picăturii, în altă poziție se poate produce numai la învingerea de către aceasta a unei bariere energetice oarecare, proporționale cu înălțimea neuniformităților. Trecerea liniei de înmuiere prin bariera energetică se poate produce ca urmare a oscilațiilor naturale ale lichidului. Aceste oscilații pot fi create artificial de diferite dispozitive; cea mai de perspectivă este utilizarea efectului capilar ultrasonic.

S-a stabilit că sub acțiunea oscilațiilor ultrasonice, lichidul în capilare se poate ridica la o înălțime mai mare decât se ridică numai sub acțiunea presiunii capilare. Ridicarea suplimentară Δh a nivelului lichidului este direct proporțională cu forța sunetului și cu temperatura lichidului și invers proporțională cu diametrul capilarului. La un diametru al canalelor sub 2 mm apare clar existența efectului capilar ultrasonic suplimentar.

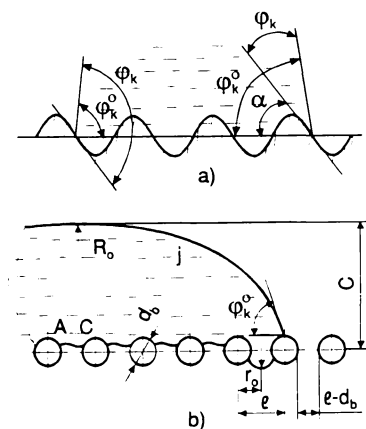


Figura C.5. Picătura de fază lichidă pe suprafața rugoasă
a. Schema de calcul al îmbinării fibrelor la sudarea cu arc electric a materialului compozit;
b. i - lichid; G - gaz

Neglijând faptul că natura efectului capilar ultrasonic nu este lămurită pe deplin, el este folosit cu succes în tehnică. Astfel, la intensificarea proceselor de îmbibare a corpurilor poroase (la o frecvență a ultrasunetului 23,5 kHz și la o putere specifică $3,5 \cdot 10^{-4} \text{ W m}^{-2}$) viteza de îmbibare a corpurilor poroase crește de câteva ori. S-a stabilit că acest efect apare în diferite medii lichide: soluții, topituri de metale etc. Sub acțiunea ultrasunetelor, în cazul existenței domeniilor de cavitație, lichidul se ridică atât în capilarele înmuiate, cât și în cele neinmuiate. Utilizarea ultrasunetelor în tehnologia de lipire, iradiere și metalizare, permite

să se depună acoperiri metalice pe materiale greu metalizabile, cum sunt sticla, niobiul ș.a. și să fie îmbibate. Oscilațiile de lipire și metalizare apar în metalul topit ce intră în contact cu suportul metalic. Sub acțiunea cavității se distruge pelicula de oxid și de impurități de pe suport; sub acțiunea ultrasunetului se activează procesele de interacțiune prin difuzie la limita de separare a fazelor.

La răspândirea fazei lichide, transversal pe fibre, lichidul nu coboară până la cea mai de jos poziție, la îndeplinirea condiției $\varphi_k^s > 180 - 2\alpha$ (figura C.5.a). Pentru stratul de fibre fără intervale între ele rezultă $\alpha = 90^\circ$ și ca urmare, între fibre lichidul nu coboară până la îmbinare. De aceea, nivelul acestuia este mai apropiat de "vârful" fibrei, având ca rezultat reducerea barierei energetice se separă cele două poziții învecinate de echilibru metastabil al fazei lichide pe suprafața rugoasă. Acest fapt poate micșora efectul capilar ultrasonic la sudarea MCM.

Dat fiind faptul că MCM fac parte dintre corpurile cu suprafață neomogenă, existența unor porțiuni cu neomogenități destul de mari explică apariția barierei energetice suplimentare între acestea și, ca urmare, a stărilor de echilibru metastabil. Aceste bariere potențiale pot fi învinse prin oscilațiile lichidului (de exemplu, sub influența ultrasunetului).

Condiția obținerii unei îmbinări sudate compacte determină necesitatea creării de condiții ca toate intervalele dintre fibre să fie complet umplute cu materialul matricei. Într-o anumită măsură, acest fapt este determinat de fenomenele osmozei termice, ce constă în curgerea lichidului în corpul poros dinspre porțiunile mai încălzite spre cele mai reci sub acțiunea gradientului de temperaturi. Apariția osmozei termice se explică prin influența temperaturii asupra potențialului capilar al sistemului.

Dirijarea procesului de deplasare a fazei lichide datorită osmozei termice în timpul sudării este îngreunată de complexitatea acestui fenomen și de absența unor dependențe fenomenologice similare, care să îl descrie.

Procesul de pătrundere a fazei lichide în intervalele dintre fibre trebuie privit de la reprezentarea îmbibării corpurilor poroase, ce poate fi spontană sau forțată.

Procesul de îmbibare spontană este determinat de tendința sistemului solid-lichid de a micșora energia liberă. Analitic, condiția îmbibării spontane este descrisă în forma:

$$\sigma_{j-g} \cos \varphi_k > 0 \quad (C.3.1.4.)$$

de unde rezultă că îmbibarea spontană este posibilă numai în cazul când metalul topit înmoaie fibrele de armare, adică $\varphi_k < 90^\circ$. Cu cât este mai mic unghiul de înmuiere cu atât se produce mai ușor îmbibarea. Dacă unghiul φ_k se apropie de 90° , probabilitatea îmbibării spontane este redusă și pentru desfășurarea activă a procesului este nevoie de aplicarea unei presiuni exterioare. La $\varphi_k < 90^\circ$, cum rezultă din (C.3.1.4.), reducerea tensiunii superficiale a topiturii va determina îmbibarea, facilitând condițiile de desfășurare a acesteia.

O anumită influență asupra procesului de îmbibare o are cinetica acesteia, în cazurile în care valorile curente ale unghiului neechilibrat de înmuiere sunt diferite de φ_k . Acest

dezacord dispare la un contact suficient de lung între faza lichidă și corpul de îmbibat, deși în condițiile sudării cristalizarea ce se produce reduce durata acestui contact.

Îmbibarea forțată se realizează, de obicei prin aplicarea unei presiuni exterioare. Curgerea fazei lichide în mediu poros poate fi determinată de gradientul de presiune, precum și de gradientul electric și de temperaturi. Curgerea fazei lichide în regim cinetic în interiorul corpului poros se supune legii lui Darcy:

$$q = \frac{kA\Delta P}{\eta l_o} \quad (\text{C.3.1.5.})$$

în care: q - consum volumic de lichid; k - penetrabilitatea corpului poros, determinată de structura acestuia; A - aria secțiunii transversale; P - pierderea (gradientul) de presiune; η - coeficientul vâscozității dinamice a lichidului; l_o - lungimea corpului de îmbibat în direcția îmbibării.

În cazul folosirii materialelor armate, viteza de îmbibare sub presiune este influențată de dimensiunile intervalelor dintre fibre.

Se analizează posibilitatea umplerii intervalelor dintre fibre la răspândirea metalului de adaos pe suprafața stratului de fibre (figura C.5.b). Această schemă corespunde îmbibării forțate, deoarece pe suprafața A-C acționează o presiune oarecare, determinată de curbura suprafeței fazei lichide și de presiunea hidrostatică a acesteia. Valoarea acestei presiuni suplimentare se determină din formula:

$$\Delta P^* = \frac{\sigma_{j-g}}{R_o} + \gamma \cdot c \quad (\text{C.3.1.6.})$$

în care: σ_{j-g} - tensiunea superficială; R_o - raza curburii convexității cusăturii; γ - densitatea materialului; c - înălțimea convexității.

Se va analiza cazul cel mai nefavorabil de îmbibare, când lichidul nu înmoaie materialul fibrelor (unghiul φ_k este apropiat de 180°). La o bună capacitate de înmuiere a acestuia, cum rezultă din condiția (C.3.1.4.), îmbibarea se va produce satisfăcător, deoarece, pe lângă îmbibarea spontană acționează și îmbibarea forțată, atunci când procesul se desfășoară sub tensiunea determinată după formula (C.3.1.6.).

În cazul unei înmuieri necorespunzătoare, lichidul se va curba între fibrele vecine (figura C.5.b), formând picături cu curbura $1/r_o$. Ajungerea acestei picături în intervalul dintre fibre se produce în cazul în care:

$$\Delta P^* \geq \frac{\sigma}{R_o} \quad (\text{C.3.1.7.})$$

Din relațiile geometrice se obține (figura C.5.b):

$$r_o = \frac{l - d_v}{2} \quad (\text{C.3.1.8.})$$

în care r_o - raza picăturii; l - distanța (pasul) dintre fibre. Luând în considerare (C.3.1.4.) se obține inegalitatea:

$$\frac{\sigma}{R_o} + \gamma \cdot c \geq \frac{2\sigma}{l - d_v} \quad (\text{C.3.1.9.})$$

ce leagă parametrii geometrici ai cusăturii de parametrii stratului de fibre. Această inegalitate este necesar a fi prezentată sub formă adimensională; împărțind ambii termeni cu γ , se notează:

$$\frac{a_k^2}{R_o} + c \geq \frac{2a_k^2}{l - d_v} \quad (\text{C.3.1.10})$$

sau

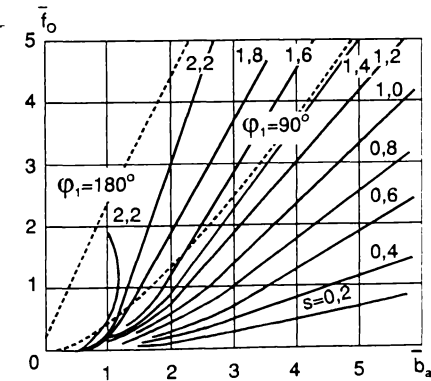
$$\frac{a_k}{R_o} + \frac{c}{a_k} \geq \frac{2a_k}{\frac{l}{a_k} - \frac{d_v}{a_k}}$$

de unde, notând membrul stâng prin S , se obține:

$$S \geq \frac{2a_k^2}{l - d_v} \quad (\text{C.3.1.11.})$$

în care \bar{l}, \bar{d}_v - pasul adimensional dintre fibre și diametrul adimensional al acestora:

$$\bar{l} = \frac{l}{a_k}; \bar{d}_v = \frac{d_v}{a_k} \quad (\text{C.3.1.12.})$$



Parametrul S , în funcție de aria suprafeței fazei lichide f_o și de lățimea picăturii \bar{b}_o , pentru sistemul aluminiu-oțel se poate determina din figura C.6.

Figura C.6. Nomograma pentru determinarea presiunii create pe faza lichidă de aluminiu ce se răspândește pe fibrele de oțel

Exemplu. Fie ca faza lichidă (picătura) să aibă lățimea $\bar{b}_o = 2$ și aria suprafeței $\bar{f}_o = 1$. Conform nomogramei (figura C.6.), parametrul $S = 1,42$. Din inegalitatea (C.3.1.11.) se află că distanța adimensională dintre fibre $\bar{l} - \bar{d}_v$ trebuie să fie mai mare de $(2 \cdot 1,42) = 1,40$, iar cea dimensională (la $a_k = 6$ mm) trebuie să fie $1,4 \times 6 = 8,4$ mm. În materialele compozite

reale distanța dintre fibre este o fracțiune de milimetru, de aceea pentru o îmbibare fiabilă este nevoie să se aplice o presiune exterioară ridicată. Intensificarea îmbibării în acest caz se poate obține prin aplicarea asupra topiturii a oscilațiilor ultrasonice, sau, de exemplu, la sudarea cu arc electric cu CIF, prin crearea de oscilații ultrasonice în topitură.

În figura C.7. este dată schema logică ce prezintă algoritmul de calcul al fenomenelor de întindere și de înmuiere la sudarea MCM armate cu fibre, luând în considerare aspectele enumerate anterior, notațiile, relațiile C.3.1.1.-C.3.1.12. și modul de calcul prezentat.

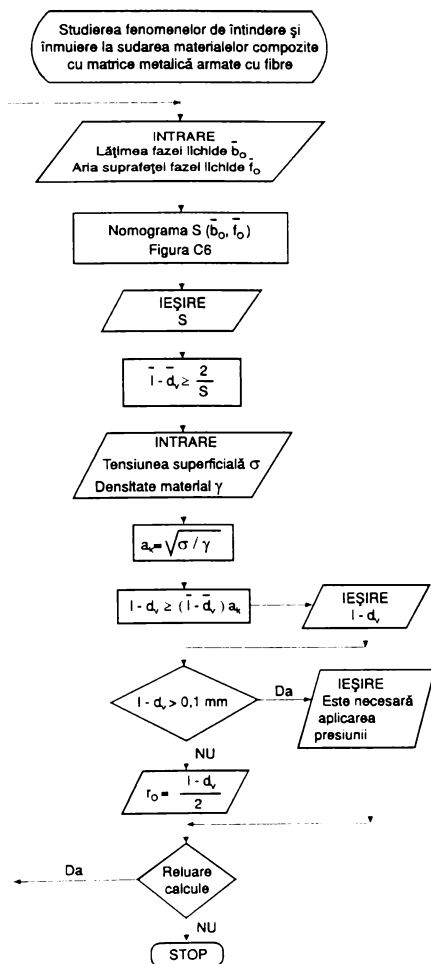


Figura C. 7. Schema logică pentru calculul fenomenelor de întindere și de înmuiere

C.3.2. Stabilirea parametrilor tehnologici de sudare a MCM

La îmbinarea MCM armate cu fibre sub formă plăci subțiri, sudarea cu arcul electric a pieselor se efectuează în lungul fibrelor, folosind electrodul nefuzibil și inserții din materialul matricei (figura C.8.a). Prezența acestei inserții se impune pentru ca în sudură să nu ajungă materialul topit din fibre, a cărei interacțiune cu materialul matricei ar putea conduce la formarea unor faze intermetalice fragile, cu implicații directe în rezistența îmbinării sudate. Zona de retopire este slăbită în direcție transversală, datorită absenței fibrelor. De aceea, pornind de la condițiile geometriei îmbinărilor MCM armate cu fibre, poate fi considerată optimă cusătura cu lățime minimă (ce coincide cu dimensiunea inserției) și cu ambele suprafețe bombate (figura C.8.b) [194], [209], [212], [213].

Sunt analizate în continuare particularitățile formării cusăturilor străpunse la sudarea cu inserție și căile de optimizare a tehnologiei de sudare. Principalul rol îl joacă lățimea S_1 și înălțimea H ale inserției (figura C.8.a), ce determină regimul de topire a acesteia respectiv regimul de sudare. Conform modelului matematic [194], [209], forma suprafeței cusăturii este descrisă printr-un sistem de opt ecuații, sistem care pentru o cusătură biconvexă (figura C.8.b) are forma:

$$\left\{ \begin{array}{l} f_1 = b_1(c_1 + z_1) - 2 \sin \varphi_1 \\ c_1 = \sqrt{Z_1^2 + 2(1 - \cos \varphi_1)} - z_1 \\ b_1 = 2 \int_0^{\varphi_1} \cos \varphi \, d\varphi / \sqrt{Z_1^2 + 2(1 - \cos \varphi)} \\ f_2 = b_2(c_2 - z_2) + 2 \sin \varphi_2 \\ c_2 = z_2 - \sqrt{Z_2^2 - 2(1 - \cos \varphi_2)} \\ b_2 = 2 \int_0^{\varphi_2} \cos \varphi \, d\varphi / \sqrt{Z_2^2 - 2(1 - \cos \varphi)} - 2 \int_{\varphi_2}^{\varphi_0} \cos \varphi \, d\varphi / \sqrt{Z_2^2 - 2(1 - \cos \varphi)} \\ s = (z_2 - c_2) - (z_1 + c_1) \\ f_2 = f_1 + f_2 \end{array} \right.$$

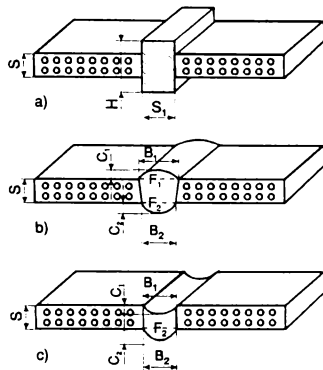
în care față de parametri indicați în figura C.9.:

φ_0 - unghiul în punctul de inflexiune a curbei integrale, care descrie forma suprafeței rîndului de pe partea opusă;

z_1 și z_2 - parametrii convexității suprafețelor corespunzătoare;

f_n - aria totală a suprafeței incluziunilor (pentru grosimea pieselor).

Acest sistem de ecuații este descris sub formă adimensională obținută prin împărțirea dimensiunilor liniare la constanta capilară a_k .



După modelul matematic au fost construite nomograme care permit să se evidențieze influența grosimii materialului de bază, lățimii cusăturii și zonei de pătrundere și a calității materialului depus [212].

Figura C.8. Schema îmbinării pieselor folosind inserție fuzibilă:

a - înainte de sudare; b - după sudare, cu folosirea cusăturii convexe;

c - idem, cusătura cu concavitate

În figura C.10. este prezentată nomograma construită pentru grosimea pieselor $S=0.5$ pentru cazul în care $b_1=b_2$. Din analiza nomogramelor similare pentru diferite valori S au fost evidențiate unele aspecte. În cazul unei lățimi a cusăturii și zonei de pătrundere, nu se pot obține rânduri cu înălțime identică de ambele părți ale cusăturii: numai la micșorarea lui f_n valorile lui C_1 și C_2 se apropie.

Există o lățime posibilă b_{max} la depășirea căreia se poate forma numai o cusătură cu concavitate (figura C.8.). La $S=0.5$ s-a obținut $b_{max} \approx 1.86$. Dacă pentru aluminiu și aliajele sale se ia $a_k=6$ mm, în forma dimensională, rezultă $S=Sa_k=3$ mm, $B_{max}=b_{max} \cdot a_k \approx 11.2$ mm. Calculele au arătat că pentru orice cantitate de metal depus există o valoare a lățimii cusăturii b_{min} , la micșorarea căreia se formează un rând având unghiul de capăt $\varphi_2 > 90^\circ$, adică nu se va îndeplini condiția trecerii line de la cusătură la materialul de bază. De exemplu, pentru $S=0.5$ și $f_n=0,3$, lățimea $b_{min} \approx 0,55$. În forma dimensională rezultă $F_n = f_n \cdot a_k^2 = 14,4$ mm, $B_{min} = b_{min} \cdot a_k \approx 3.3$ mm. Se observă că la creșterea S sau f_n diferența între C_1 și C_2 se mărește.

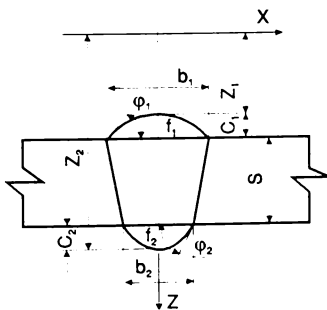


Figura C.9. Stabilirea formei suprafețelor cusăturii biconvexe

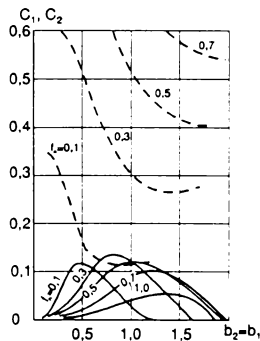


Figura C.10. Nomogramă pentru stabilirea parametrilor cusăturii biconvexe la $b_1 = b_2$ și pieselor $S = 0,5$: linie punctată C_2 , linie continuă C_1

Analiza rezultatelor pentru $b_1=b_2$ a arătat că la condiția $b_2 > b_1$, în gama stabilită de valori ale lățimii cusăturii, apare posibilitatea formării de rânduri cu lățime identică (punctele de intersecție a curbelor corespunzătoare, în figura C.11.).

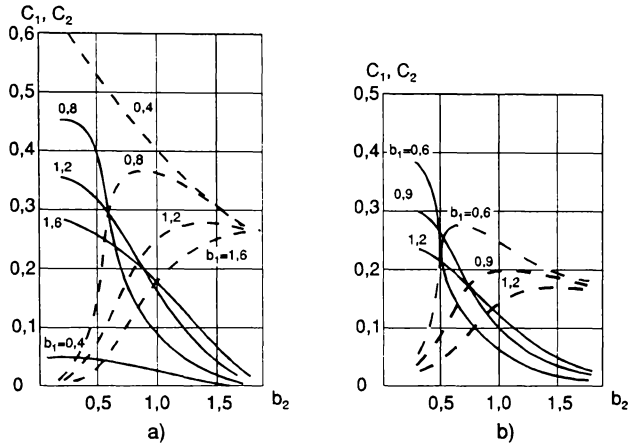


Figura C.11. Nomogramă pentru stabilirea parametrilor cusăturii biconvexe la $b_1 - b_2$; $a - S = 0,5$; $f_n = 0,3$; $b - S = 0,2$; $f_n = 0,2$; linie punctată C_2 ; linie continuă C_1

Această gamă este determinată de valoarea b_{2max} , la mărirea căreia se formează cusătura, ca în figura C.8. și de valoarea b_{1min} , la micșorarea căreia se formează rânduri mult diferite ca înălțime. La $S=0,5$ și $f_n=0,3$ (figura C.11.) se obține $b_{2max} \approx 1,65$; $b_{1min} \approx 0,7$ ($B_{2max} \approx 9,9$ mm, $B_{1min} \approx 4,5$ mm). Mărind f_n până la o anumită valoare f_{npr} ($S=0,5$ ea este $f_{npr} \approx 1,3$), începând de la care nu pot exista rânduri cu înălțime identică, pot fi mărite valorile $C_1=C_2$. În acest caz va crește b_{1min} , iar formarea cusăturii va fi tot mai sensibilă la oscilațiile dimensiunilor b_1 și b_2 , a căror abatere neînsemnată de la valorile optime va duce la diferențe vizibile ale C_1 față de C_2 . Relațiile optime b_1 și b_2 pentru $S=0,2$ sunt date în figura C.12.b.

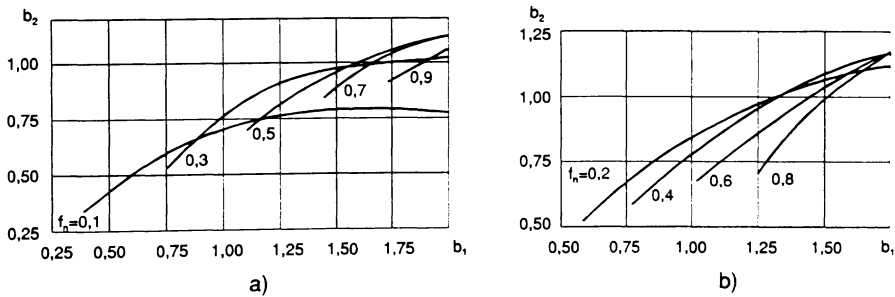


Figura C.12. Nomograma pentru stabilirea relației dintre b_1 și b_2 la $C_1 = C_2$; $a - S = 0,5$; $b - S = 0,2$

Astfel, cu ajutorul acestui model pot fi stabilite condițiile optime (dimensiunile f_n , b_1 , și b_2) la care se formează cusătura pătrunsă biconvexă, cu secțiunea dorită.

În figura C.13. este dată schema logică a programului de calcul al dimensiunilor inserției și îmbinărilor sudate, în cazul sudării MCM cu inserție din fibre, program realizat în

limbajul TurboPascal 6.0, utilizabil pe calculatoare compatibile IBM-PC.

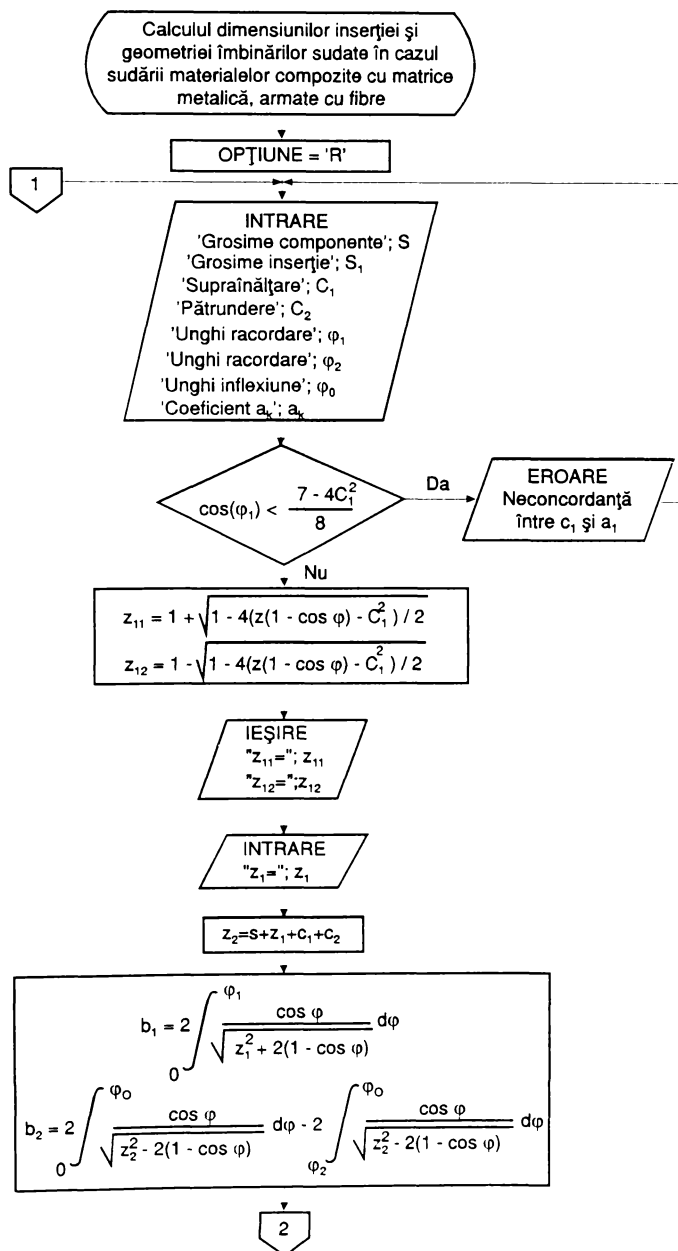


Figura C.13. Schema logică a programului de calcul al dimensiunilor inserției și îmbinărilor sudate

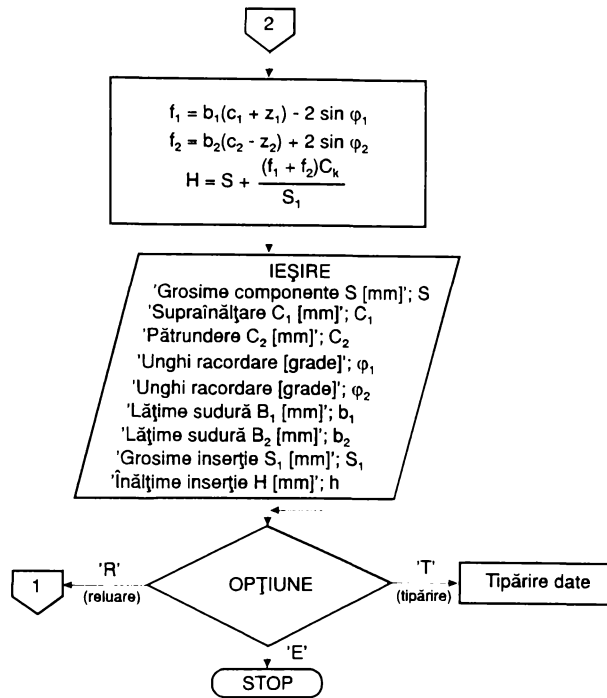


Figura C.13. continuare

Câteva exemple de utilizare a modelului matematic, respectiv a nomogramelor:

Exemplul 1. Se stabilesc dimensiunile optime ale inserției pentru cazul sudării tablelor de aluminiu cu grosimea $s = 3$ mm, cu lățimea maxim admisă a cusăturii $B = 4.8$ mm, cu condiția obținerii egalității $C_1 = C_2$.

Se ia $a_k = 6$ mm, se obține în forma adimensională $S = 0.5$; $b = 0.8$. Deoarece egalitatea $C_1 = C_2$ este posibilă numai cu condiția $b_2 < b_1$, se ia $b_1 = b = 0.8$. Conform figurii C.12.a se află valoarea cea mai mare f_n ce corespunde lui $b_1 = 0.8$. Ea va fi $f_n \approx 0.3$. Din figura C.11.a se află pentru $b_1 = 0.8$ valoarea $C_1 = C_2 \approx 0.28$ la $b_2 \approx 0.6$. În forma dimensională cusătura obținută are parametri: $\beta_1 = 4.8$ mm, $\beta_2 = 3.6$ mm, $F_n = 10.8$ mm², $C_1 = C_2 \approx 1.7$ mm. Ținând seama de valoarea β_2 se ia grosimea inserției $S_1 = 3$ mm. Înălțimea ei se va calcula după formula:

$$H = \frac{F_n}{S_1} + S = \frac{10.8}{3.0} + 3.0 = 6.6 \text{ mm} \quad (\text{C.3.2.2.})$$

Exemplul 2. Se stabilesc aceleași date pentru cazul sudării tablelor din AlMn aluminiu-bor cu grosimea $S = 1.2$ mm, cu lățimea maxim admisă a cusăturii $\beta = 3.6$ mm. Deoarece în faza lichidă va fi numai aluminiul, se ia $a_k = 6$ mm. Se obține $S = 0.2$; $b_1 = b =$

0,6.

După nomograma (figura C.12.b) se află că lui $b_1 = 0,6$ îi corespunde valoarea cea mai mare $f_n = 0,2$. Din figura C.11.b se obține $C_1 = C_2 \approx 0,24$ la $b_2 \approx 0,52$ sau sub forma dimensională: $B_1 = 3,6$ mm, $B_2 \approx 3,1$ mm, $F_n = 7,2$ mm², $C_1 = C_2 \approx 1,4$ mm. Se ia grosimea insertiei $S_1 = 2$ mm. Înălțimea acesteia calculată va fi:

$$H = \frac{7,2}{2} + 1,2 = 4,8 \text{ mm} \quad (\text{C.3.2.3.})$$

Așa cum s-a demonstrat experimental [194], [209], [212], regulile formării cusăturii biconvexe, evidențiate teoretic, sunt complet confirmate în practică. Astfel s-au realizat cusături prin sudarea cu arcul electric a plăcilor din oțel H18N10T cu grosimea $S = 1,5$ mm, folosind insertie din același material cu dimensiunile $S_1 = 1,5$ mm, $H = 4,5$ mm.

Cusăturile au fost realizate la următoarele regimuri:

- rândul superior - $I_s = 50$ A; $U_a = 10$ V;
- rândul mijlociu - $I_s = 70$ A; $U_a = 11$ V;
- $I_s = 75$ A; $U_a = 12$ V;

Regula reducerii înălțimii rândului superior la creșterea lățimii zonei de pătrundere este valabilă în continuare. Dacă se mărește și în continuare această lățime, se va forma o cusătură ca în figura C.8.c.

La sudarea cu arcul electric, prin procedeul WIG, obținerea cusăturilor biconvexe optime pe plăci având baza din aluminiu, este mai grea, deoarece, din cauza conductibilității termice mari a acestui metal, este greu de asigurat relația optimă între lățimea cusăturii și zona de pătrundere. Chiar și în cazul unei concentrații mari de energie a sursei de sudare, pot fi realizate cusături pe plăci din aliaj de aluminiu AMg6 cu grosimea de 3 mm, prin sudare cu arc electric, dar și pe plăci din MCM aluminiu-bor VKA - 2 cu grosimea de 1,2 mm. Dimensiunile insertiilor au fost stabilite în exemplele 1 și 2. Așa cum se observă, numai în al doilea exemplu, s-a reușit obținerea unei lățimi a cusăturii și a zonei de pătrundere apropiată de relația optimă.

C.3.3. Aspecte speciale ale proceselor termice la sudarea MCM

Neomogenitatea fizică a piesei de sudat, în cazul sudării MCM, este legată practic întotdeauna de dificultățile suplimentare cu caracter tehnologic determinate de condițiile rigide față de starea termică a limitelor de contact ale MCM. Ca urmare s-a impus elaborarea minuțioasă a teoriei proceselor termice pentru MCM cu insertie din fibre. În lucrările [74], [157], [165], [195], [209], [210], [211] este propusă o metodologie de evaluare prin calcul a câmpurilor termice la sudarea plăcilor eterogene subțiri, bazată pe aflarea soluției precise a ecuației conductibilității termice, în mediu cu caracteristici termofizice parțial cunoscute. Este analizat inițial cazul materialului compozit (multistrat), prin operația de medie a ecuației energiei pe grosimea plăcii. Problema se reduce la integrarea ecuației ortotropice dimetrice a conductibilității termice, cu caracteristicile termofizice constante ale căror valori

reale sunt exprimate prin grosimea și caracteristicile locale ale fiecărei plăci care formează MCM. În stabilirea modelelor matematice ale proceselor termice, pe lângă caracteristicile mediate ale stării termice (temperaturii) MCM de sudat, este util să se evalueze și caracteristicile mediate ale fiecărei faze ce intră în structura acestuia. Este posibilă o "omogenizare" similară a compoziției, dacă câmpurile întâmplătoare ale caracteristicilor termofizice și temperaturii sunt omogene, statistic, la distanțe ce depășesc cu mult dimensiunile microneuniformităților. Atunci corpul solid bifazic (materialul compozit) poate fi analizat ca fiind cvasiomogen, în fiecare punct al său existând simultan două temperaturi ce corespund celor două faze.

În materialele compozite reale în fiecare din faze este valabilă ecuația conductibilității termice:

$$c\rho\frac{\partial T}{\partial t} = -\operatorname{div}\vec{Q} \quad (\text{C.3.3.1.})$$

în care T - temperatura; $\vec{Q} = \{Q_1, Q_2, Q_3\}$ - fluxul termic specific; c - căldura specifică; ρ - densitatea [157].

Considerând un volum elementar și făcând medierea ecuației (C.3.3.1.) pentru fiecare fază, cu considerarea unui flux termic tridimensional se obține următorul sistem de ecuații [157], [165]:

$$\begin{cases} p_1c_1\rho_1\frac{\partial\theta_1}{\partial t} = -p_1\sum_{v=1}^3\frac{\partial q_v^{(1)}}{\partial x_v} - \alpha(\theta_1 - \theta_2) \\ p_2c_2\rho_2\frac{\partial\theta_2}{\partial t} = -p_2\sum_{v=1}^3\frac{\partial q_v^{(2)}}{\partial x_v} + \alpha(\theta_1 - \theta_2) \end{cases} \quad v = \overline{1,3} \quad (\text{C.3.3.2.})$$

în care θ_1, θ_2 - temperaturile mediate ale fazelor; $q_v^{(1)}, q_v^{(2)}$ - componentele mediate ale fluxului termic specific în faze; p_1, p_2 - ponderile volumice ale fibrelor, membrul $\alpha(\theta_1 - \theta_2)$ descrie schimbul termic interfază.

Se introduce temperatura medie θ a MCM, ce satisface condițiile echilibrului termic local:

$$\theta = \frac{p_1c_1\rho_1\theta_1 + p_2c_2\rho_2\theta_2}{p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2}$$

și se determină fluxurile termice în fiecare fază în funcție de gradientul temperaturii medii. Fluxul termic specific mediat q_v poate fi exprimat prin fluxurile termice specifice $q_v^{(i)}$ în faze, deoarece pentru fiecare componentă a acestuia este valabilă egalitatea:

$$q_v = p_1q_v^{(1)} + p_2q_v^{(2)}, v = \overline{1,3} \quad (\text{C.3.3.3.})$$

În plus, se va considera că pentru fiecare fază, ca și pentru MCM în ansamblu este îndreptățită aplicarea legii lui Fourier:

$$q_v^{(i)} = -k_i \frac{\partial \theta_i}{\partial x_v}; \quad q_v = -k_v^* \frac{\partial \theta}{\partial x_v}; \quad v = \overline{1,3}, \quad i = 1, 2 \quad (\text{C.3.3.4.})$$

în care k_i - coeficienții conductibilității termice ai fazelor, k_v^* - coeficientul real al conductibilității termice în direcția OX_v . Presupunând constante caracteristicile termofizice în fiecare fază, se obține:

$$\frac{\partial \theta}{\partial x_v} = \frac{1}{p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2} \left(p_1 c_1 \rho_1 \frac{\partial \theta_1}{\partial x_v} + p_2 c_2 \rho_2 \frac{\partial \theta_2}{\partial x_v} \right) \quad (\text{C.3.3.5.})$$

Folosind relația (C.3.3.4.) se transformă egalitățile (C.3.3.3) și (C.3.3.5) în următoarea formă:

$$\begin{cases} -k_v^* \frac{\partial \theta}{\partial x_v} = p_1 q_v^{(1)} + p_2 q_v^{(2)}, \quad v = \overline{1,3} \\ -\frac{\partial \theta}{\partial x_v} = \frac{1}{p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2} \left(\frac{p_1 c_1 \rho_1}{k_1} q_v^{(1)} + \frac{p_2 c_2 \rho_2}{k_2} q_v^{(2)} \right) \end{cases} \quad (\text{C.3.3.6.})$$

Se rezolvă sistemul (C.3.3.6.) pentru $q_v^{(i)}$ și se introduc expresiile obținute în ecuațiile (C.3.3.2). Ca urmare se ajunge la sistemul de ecuații ale conductibilității termice pentru corpul solid macroscopic ortotrop [157].

$$\begin{cases} p_1 c_1 \rho_1 \frac{\partial \theta_1}{\partial t} = \sum_{v=1}^3 \lambda_v \frac{\partial^2}{\partial x_v^2} (p_1 c_1 \rho_1 \theta_1 + p_2 c_2 \rho_2 \theta_2) - \alpha (\theta_1 - \theta_2) \\ p_2 c_2 \rho_2 \frac{\partial \theta_2}{\partial t} = \sum_{v=1}^3 \mu_v \frac{\partial^2}{\partial x_v^2} (p_1 c_1 \rho_1 \theta_1 + p_2 c_2 \rho_2 \theta_2) + \alpha (\theta_1 - \theta_2) \end{cases} \quad (\text{C.3.3.7.})$$

în care:

$$\lambda_v = \frac{k_1 [k_v^* c_2 \rho_2 - k_2 (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)]}{(c_2 \rho_2 k_1 - c_1 \rho_1 k_2) (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)}$$

$$\mu_v = \frac{k_2 [-k_1^* c_1 \rho_1 + k_1 (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)]}{(c_2 \rho_2 k_1 - c_1 \rho_1 k_2) (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)}$$

Coeficienții reali k_k^* și α depind de structura MCM și de compoziția acestuia. Astfel, de exemplu, la un MCM izotrop, dimensiunile microneuniformităților fiind aproximativ identice în toate direcțiile, sunt justificate următoarele expresii:

$$k_v^* = k^* = \langle k \rangle - \frac{p_1 p_2 (k_1 - k_2)}{3\langle k \rangle + (p_2 - p_1)(k_1 - k_2)}$$

$$\langle k \rangle = p_1 k_1 + p_2 k_2 \quad (\text{C.3.3.8.})$$

$$\alpha = 2\sqrt{15} p_1 p_2 \frac{k_1 k_2}{\langle k \rangle} a^2$$

În mod similar, pentru un MCM cu structura în fibre monodirecționată (figura C.14.) în lucrările [195], [209], [210] s-a obținut:

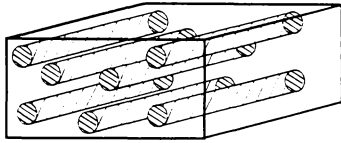


Figura C.14. MCM cu fibre monodirecționate

$$k_v^* = \langle k \rangle, \text{ pe direcția fibrelor;}$$

$$\langle k \rangle = \frac{p_1 p_2 (k_1 - k_2)^2}{2\langle k \rangle + (p_2 - p_1)(k_1 - k_2)}, \text{ pe direcție}$$

ortogonală la direcția fibrelor.

$$\alpha = 4\sqrt{2} p_1 p_2 a^2 \frac{k_1 k_2}{\langle k \rangle} \quad (\text{C.3.3.9.})$$

În formulele (C.3.3.8.) și (C.3.3.9.) α este un parametru a cărui mărime inversă corespunde stării microneuniformității.

Adunând ecuațiile sistemului (C.3.3.7.) se obține ecuația pentru temperatura medie:

$$(p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) \frac{\partial \theta}{\partial t} = \sum_{v=1}^3 k_v^* \frac{\partial^2 \theta}{\partial x_v^2} \quad (\text{C.3.3.10.})$$

care, după formă, corespunde ecuației conductibilității termice în corpul solid ortotrop.

Se analizează câteva variante de utilizare a modelelor (C.3.3.7.) și (C.3.3.10.) pentru calculul de evaluare a proceselor termice la sudarea MCM. Astfel, în cazul sudării plăcilor semiinfinite subțiri cu sursă liniară, cu deplasare rapidă, sistemul (C.3.3.7.) va avea următorul aspect:

$$(p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) \frac{\partial \theta}{\partial t} = \sum_{v=1}^3 k_v^* \frac{\partial^2 \theta}{\partial x_v^2} \quad (\text{C.3.3.11.})$$

care, după formă, corespunde ecuației conductibilității termice în corpul solid ortotrop.

Se analizează câteva variante de utilizare a modelelor (C.3.3.7.) și (C.3.3.11.) pentru calculul de evaluare a proceselor termice la sudarea MCM. Astfel, în cazul sudării plăcilor semiinfinite subțiri cu sursă liniară, cu deplasare rapidă, sistemul (C.3.3.7.) va avea următorul aspect:

$$\begin{cases} p_1 c_1 \rho_1 \frac{\partial \theta_1}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2}{\partial x^2} (p_1 c_1 \rho_1 \theta_1 + p_2 c_2 \rho_2 \theta_2) - \alpha (\theta_1 - \theta_2); \\ p_2 c_2 \rho_2 \frac{\partial \theta_2}{\partial t} = \mu \frac{\partial^2}{\partial x^2} (p_1 c_1 \rho_1 \theta_1 + p_2 c_2 \rho_2 \theta_2) + \alpha (\theta_1 - \theta_2); \end{cases} \quad (\text{C.3.3.12.})$$

în care x reprezintă coordonata perpendiculară pe direcția de deplasare a sursei de încălzire la sudare.

Pentru stabilirea câmpurilor termice este necesar să se rezolve sistemul (C.3.3.12.) la următoarele condiții inițiale și limită:

$$\theta_1(x, 0) = \theta_2(x, 0); \quad p_1 c_1 \rho_1 \theta_1(x, 0) + p_2 c_2 \rho_2 \theta_2(x, 0) = \frac{W}{hv} \delta(x - 0) \quad (\text{C.3.3.13.})$$

$$\left. \frac{\partial \theta_i}{\partial x} \right|_{x=0} = 0; \quad \lim_{x \rightarrow \infty} \theta_i(x, t) = 0 \quad (\text{C.3.3.14.})$$

Aici și în continuare prin $\theta_i(x, t)$ se înțelege creșterea temperaturii în punctul x în momentul t în comparație cu temperatura inițială constantă; W - puterea sursei; h - grosimea plăcii; v - viteza constantă de sudare; $\delta(x - 0)$ - funcția lui Dirak.

Soluția problemei (C.3.3.12.) - (C.3.3.14.), obținută cu ajutorul transformatei integrale Fourier pentru cosinus, are forma:

$$\begin{cases} \theta_1(x, t) = \frac{W}{\pi h v (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) p_2 c_2 \rho_2} \int_0^{\infty} \frac{A_1 A_2 e^{r_1 t} - A_3 A_4 e^{r_2 t}}{(r_1 - r_2) (\mu p_1 c_1 \rho_1 \omega^2 - \alpha)} \cos \omega x d\omega \\ \theta_2(x, t) = \frac{W}{\pi h v (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) p_2 c_2 \rho_2} \int_0^{\infty} \frac{A_1 e^{r_1 t} - A_3 e^{r_2 t}}{r_1 - r_2} \cos \omega x d\omega \end{cases} \quad (\text{C.3.3.15.})$$

în care:

$$r_{1,2} = -0,5 \left[\frac{k^* \omega^2}{p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2} + \frac{\alpha (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)}{p_1 c_1 \rho_1 p_2 c_2 \rho_2} \right] \pm$$

$$\pm 0,5 \left[\frac{k^* \omega^2}{p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2} - \frac{\alpha (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2)}{p_1 c_1 \rho_1 p_2 c_2 \rho_2} \right]$$

$$A_1 = \mu (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) \omega^2 + r_2 p_2 c_2 \rho_2$$

$$A_2 = \mu p_2 c_2 \rho_2 \omega^2 + \alpha + r_1 p_2 c_2 \rho_2$$

$$A_3 = \mu (p_1 c_1 \rho_1 + p_2 c_2 \rho_2) \omega^2 + r_1 p_2 c_2 \rho_2$$

$$A_4 = \mu p_2 c_2 \rho_2 \omega^2 + \alpha + r_2 p_2 c_2 \rho_2$$

Formulele (C.3.3.15.) permit să se calculeze temperaturile în fiecare fază a materialului microneomogen bifazic. În multe cazuri practice este suficient să se cunoască evaluarea temperaturii medii a MCM. Această evaluare se poate obține din rezolvarea echivalentului ecuației (C.3.3.11.).

Ca rezultat se obține:

$$\theta(x, t) = \frac{W}{hv\sqrt{4\pi k^*(p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2)}} e^{-\frac{x^2(p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2)}{4k^*t}} \quad (\text{C.3.3.16.})$$

care reprezintă generalizarea formulei cunoscute a sursei liniare cu deplasare rapidă a lui N.N. Râkalin [195], [211].

Analizarea cazului sudării plăcilor subțiri, limitate pe lățime, din MCM cu sursă de căldură liniară mediată de putere constantă conduce la considerarea aspectului conform căruia plăcile cedează căldură în mediul înconjurător cu temperatura 0, coeficientul termic fiind α_0 . Schema corespunzătoare procesului este dată în figura C.15.

Câmpul cvasistaționar de temperatură al plăcilor poate fi evaluat în felul următor:

$$\begin{aligned} \theta(x_1, x_2) = & \frac{W}{2\pi k_1^* h} \exp\left[-\frac{vx_1(p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2)}{2k_1^*}\right] \cdot K_0\{r\gamma\} + \\ & + \frac{W}{2\pi k_1^* h} \exp\left[-\frac{vx_1(p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2)}{2k_1^*}\right] \cdot \\ & \cdot \sum_{n=1}^{\infty} [K_0\{r_{4n-3}\gamma\} + K_0\{r_{4n-2}\gamma\} + K_0\{r_{4n-1}\gamma\} + K_0\{r_{4n}\gamma\}] \end{aligned} \quad (\text{C.3.3.17.})$$

în care:

$$\begin{aligned} \gamma = & \sqrt{\frac{v^2(p_1c_1\rho_1 + p_2c_2\rho_2)^2}{4(k_1^*)^2} + \frac{2\alpha_0}{hk_1^*}} \\ r = & \sqrt{x_1^2 + \frac{k_1^*}{k_2^*}x_2^2} \\ r_{4n-3} = & \sqrt{x_1^2 + \left[2(n-1)H + 2l_1 - \left(\frac{k_1^*}{k_2^*}\right)^{\frac{1}{2}}x_2\right]^2} \\ r_{4n-2} = & \sqrt{x_1^2 + \left[2(n-1)H + 2l_1 + \left(\frac{k_1^*}{k_2^*}\right)^{\frac{1}{2}}x_2\right]^2} \end{aligned}$$

$$r_{4n-1} = \sqrt{x_1^2 + \left[2nH - \left(\frac{k_1^*}{k_2^*} \right)^{\frac{1}{2}} x_2 \right]^2}$$

$$r_{4n} = \sqrt{x_1^2 + \left[2nH + \left(\frac{k_1^*}{k_2^*} \right)^{\frac{1}{2}} x_2 \right]^2}$$

$H = l_1 + L_1$; $K_0(z)$ - funcția Bessel de ordinul zero; v - viteza constantă de deplasare a sursei.

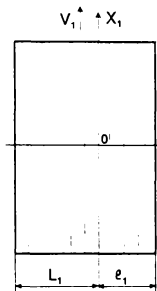


Figura C.15. Schema corespunzătoare procesului

Pentru verificarea calculelor au fost studiate câmpurile termice la sudarea plăcilor subțiri din MCM, ce au matrice din aluminiu și sunt armate cu fibre din oțel. Proprietățile termofizice ale fazelor au fost date în tabelul C.10. [157].

Sudarea s-a efectuat în lungul fibrelor la o energie liniară de 24 kW/m, în timp ce ponderea volumică a fibrelor de oțel a variat. Așa cum au arătat calculele executate după formulele (C.3.3.15.) diferența principală dintre temperaturile fazelor se observă la 1-2 secunde după acțiunea sursei de sudare cu condiția ca scara microneomogenităților (în cazul dat diametrul fibrelor de oțel) să fie suficient de mare.

Tabelul C.10.

	aluminiu	oțel
ρ [kg/m ³]	2700	7800
c [kJ/kg°C]	0.900	0.620
k [W/m°C]	185	50

În figura C.16., câmpurile de temperatură la sudarea MCM, cu sursă de deplasare rapidă, au fost calculate la 0.1 secunde după acțiunea sursei de sudare. Calculul a fost efectuat cu ajutorul pachetului de programe matematice MATHCAD. Temperatura fazelor s-a egalizat după 2-3 secunde și a fost diferită cu maxim 5°C.

Deși temperaturile fazelor diferă puțin una față de alta, ponderile volumice ale componentelor MCM au o acțiune hotărâtoare asupra desfășurării proceselor termice la sudare.

Cercetările au arătat că temperatura maximă în ZIT este cu atât mai mare cu cât este mai mică ponderea volumică a fazei cu conductibilitatea termică redusă (fibrele de oțel). Datele corespunzătoare sunt prezentate în figura C.17.

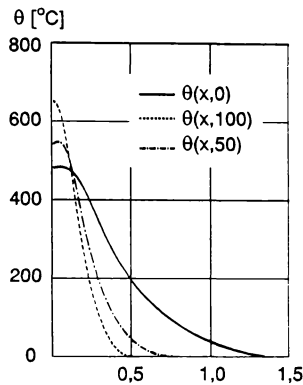


Figura C.16. Câmpuri termice la sudarea MCM cu sursă cu deplasare rapidă

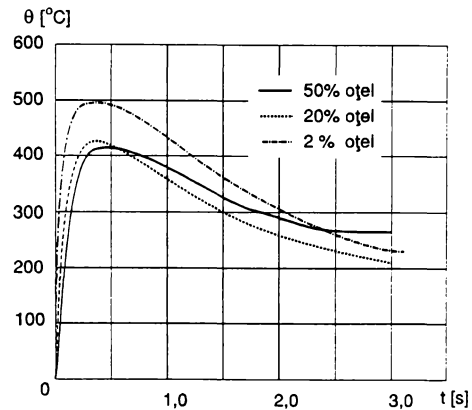


Figura C.17. Ciclurile termice la sudarea MCM cu matrice de aluminiu cu sursă cu deplasare rapidă

Curba temperaturilor maxime, prezentată în figura C.18., a fost construită pentru un punct aflat la 5 mm de la axa cusăturii.

Toate ciclurile termice ale MCM sunt intermediare între ciclurile termice calculate pentru plăcile omogene din aluminiu și oțel.

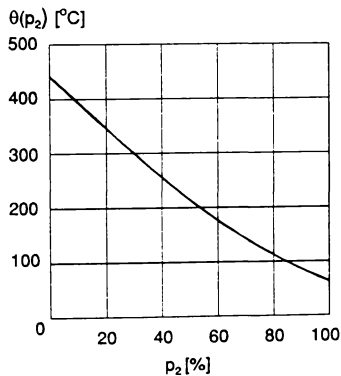


Figura C.18. Curba temperaturilor maxime

Prin calcule s-a stabilit că schema sursei cu deplasare rapidă descrie adecvat procesele termice la sudarea MCM pe bază de aluminiu, în cazul în care este îndeplinită condiția:

$$\frac{v(p_1 c_1 \rho_1 - p_2 c_2 \rho_2)}{k^*} > 10 \quad (\text{C.3.3.18.})$$

Dacă inegalitatea (C.3.3.18.) nu este confirmată, este necesar să se folosească formula (C.3.3.17.) ce descrie procesele termice la sudarea plăcilor subțiri din MCM cu sursă mobilă [157].

C.4. Aspecte referitoare la proiectarea MCM

La fabricarea și extinderea utilizării structurilor MCM se impune să se țină cont, din punct de vedere al proiectării lor, că acestea trebuie să satisfacă unele cerințe contradictorii. Pe de o parte, este necesar să se asigure calitatea superioară a îmbinării sudate și în primul rând, o rezistență apropiată de cea a materialului de bază. Pe de altă parte, este necesar să se micșoreze masa specifică a unei îmbinări, adică să se utilizeze o cantitate minimă de metal pentru realizarea sudurii [142].

Prin aplicarea principiilor care stau la baza proiectării îmbinărilor sudate se asigură rezistența maximă a tuturor elementelor. Condiția pentru realizarea rezistenței maxime a unei îmbinări cap la cap care să opereze în condiții de solicitare are următoarea formă:

$$\sigma_{B\perp} \cdot \delta_o \cdot l_s = \sigma_{s\perp} \cdot L \cdot l_s \quad (C.4.1.)$$

în care $\sigma_{B\perp}$ este rezistența la întindere a componentelor MCM în direcția transversală a fibrelor, δ_o este grosimea unei componente în zona de îmbinare, l_s este unitatea lungimii îmbinate, $\sigma_{s\perp}$ este rezistența la întindere a metalului depus pe direcție transversală și L este lungimea liniei de topire.

Rezultă din această condiție că rezistența îmbinărilor sudate poate fi ridicată prin mărirea lungimii suprafeței de separație în zona de topire, L , sau prin mărirea rezistenței metalului depus folosind un material de adaos cu caracteristici superioare.

Combi-națiile tipice proiectelor tehnologice ce reprezintă îmbinările cap la cap din MCM cu proprietăți de rezistență prestabilite au fost selectate pe baza desenului reperelor și subansamblurilor, precum și a factorilor tehnologici, precum și datorită posibilității de realizare a diferitelor structuri MCM (tabel C.11.) [142]. Tabelul C.11. arată relația dintre calculul lungimii liniei de topire, masa metalului depus, G și rezistența îmbinării cap la cap în cazul MCM cu structură variabilă pentru procedeele de sudare acceptate.

Literatura tehnică de specialitate [142], [251], [273], [339], indică unele tipuri de componente din MCM realizate prin diferite metode de sudare (figurile C.19.-C.21.).

Figura C.19. prezintă aplicații posibile în domeniul aeronautic [142]. Este cazul sudării prin difuzie al blocurilor din MCM cu materiale disimilare, de exemplu sudarea unui bloc tubular, prin suprapunere, cu o porțiune de piesă din titan. Se subliniază că sudarea prin difuzie nu este eficientă în cazul sudurilor în colț și laterale, deoarece în aceste cazuri se poate produce fisurarea matricei metalice și distrugerea fibrelor de armare [142].

Figurile C.20. și C.21. prezintă îmbinări în cazul structurilor MCM ale aeronavelor, sub forma unor suduri în colț și laterale. Executarea lor se recomandă prin procedeele de sudare prin topire (WIG, MIG), respectiv prin lipire.

La sudarea prin topire cap la cap a blocurilor cu rost în I (vezi diagrama 1-3, tabelul C.11.) zona de topire are, practic, margini paralele, lungimea lor fiind determinată de grosimea, δ_o , a blocurilor îmbinate și volumul, V_B , al fibrelor din MCM sudate. Luând toate acestea în considerare, lungimea, L , a suprafeței de separație poate fi determinată din relația:

$$L = \delta_o [(100 - V_B)/100] \quad (C.4.2.)$$

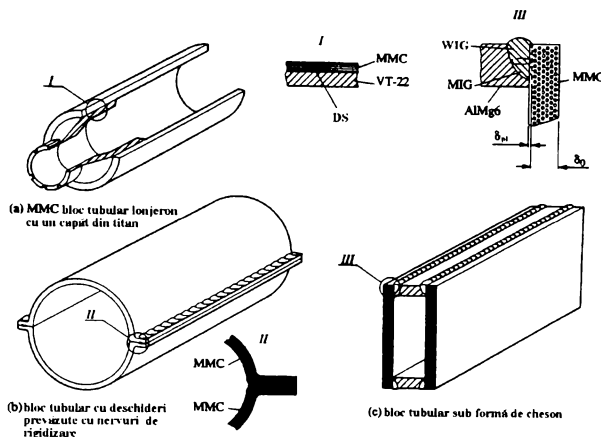


Figura C.19. Tipuri de structuri pentru reazeme și componente ale fuselajului (SD - sudare prin difuzie; WIG - sudare cu electrod nefuzibil în mediu de gaz inert; MIG - sudare cu electrod fuzibil în mediu de gaz inert)

Lungimea suprafeței de separație în zona de topire poate fi mărită prin sudarea la un unghi ascuțit, α (diagramele 4-10, tabelul C.11.) [142].

Aici, lungimea suprafeței de separație a zonei de topire este:

$$L = (\delta_o / \sin \alpha) [(100 - V_B)/100] \quad (C.4.3.)$$

Unghiul optim al rostului se determină din relația:

$$\alpha = \arcsin \frac{\sigma_{\perp} (100 - V_B)}{100 \sigma_{B\perp}} \quad (C.4.4.)$$

pornind de la relația (C.4.1.), de unde rezultă $\frac{\delta_o}{L} = \frac{\sigma_{S\perp}}{\sigma_{B\perp}}$ și înlocuind în relația (C.4.3.).

După cum se poate vedea din această expresie, unghiul rostului depinde de rezistența MCM pe direcția perpendiculară aranjării fibrelor, rezistența metalului deșus care este determinată de rezistența metalului de adaos și volumul fibrelor de rigidizare din blocurile sudate.

Pentru a reduce masa de metal deșus și a se obține îmbinări cu rezistență superioară, realizând suduri pe o parte sau pe ambele părți, la sudarea componentelor având mai mult de 3 mm grosime se recomandă utilizarea adaosurilor MCM sub formă de vergea (vezi diagramele 8 și 11, tabelul C.11.). O vergea de acest fel are marginile sub forma unei baze

prismatice, pe o porțiune, care are un unghi diedru egal cu 2α . În această porțiune superioară vergeaua are o proiecție longitudinală a unei forme arbitrare.

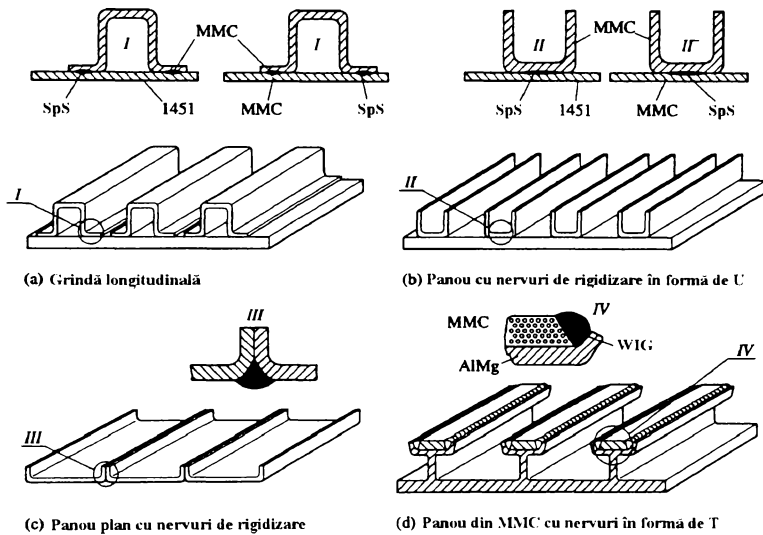


Figura C.20. Tipuri de structuri din MCM - panouri sudate cu deschideri prevăzute cu rigidizări (SpS - sudare prin presiune în puncte)

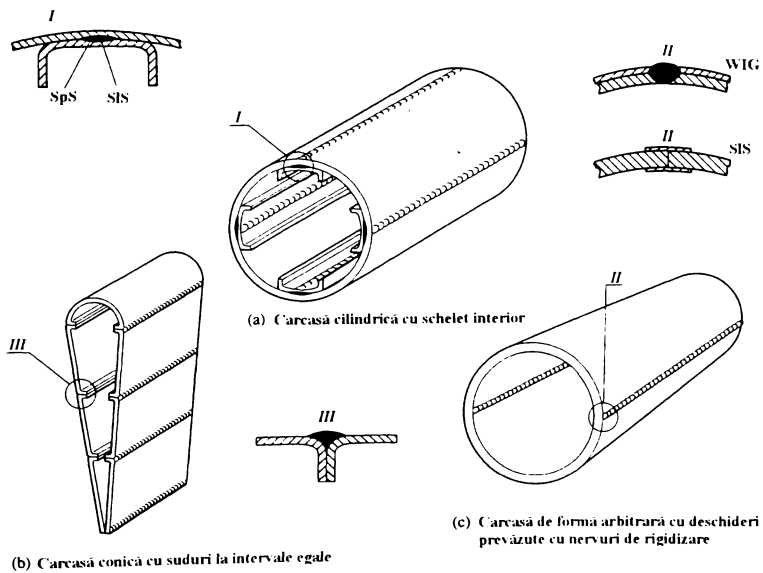
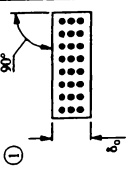
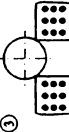

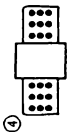
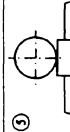
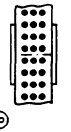

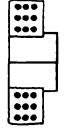



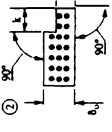


Figura C.21. Tipuri de structuri din carcase portante din MCM
SpP - sudare prin presiune în puncte; SIS - sudare prin presiune în linie

Tabel C.11. [142]

Metode de pregătire suprafață	Preluare rost de sudare	Tip rost de sudare	Formă rost	Tehnică de sudare cap la cap	Grosime tablă sudată, δ , mm	Schița ansamblului care se sudază	Diagrama pentru sudare	Procedeu de sudare recomandat	Factor de rezistență a îmbinării	Loc defect la încercarea la tracțiune	Zona secțiunii transversale și a ZIT	Dependența estimată pentru: masa metalului depus pe unitatea de lungime, G	rezistența limită a îmbinării sudate, σ ,
Placare strat omogen $\delta_p = 5-15\% \delta_s$	Unghi drept $\alpha = 90^\circ$	În I		În I cu deschidere $\delta = (0,5-1,5\delta_s)$	0,6-3,0		1	WIG MIG	0,5-0,6	zona de topire		$\frac{100}{\delta} \sigma_B$	$\frac{100}{\delta} \sigma_B$
					1,0-1,6		2	WIG					
					1,6-3,0		3	WIG					
					0,6-3,0		4	sudare prin presiune în linie	0,7-0,8	ZIT		$\frac{100}{\delta} \sigma_B$	$\frac{100}{\delta} \sigma_B$
					0,6-3,0		5	sudare cu fascicul de electroni	0,7-0,8	zonă distanțier			
					0,6-6,0		6	sudare prin difuzie (DS)	0,8-0,9	ZIT		$\frac{100}{\delta} \sigma_B$	$\frac{100}{\delta} \sigma_B$
		În trepte		În I cu deschidere în Z la forfecare $S = 5 \cdot 6\delta_s$									

continuare tabel C.11.

Metode de pregătire suprafața	Prelu- crare rost	Tip rost de sudare	Formă rost	Tehnică sudare cap la cap	Grosime tabla sudată, δ_w , mm	Schema ansamblului care se sudază	Diagra- ma pentru sudare	Procedeu de sudare recoman- dat	Factor de rezistență a îmbinării	Loc defect la încercarea la tracțiune	Zona secțiunii transversale și a ZIT	Dependența estimată pentru: masa metalului de pus pe unitatea de lungi- me, G	rezistența limită a îmbinării sudate, σ ,
Placare strat omogen $\delta_w \sim 15\% \delta_s$	Unghi drept $\alpha = 90^\circ$	În V pe o parte		În V pe o parte	0,6-1,2		7	MIG	0,7-0,8	zona de topire		$\frac{Z_{Tf} \alpha}{\sigma_s}$	$\sigma_{pl} = 100 \frac{\sigma_{pl}}{A} \sin \alpha$
				În V pe ambele părți	1,2-3,0		8	WIG	0,8-0,9	ZIT		0,2E	
				În V pe ambele părți	2,0-8,0		9	sudare prin difuzie (DS) SAF	0,8-0,9	zona de topire		$\frac{Z_{Tf} \alpha}{\sigma_s}$	
				Îmbinare cu flansa pe o parte	3,0-8,0		10	MIG	0,7-0,8	ZIT		$\frac{Z_{Tf} \alpha}{\sigma_s}$	
				Îmbinare cu flansa pe o parte	0,6-4,0		11	WIG	0,8-0,9	ZIT		$\frac{Z_{Tf} \alpha}{\sigma_s}$	
Placare strat omogen $\delta_w \sim 15\% \delta_s$	Îndoire pe rază $R_s \geq 5 \delta_s$	Îmbinare în V cu flansa cu îndepar- tarea părții îndoite		Îmbinare asimetrică cu flansa pe o parte	2,0-4,0		12	WIG	0,8-0,9	ZIT		$\frac{Z_{Tf} \alpha}{\sigma_s}$	$\frac{\sigma_{pl}}{A}$
				Îmbinare asimetrică cu flansa pe o parte			13	sudare cu fascicul de electroni					

Observație: Valori polinomiale în formulă [142]: $A = 100 \cdot V_b$; $b = \sigma_{II} \cdot \delta_{II}$;

$B = \delta_o + \delta_{II}$; $d = \delta_o^2 + \delta \cdot h$; $E = \delta_o^2 \cdot \gamma_{pl}$; $\Gamma = \sigma_{pl} \cdot \delta_{pl} + \tau_{med} \cdot \delta_K$

De asemenea, se poate folosi o îmbinare cap la cap oblică (vezi diagrama 11) pentru a mări rezistența îmbinării cap la cap. Un astfel de rost trebuie folosit pentru sudarea prin difuzie a componentelor cu marginile prelucrate oblic la un unghi ascuțit.

O mărire a unghiului rostului are ca rezultat îmbunătățirea rezistenței îmbinării. Totuși, o astfel de creștere cauzează o mărire a zonei de contact, aceasta necesitând aplicarea unor forțe mari. Pentru a obține o îmbinare cu rezistență superioară, unghiul rostului trebuie să fie determinat din relația:

$$\alpha = \arcsin \frac{\sigma_H(100 - V_B)}{100\sigma_{B\perp}} \quad (C.4.5.)$$

Nu se recomandă creșterea unghiului rostului cu mai mult decât valoarea proiectată, deoarece aceasta conduce la o creștere a forței de compresiune ce acționează asupra blocurilor și la distrugerea fibrelor.

O formă unică a îmbinării sudate cu o zonă de topire mai lungă se utilizează pentru îmbunătățirea calității îmbinării formate în blocuri având stratul de placare exterior proiectat $\sigma_{pl} > 15\%$. O astfel de formă se obține prin flanșarea/bordurarea marginilor în zona de îmbinare pe raza R_{xp} (vezi diagramele 12-13, tabelul C.11.). Din această cauză, forma zonei și raza sunt alese pornind de la condiția unui proces de sudare stabil fără distrugerea fibrelor de rezistență și pe baza asigurării rezistenței apropiate de cea a MCM. Marginile sudate sunt îndoite pe lungimea razei R_{xp} la un unghi:

$$\beta_{xp} \geq \arcsin \left[\sqrt{\delta_0(2R_{xp} - \sigma_0)R_{xp}} \right] \quad (C.4.6.)$$

în care δ_0 este grosimea blocurilor MCM, iar R_{xp} este raza de îndoire a marginilor sudate.

Astfel o diagramă de pregătire a componentelor pentru sudarea lor cap la cap face posibilă realizarea de condiții pentru sudarea MCM-urilor mai apropiate de cele necesare la sudarea aliajelor omogene, permițând astfel realizarea de îmbinări sudate de calitate superioară cu pătrundere garantată pentru întreaga secțiune. Astfel de îmbinări au linii de topire mai lungi iar forma pătrunderii urmărește forma unei îndoituri a unui strat acoperit în zona de sudare. O creștere a liniei de topire duce la realizarea de îmbinări sudate având rezistența apropiată de cea a materialului de bază cu o grosime fixă, δ_0 a marginilor sudate. Lungimea liniilor de topire poate fi mărită prin mărirea razei R_{xp} .

Aceasta conduce la o creștere a lățimii sudurii și a greutateii ansamblului.

Pentru a reduce masa metalului depus cu scopul de a se obține suduri rezistente, se pare că este de dorit ca îndoirea să se facă după raza minimă posibilă, R_{min} , pentru o structură dată de MCM.

La sudarea blocurilor plate, după îndoire, marginile trebuie așezate cu stratul de acoperire localizat în direcția opusă sursei de căldură. În acest caz sudarea se efectuează pe două părți.

Este bine să se utilizeze profile cu elemente de rigidizare realizate din MCM pentru fabricarea structurilor portante supuse încovoierii transversale. Acestea necesită suduri etanșe cu rezistență și rigiditate mare.

Practica din exploatare arată că prescripțiile tehnologice referitoare la pregătirea în mod rațional a rostului și marginile îndoite, combinate conform cu diagramele date în tabelul C.11. conduc la obținerea de îmbinări sudate de calitate cu rezistență apropiată de cea a materialelor ce se sudează. De menționat că la proiectarea produselor trebuie să se evalueze în mod suplimentar, posibilitatea pregătirii marginilor și fezabilitatea procesului de sudare, în scopul prevenirii apariției defectelor în sudură și al obținerii de structuri din MCM de calitate.

C.5. Concluzii și contribuții originale

C.5.1. Teza tratează în premieră națională problemele puse de regimurile de sudare a MCM, cu direcționarea spre măsurile de ordin tehnologic pentru evitarea apariției defectelor în îmbinări. De menționat că documentarea pentru acest capitol de teză s-a făcut la Biblioteca Tehnică a Institutului de Sudură și Încercări de Materiale Timișoara, unică ca și profil în țară și care conține informații la zi, apărute pe plan mondial.

C.5.2. S-a făcut o analiză a aspectelor particulare ce apar datorită anizotropiei MCM, a diferențelor existente între matrice și fibrele de armare, din punct de vedere al temperaturilor de topire diferite, conductibilității termice, coeficientului de dilatare termică și căldurii specifice diferite, continuității fibrelor de armare și de participarea volumică a acestora, de posibilitatea apariției interacțiunii chimice, de apariția întinderii pe suprafață și înmuierii matricei, respectiv asigurarea răspândirii uniforme a fazei lichide a matricei ș.a.m.d., cu implicațiile aferente.

C.5.3. Lucrarea conține o sintetiză a procedeelelor de îmbinare prin sudare a MCM, cu prezentarea avantajelor și dezavantajelor aplicării acestora, pe tipuri reprezentative de îmbinări și domenii de aplicabilitate.

C.5.4. Este elaborată schema logică ce prezintă algoritmul de calcul al fenomenelor de întindere și de înmuierie la sudarea MCM, analizându-se fenomenele în condițiile în care trebuie asigurată răspândirea necesară a fazei lichide de aluminiu și obținerea unei suduri cu forma și dimensiunile stabilite, precum și garantarea îmbibării complete a straturilor de fibre.

C.5.5. Pornind de la modelul matematic al sudurilor s-a reușit alegerea fundamentată a dimensiunilor inserției fuzibile și a parametrilor tehnologici de sudare, cu ajutorul unui program realizat în limbaj TURBOPASCAL. Este dată schema logică a programului de calcul al dimensiunilor inserției și îmbinărilor sudate. Totodată au fost analizate atât particularitățile formării cusăturilor suprapuse la sudarea cu inserție, cât și căile de optimizare a tehnologiilor de sudare.

C.5.6. A fost realizat calculul proceselor termice funcție de parametri de sudare, în cazul sudării prin topire a MCM. Inițial s-a propus o metodologie de evaluare prin calcul a câmpurilor termice, la sudarea plăcilor eterogene subțiri, bazată pe aflarea soluției precise a

ecuației conductibilității termice, apoi s-a analizat cazul materialului compozit multistrat prin medierea ecuației energiei pe grosimea plăcii. S-a ajuns la generalizarea formulei sursei liniare, cu deplasare rapidă, a lui N.N. Râkalin. Cu ajutorul pachetului de programe MATHCAD au fost analizate rezultatele experimentului de calcul, trasându-se câmpurile de temperatură la sudare.

C.5.7. Sunt prezentate principiile care stau la baza proiectării îmbinărilor sudate din MCM, corelate cu factorii tehnologici și cu posibilitatea de realizare a diferitelor structuri din MCM, exemplificându-se cazuri concrete de tipuri de îmbinări realizate din MCM. Tabelar sunt date, sintetizat, rezultatele acestei corelări.

D. CONSIDERAȚII FINALE. CONTRIBUȚII ORIGINALE. DIRECȚII ULTERIOARE DE CERCETARE

Prezenta lucrare cuprinde sinteza cercetărilor teoretice și experimentale întreprinse în ultimii ani de autoare în domeniul materialelor compozite metalice (MCM). Se studiază problemele puse de MCM, cu implicații în posibilitatea apariției defectelor și modalităților de evitare a lor, în structura MCM, cu extindere asupra îmbinărilor lor sudate.

Tematica tezei de doctorat s-a încadrat în cercetarea științifică actuală efectuată pe plan mondial, reprezentând totodată atât o introducere, cât și o extindere pe plan național a problematicii.

În baza lucrării elaborate se pot preciza o serie de considerații finale și concluzii privind contribuțiile originale.

D.1. Considerații finale

Materialele compozite metalice (MCM) făcând parte din categoria "materialelor avansate", reprezintă un domeniu de studiu prioritar și foarte vast. Este cazul studierii proprietăților lor, al metodelor de elaborare și de îmbinare prin diferite tehnici, având ca finalitate evitarea apariției defectelor în structura lor.

D.1.1. Sintetizarea unor informații generale (definirea, clasificarea, utilizarea în diverse domenii, analiza evoluției pe plan mondial, din punct de vedere al producerii și utilizării lor, prezentarea băncilor de date cu informații referitoare la materialele compozite: Metadex, Pascal, Engineering Materials, Inspec ș.a., programe de cooperare în domeniu: ESPRIT, EURAM, EUREKA, COMETT, BRITE ș.a.) a constituit o introducere în domeniul materialelor compozite.

Direcțiile activității de cercetare-dezvoltare și preocupările existente pe plan mondial în domeniul materialelor compozite în general și a materialelor compozite metalice în particular, au creat cadrul de abordare a domeniului tezei.

D.1.2. Prezentarea comparativă a diferitelor moduri de definire a materialelor compozite, funcție de diverși autori, evidențiază proprietățile specifice MCM, în contextul sublinierii proprietăților lor anizotrope și al efectelor sinergice astfel obținute.

D.1.3. Aprecierea condițiilor, a posibilităților existente și a criteriilor de selecție, necesare înlocuirii materialelor tradiționale, din care sunt executate unele repere și subsansabluri, au constituit o premisă în studierea posibilităților de implementare a MCM în structuri deja existente.

D.1.4. Analizarea mecanismului durificării cu fibre (diagrama Krock) și a transferului sarcinii de la matrice la fibră, a influenței lungimii fibrelor de armare și a sarcinii aplicate, a proprietăților mecanice și electrice a MCM cu fibre continue și discontinue are un rol deosebit în cunoașterea comportării MCM în diferite condiții de exploatare.

D.1.5. Prezentarea comparativă a materialelor folosite pentru matricea metalică a MCM (aliaje de aluminiu, titan, magneziu), a proprietăților și caracteristicilor lor mecanice evidențiază avantajele, dezavantajele și implicațiile utilizării lor.

D.1.6. Cercetarea fenomenelor la interfața fibră-matrice, menționându-se efectele fenomenului de difuzie (prin legile lui Fick) și a celor de întindere și umectare a metalului matricei la suprafața fibrelor este completată cu precizarea modalităților de îmbunătățire a raportului fibră-matrice (utilizare CIF pentru uniformizare structură matrice, tratament termic al fibrelor ș.a.m.d.).

D.1.7. Analiza comparativă a proprietăților MCM față de materialele tradiționale a scos în evidență comportarea de excepție a MCM.

D.1.8. Clasificarea generală a proceselor de obținere și de prelucrare a MCM dă o imagine asupra complexității elaborării MCM și a multiplelor procedee și variante de obținere, în faze (gazoasă, fluidă, solidă, chimică, electrochimică).

D.1.9. Analiză comparativă a diferitelor metode de elaborare a inserțiilor și matricelor de MCM, a evidențiat aspectele particulare și limitele fiecărui procedeu, pentru o situație dată.

D.1.10. Stabilirea unui model de prognoză a rezistenței în funcționare a structurilor din MCM, a evidențiat importanța prognozării începutului propagării rapide a deteriorării.

D.1.11. Sintetizarea informațiilor referitoare la sudarea MCM este rodul consultării unei bogate bibliografii, la singura Bibliotecă Tehnică de profil din țară la ISIM Timișoara.

D.1.12. Analizarea cauzelor ce generează dificultăți la sudare și apariția nedoritelor defecte de sudare se face la modul general, datorită diversității MCM, a faptului că abordarea se face diferențiat funcție de tipul matricei și fibrei, combinația fibră-matrice ș.a.m.d.

D.1.13. Prezentarea sintetizată a procedeelelor de sudare a MCM, evidențiază avantajele și dezavantajele aplicării acestora, pe tipuri de îmbinări, respectiv domenii de aplicabilitate.

D.1.14. Sunt prezentate principiile care stau la baza proiectării îmbinărilor sudate din MCM, corelate cu factorii tehnologici și cu posibilitatea de realizare a diferitelor structuri din MCM, exemplificându-se cazuri concrete de tipuri de îmbinări realizate din MCM. Tabelar sunt date, sintetizat, rezultatele acestei corelări.

D.2. Contribuții originale

D.2.1. Interdisciplinaritatea și transsectorialitatea materialelor compozite, în ansamblul materialelor avansate, este ilustrată schematizat prin modul de aranjare și asociere a diferitelor materiale de bază, prin implicarea principalelor discipline de bază, a procedeelelor de transformare a materialelor și a metodelor de concepție, insistându-se totodată și asupra aplicabilității în diferite domenii.

D.2.2. Elaborarea unor șarje de MCM, cu matricea din aliaj de aluminiu și plasa din oțel inoxidabil austenitic 10TiNiCr120 $\phi = 1 \mu\text{m}$ și $\phi = 10 \mu\text{m}$, în colaborare cu specialiști de la Facultatea de Inginerie "Eftimie Murgu" Reșița și ELBA Timișoara, a condus la obținerea primelor rezultate experimentale. Sârma de armare a fost orientată pe două direcții perpendiculare, realizând astfel o plasă de armare. Aderența dintre matrice și plasa de armare s-a obținut prin procedeul de turnare la cald a materialului matricei, inclusiv în varianta cu plasă aluminizată.

D.2.3. Elaborarea programului experimental pentru analiza șarjelor de MCM obținute, s-a făcut în condițiile absenței unor standarde pentru acest tip de materiale și diferențiat pentru fiecare șarjă elaborată, pentru evidențierea unor aspecte specifice.

D.2.4. Pentru șarja I s-au analizat particularitățile concrete ale ruperii MCM, defalcate pe stări, respectiv rezistențele la inițierea fisurilor în MCM.

D.2.5. Pentru șarja II de MCM examinarea macro și microscopică a pus în evidență defectele de turnare în matrice și la interfața fibră-matrice și măsurătorile de duritate, cu specificarea erorii relative de justete "E" și a erorii de fidelitate "Ef".

S-au obținut valori mai mari ale rezistenței la rupere pentru epruvetele elaborate cu plasa în varianta aluminizată.

Prin prelucrarea statistică a rezultatelor obținute s-au trasat curbe spline având o confidență de 0,975, iar regresia de ordinul 3, confidența 0,96.

D.2.6. Rezultatele experimentale obținute prin analiza șarjelor de MCM elaborate, au fost prelucrate statistic, prin metodele inițiate de academician dr.ing. Traian Sălăgean, beneficiind de facilitățile oferite prin utilizarea programului MicroCal.Origin.

Astfel s-au obținut reprezentarea prin histograme în intervalul 50-300 HV0.3 cu pasul 7. A rezultat o distribuție multimodală Gauss 3, clasa fiind 7. Pentru proba 2 au fost ridicate histograme, valorile luate în calcul fiind cuprinse în intervalul 22-275 HV0.3, cu pasul de reprezentare 7.

D.2.7. Abordarea domeniului sudării MCM are caracter de noutate în țară, sintetizarea informațiilor prelucrate fiind apoi popularizate, inclusiv prin sintezele documentare publicate și trecute la bibliografie.

D.2.8. Schema logică ce prezintă algoritmul de calcul al fenomenelor de întindere și înmuiere la sudarea MCM, conduce la analiza fenomenelor în condițiile în care trebuie asigurată răspândirea necesară a fazei lichide de aluminiu și obținerea unei suduri cu forma și dimensiunile stabilite, precum și garantarea îmbibării complete a structurilor de fibre.

D.2.9. Pornind de la modelul matematic al sudurilor s-a reușit alegerea fundamentată a dimensiunilor inserției fuzibile și parametrii tehnologici ai regimului de sudare, cu ajutorul unui program realizat în TURBOPASCAL.

D.2.10. Schema logică a programului de calcul (pct. D.2.8.) conduce la analiza particularităților formării cusăturilor sudate și la căile de optimizare a tehnologiilor de sudare.

D.2.11. Pachetul de programe MATH CAD a permis analiza rezultatelor experimentului de calcul al câmpurilor termice la sudarea MCM trasându-se câmpurile de temperatură de sudare. Utilizând legea lui Fourier pentru fiecare "fază" a MCM, s-a ajuns la generalizarea formulei lui N.N. Răkalin.

Studiile și cercetările efectuate au condus pe de o parte la confirmarea unor date din literatura de specialitate, iar pe de altă parte rezultatele au constituit contribuții originale. Bibliografia consultată conține 360 titluri, dintre care cele mai multe sunt de dată recentă.

Abordarea domeniului ce face obiectul tezei s-a concretizat prin abordarea unui număr de 7 Rapoarte de cercetare în cadrul Institutului de Sudură și Încercări de Materiale ISIM Timișoara, elaborate în perioada 1992-1997, din cadrul Programului de

Cercetare-Dezvoltare a Ministerului Cercetării și Tehnologiei și a Ministerului Învățământului, respectiv Academie, a unei cărți - sinteză documentară editată prin OID.ICM București, 19 lucrări științifice susținute la sesiuni de comunicări naționale și internaționale, manifestări jubiliare și sesiuni ale Academiei române, parte din ele publicate în volumele conferințelor, 9 sinteze documentare publicate prin OID.ICM, respectiv în Buletinul Institutului de Sudură și Încercări de Materiale (BID) - ISIM.

Totodată cercetările efectuate până în prezent au condus la jalonarea posibilelor direcții ulterioare de cercetare.

D.3. Direcții ulterioare de cercetare

Lucrarea de față a tratat doar niște segmente ale domeniului, în tentativa de familiarizare cu problemele puse de MCM și de evitare a apariției defectelor în MCM, în cursul procesului de elaborare, în exploatare, în diferite condiții de solicitare, respectiv în îmbinările sudate din MCM.

Datorită acestui fapt o parte din aspectele tratate în lucrare este necesar să fie dezvoltate ulterior, iar altele necesită o nouă abordare.

Dintre direcțiile de cercetare ulterioare se subliniază în mod deosebit:

- necesitatea elaborării de noi șarje de MCM, prin utilizarea unor tehnici enunțate în lucrare la cap.B. în diferite variante (diferite materiale pentru matrice și inserții, diferite cupluri fibră-matrice, dimensiunii de materiale de bază și geometrii diferite ș.a.m.d.);

- supunerea la niște programe experimentale complexe a noilor MCM astfel obținute, pentru a se putea concluziona asupra variantelor optime de elaborare; din punct de vedere al proprietăților mecanice, structurii, caracteristicilor de rezistență, comportării la diferite solicitări ș.a.;

- testarea posibilităților de îmbinare prin diferite tehnici (sudare, lipire, îmbinare mecanică), a MCM astfel obținute (inclusiv a tehnicilor detaliate la cap. C);

- studierea posibilităților de implementare a MCM în structurile deja existente și în diferite domenii de activitate, prin înlocuirea cu MCM a unor repere și subansambluri realizate anterior din materiale tradiționale.

BIBLIOGRAFIE

1. ABDULAH, V.M. și VELIKOIVANENKO, E.A.: Paket programm rașcetu temperaturnih i koncentracionnih polei pri svarke i iaplavke, Kiev, 1983, p.32
2. AGARWAL, B.L.: Behaviour of multifastener bolted joints in composite materials. În: AIAA Aerospace Scientific Meeting, Pasadena, 1980, janvier, 14-16
3. AGHEEV, N.V. ș.a.: Voloknistiie i dispersno-uprocinonse kompozitionye materiali, Moskwa, Nanka, 1976
4. AHEAM, J.S. ș.a.: Fusion welding SiC-reinforced Al composites. În: Metal Construction, 1982, vol.14, nr.4, p.192-197
5. ALIEVA S.S. și ALÎMAN, M.B.: Promîsleniie aluminevie splavi. Spravorînoe izdanie. În: Metalurghia, 1984, p.528
6. ASHBY, M.F. și JONES, D.: Engineering Materials; An Introduction to their Properties and Applications, Editura Pergamon International Series on Materials Science and Techology, 1991, vol.34, p.58-61, p.126-128; 133
7. AWAL, M.A. ș.a.: Dynamic behaviour of delamination and transverse cracks in fiber reinforced laminated composites. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.33, nr.5, p.753-764
8. BAESLACK, W.A. și FROES, F.H.: Joining similar and dissimilar advanced engineered materials. În: JOM, 1995, vol.47, nr.3, p.13-15
9. BAHEI-EL-DIN ș.a.: Fracture of fibrous metal matrix composites - II. Modeling and numerical analysis. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.34, nr.1, p.105-123
10. BAKER, R.G.: Adhesives-an irrelevance or opportunity. În: Welding Review, 1989, may, p.66 -72
11. BANERJI, A. ș.a.: Role of wettability in the preparation of metal-matrix composites (a review). În: Metallurgia, 1984, vol.38, nr.7, p.656-661
12. BARAM, J.: Procesul de atomizare prin pulverizare și depunere concomitentă destinat producerii unor compozite cu matrice metalică. În: Revista ICEM, 1996, vol.IV, nr.3, p.34-47
13. BARNEY, C. ș.a.: Fatigue crack propagation in SiC continuous fibre-reinforced Ti-6 Al-4V alloy metal-matrix composites. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.229-234
14. BATHIAS, C. și PRIESTER, P.: VAHAS: une prenormalisation international. În: Enjeux, 1988, nr.95, p.19-21
15. BAZYK, A.S. ș.a.: Primenenie efekta sverkplasticinosti v sovrenennoi metalloobrabotke, Moskwa, NIIMAS, 1977
16. BELECKIJ, V.M. ș.a.: Pročnost' soedinenij kompozicionnogo materiala aljuminij-bor. bolučennyh kontaktnoj točečnoj svarkoj; Kompozicionnye materialy. În: Nauka, 1981, p.170 - 173
17. BELIANIN, P.N.: Proizvodstvo širako-fuzelajnih samolt. În: Mašinstroenie, Moscova, 1979
18. BELOUS, A.A. și HVATAN, A.M.: Rascet cleementaniceskoego soedinenija vnailestcu. În: Proiektirovania, rascet i ispitanija construcția iz kompozitionnih materialov. În: TAGI, 1979, ed.VII, p.94
19. BENATAR, A. ș.a.: Composites. În: Welding Handbook, 1996, p.385-390

20. BENERJ, I. ș.a.: Rol of wettability in the preparation of metal-matrix composite (A review), *Metael*, 1984, vol.38, nr.7, p.656-661
21. BEREZOVSKI, B.M.: Optimizația formirovania svov pri dugovoi svarke so skvoznim proplavleniene na vesu. În: *Svaročnoe Proizvodstvo*, 1988, nr.3, p.29-31
22. BEUTIN, P.: Les matériaux, composites suscitent des progrès technologiques dans l'industrie d'automobile. În: *Matériaux et Techniques*, 1990, mai, p.7-10
23. BITTENCE, J.C.: Advanced metal composites. În: *Advanced Materials and Processes*, 1987, nr.7, p.45-40
24. BLUCHER, D.I.; SPENCER, W.R.; STUHRKE, W.K.: Transmission and Scanning Electron Microscopy of Boron/ Aluminum Interfaces. În: *The 17-th Refractory Composites Working Group*. Williamsburg, Va., 1970, june 16-18
25. BLUE, C.A. ș.a.: Rapid Infrared Joining Takes on the Advanced Materials; the process is particularly effective with thim materials, honey comb structures and small or intricately formed parts. În: *Welding Journal*, 1993, vol.72, nr.6, p.51-54
26. BOLDÎREV, I.V. ș.a.: Tehnologiia privarkhi titanovih ecranov ci aluminievomu porșniu. În: *Avtomob. prom. sti*, 1980, nr.9, p.30-32
27. BÖRNHEIM, B.: De nouveaux matériaux-composites de fibres en concurrence avec les métaux. În: *ASEA - Revue Suedia*, 1987, nr.5, p.4-7
28. BOTIȘ, A.; MOISĂ, T. și POPESCU, M.: Studiul rezistenței materialelor compozite în condițiile solicitărilor statice dinamice și repetate. Faza: Evaluarea experimentală a rezistenței la inițierea și propagarea fisurii în materiale compozite. Raport de cercetare ISIM, 1994, beneficiar MCT
29. BOURGEOIS, J.L.: L'enjeu des nouveaux matériaux. În: *Enjeux*, 1988, nr.95, p.16 -18
30. BRATUKHIN, A.G. ș.a.: RSR alloys, Sc-bearing aluminium alloys and aluminium matrix composites applied to making aeospace permanent joints. În: *Welding in the World*, 1994, vol.33, nr.6, p.435
31. BREBEC, G.: Diffusion, Centre d'Étude Nucléaires de Saclay Section de Recherches de Métallurgie Physique. In: *NASLAIN, R.: Introduction aux matériaux composites*. École d'été de CNSR. 1979, sept.
32. BRENER, A.: Amerikaböl jöetlem. În: *HEGESZTES TECHNIKA*. 1993. vol.IV. nr.2, p.21-27
33. BRENNER, A. ș.a.: Weldability of metal matrix composites: spot welding technology for 6061/Al₂O₃. În: *HEGESZTES TECHNIKA*. 1993. an.IV. nr.4, p.9-15
34. CARDONA, D.C. ș.a.: Micromodelling of effective stress intensities bridged cracks in fibre-reinforced titanium metal-matrix composites. În: *Composites*, 1993, vol.24, nr.2, p.122
35. CASENZA, F.: Mechanical fasteners for composites. În: *Mechanical Engineering*, 1987, août., p.365
36. CATTERILL, P.J. și BOWEN, P.: Fatigue crack growth in a fibre-reinforced titanium MMC at ambient and elevated temperatures. În: *Composites*, 1993, vol.24, nr.3, p.214
37. CATY, G.F.: Esprit de l'Europe. În: *Enjeux*, 1984, nr.49, iul-aug, p.76-79
38. CEAUȘESCU, N. și POPESCU, I.: *Tehnologii neconvenționale*. Editura Scrisul Românesc, Craiova, 1982
39. CHAN, F.: Interlaminar stresses of laminated composite joints with a single cover plate. În: *Technische Mechanik*, 1989, vol.10, nr.4, p.251-261

40. CHAN, K.S.: Failure diagrams for unidirectional fiber metal-matrix composites. În: Metallurgical Transactions A, 1993, vol.24A, p.1531-1542
41. CHIDAMBARENE, A.: Analysis of TIG welds in an alumina reinforced aluminium matrix composite. În: Thesis University of Regina, Canada, 1995
42. CLARKE, D.J.: Thoughts on NDT for composites in the field. În: Insight, 1995, vol.37, nr.12, p.938-939
43. CLEȘIU, S.R. și POPESCU, M.: Cercetări privind procesele și tehnologiile de îmbinare a materialelor nemetalice (materiale plastice, amorfe, 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
44. CLEȘIU, S.R. și POPESCU, M.: Aspecte specifice ale sudării materialelor compozite termorigide, durificate cu talc. În: Lucrările: Sesiunea Academiei Timișoara, 1992
45. CLEȘIU, S.R. și 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
46. COGNARD, P.H.: Les applications industrielles des matériaux composites. Edition du Moniteur, 1989
47. COLOMBIÉ, M.: Problèmes d'assemblage posés par l'évolution des matériaux. În: Soudage et Techniques Connexes, 1989, vol.43, nr.3/4, p.9-16
48. COTTERILL, P.J. și BOWEN, P.: Fatigue crack growth in a fibre-reinforced titanium MMC at ambient and elevated temperatures. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.214-221
49. CROW, P.D.: Power-low creep consolidation of metal matrix composites (MMC's). University of Virginia, 1994
50. CUBAROV, V.M. ș.a.: Issledovanie ekspluatacionnyh karakteristik boraljuminievogo kompozicionnogo materiala VKA -1. În: Nauka, 1981, p.106 -111
51. CURTAȘU, E.: Reducerea greutății produselor prin utilizarea de noi materiale. INID, București, 1990
52. DE MINSKIJ, Ju. A. ș.a.: Osobennosti svarki plavleniene sloistyh i voloknistyh materiallov s aljuminienivoj matricej Vopr. sudostroeniija. În: Ser. Svarka, 1990, p.88-94
53. DE ULETIAN, J.H.: Composite metal matrix welding. Patent USA, 1985
54. DELAHOUSSE, M.: La normalisation des matériaux nouveaux. În: Enjeux, 1988, nr.95, p.22 -26
55. DELAPALME, B.: Matériaux et économie moderne. În: Enjeux, 1982, nr.29, oct, p.41-45
56. DEVALAN, P.: Quelques sources d'information. În: CETIM Informations Spécial Mécano-Soudage, 1990, nr.118, nov, p.90-94
57. DEVLETIAN, J.H.: SiC/Al Metal Matrix Composite Welding by a Capacitor Discharge Process. În: Welding Journal, 1987, nr.8, p.33-39
58. DEVLETIAN, J.H.: Welding metal matrix composites. Patent pending (allowed). U.S. Patent Application 1985, Serial No.807, 535
59. DIBBLE, M.A.: Metals on the aerospace frontier. În: Machine Design, 1991, june, nr.6, p.44-48

60. DOEL, T.J. ș.a.: Mechanical properties of aluminium-based particulate metal-matrix composites. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.270
61. DOLK, A.: Lim spalten. În: Fognings Teknik, 1997, nr.2, p.14-15
62. DOWNESS, T.J. și KING, J.E.: The effect of microstructure on the fracture toughness of a metal-matrix composite. În: Composite, 1993, vol.24, nr.3, p.276
63. DRĂGULESCU, D.; BRÂNDEU, L.; POPESCU, M.; CRIVACUCEA, O.: Deslocation, cause of stress relation in metals. În: Volumul Sesiunii de Comunicări Științifice Reșița, 22-23 oct. 1993
64. DRĂGULESCU, D.; HEGEDŪS, A.; POPESCU, M.: Considerations on a joining method of thermoplastic composite materials. În: Volumul Seminarului româno-italian Modern mechanical design, București, 1991, 18-20 sept.
65. DRĂGULESCU, D.; POPESCU, M.; CRIVACUCEA, O.: Considerații asupra câmpului termic la sudarea unor plăci din materiale compozite cu matrice metalică. În: Analele Universității "Eftimie Murgu" Reșița, 1994, p.114-119
66. DRĂGULESCU, D.; POPESCU, M.; CRIVACUCEA, O.; LUPINCA, I.: Studii proprietăților mecanice ale unor materiale compozite cu matrice metalică. În: Analele Universității "Eftimie Murgu" Reșița, 1994, p.108-113
67. DRĂGULESCU, D.; POPESCU, M.; NICOARĂ, M.: Fenomene la interfața fibră-matrice în cazul materialelor compozite metalice armate cu fibre. În: Analele Universității "Eftimie Murgu" Reșița, 1995, p.63-68
68. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Aprecieri asupra fiabilității materialelor compozite. În: Analele Universității "Eftimie Murgu" Reșița, 1995, p.57-62
69. DRĂGULESCU, D. și DEHELEAN, D.: Statistica în sudură. OID.ICM. 1973
70. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Perspective în dezvoltarea materialelor compozite, în contextul dezvoltării "noilor materiale". În: Buletin de Informare Documentară BID-Sudura - 1992, an I, nr.1, p.5 -9
71. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Perspectives dans le développement des matériaux composites en contexte du développement de "nouveaux matériaux": În: Buletinul Științific și Tehnic al Universității Tehnice, Timișoara. Seria Mecanică, 1991
72. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Prognoza utilizării materialelor compozite în diferite domenii. Sinteză. IDMK nr.12-35, 1994, OID.ICM București, p.1-76
73. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Tehnici de îmbinare a materialelor compozite metalice, SID 117. OID.ICM București, 1994
74. DRĂGULESCU, D. și POPESCU, M.: Tendințe în dezvoltarea "noilor materiale". În: Lucrările sesiunii de comunicări tehnico-științifice, ALMA MATER, Reșița, 1991, sept. 28-30
75. DREGGER, D.R.: Design guidelines for forming advanced composites. În: Machine Design, 1980, 8 mai
76. DUBARLE, P.: Matériaux avancés: la révolution silencieuse. În: l'Observateur de l'OCDE, France, 1989, aug-sept, nr.159, p.5-9
77. DUMITRAȘ, C. și OPRAN, C.: Prelucrarea materialelor compozite, ceramice și minerale. Editura Tehnică, 1994
78. DUTTA, I. ș.a.: A theoretical investigation of accelerated aging in metal-matrix composites. În: Journal of Composite Materials, 1988, vol.22, sept. p.829-849
79. DVORAK, P.J.: Designing with composites. În: Machine Design, 1987, nov 26

80. ELAGHIN, V.J. ș.a.: Structura i svoistva polufabrikatov iz aliuminevih splavov, Moskva, 1984
81. FERGUSON, H.: Physical simulation makes inroads in advanced materials. În: *Advanced Materials & Processes*, 1993, vol.143, nr.4, p.33-36
82. FERNIE, J.A. ș.a.: Progress in joining of advanced materials. În: *Welding and Metal Fabrication*, 1991, vol.59, may, p.179-184
83. FIEVET, C. ș.a.: La concurence entre matériaux dans l'industries aéronautiques. În: *Annales des Mines, Franța*, 1989, mai, p.42-43
84. FINELLO, D.: Fractography of metal matrix composites. În: *ASTM STP 827*, American Society for Testing and Materials, 1984, p.387-396
85. FISH, J.H. și LEE, S.W.: Delamination of tapered composite structures. În: *Engineering Fracture Mechanics*, 1989, vol.34, nr.1, p.43-54
86. FRIDLIANDER, I.N.: *Novye Materialy*, Sofia, 1989, iunie 13-15
87. FRIDLIANDER, I.N. ș.a.: *Despre compozite*, Editura Znanie, Moscova, 1989
88. FU, S.Y. și ZHON, B.L.: Some further considerations of the theory of fibre debonding and pull-out from an elastic matrix. În: *Composites*, 1993, vol.24, nr.1, p.5
89. FUKUMOTO, S. ș.a.: Application of laser beam welding to joining of continuous fibre reinforced composite to metal. În: *Materials Science and Technology*, 1993, vol.9, mart, p.264-271
90. GÂDEA, S.: Implicații tehnice ale noilor metalurgii. În: *Noi dimensiuni ale revoluției științifice și tehnice; noi tehnologii, sisteme, surse energetice*, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1988, p.33-40
91. GÂDEA, S. și PETRESCU, M.: *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981, p.241-281
92. GĂLĂȚEANU, I.: Știința materialelor noi. În: *Athenaeum*, 1991, nr.1, p.23; 32
93. GALES, A.: Bijzondere aluminiumlegieringen en het lassen hiervan. În: *Lasttechnik*, 1995, nr.10, p.19-23
94. GERHARZ, J.J. și IDELBERGER, H.: Vorhersage der Betriebsfestigkeit vorgeschädigter Faserverbund konstruktionen. În: *Material Prüfung*, 1990, nr.4, p.96--101
95. GLAZUNOV, S.G. și MOISEEV, V.N.: *Konstruktronnie titanovie splavi*, Pod redaktia A.T. Tumanova, M.Metallurgia, 1974
96. GODDARD, D.M. ș.a.: Feasibility of Brazing and Welding Aluminium-Graphite Composites. În: *Welding Journal*, 1972, apr, nr.4, p.178-182
97. GREAVES, I. ș.a.: The bending fatigue behaviour of unidirectionally reinforced SC 56/Ti-15-3. În: *Composites*, 1993, vol.24, nr.3, p.235-240
98. GRIFFITS, G.R. ș.a.: Thermoplastic composite manufacturing technology for a flight standard tailplane. În: *Whiting J.A.S. Sampe Journal*, 1989, vol.25, nr.3, p.29-33
99. HALL, I.W. ș.a.: Fracture toughness of thermally cycled α -Al 203 Mg alloy metal matrix composites. În: *Materials Science Letters* 8 (1989), p.343-345
100. HALL, S.R. ș.a.: A proposed composite repair methodology for primary structure. În: *Composites*, 1989, vol.20, nr.5, p.479-483
101. HAROUTEL, J. ș.a. LAGOUTTE, G.: Welding metal sandwich structures by laser. În: *Welding and Metal Fabrication*, 1983, vol.51, nr.10, p.436 - 439
102. HART-SMITH, L.J.: *Joints*. În: *Composites-Welding Handbook*, 1995

103. HARVEY, R.J. ș.a.: Bond line structures in friction welded Al_2O_3 particulate reinforced aluminium alloy metal matrix composites (MMC's). În: Trends in Welding Research, 1995, 5-8 June
104. HATISUGA TAKAHARU: Eșetu ghidziņ , Japonia, 1984, vol.32, nr.9, p.35-42
105. HENG, C.Y. și PENG, S.Y.: Solution of multiple transverse crack problems in anisotropic sheets and composite laminates. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.33, nr.4, p.493-507
106. HERSCH, M.S.: Correlation between boron aluminium sheet quality and resistance weld quality and strength. În: Welding Journal, 1971, vol.50, nr.12, p.515 - 521
107. HERSH, M.S.: Resistance diffusion bonding boron-aluminium composite to titanium. În: Welding Journal, 1973, vol.52, nr.8, p.370 - 376
108. 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. În: Welding Journal, 1994, vol.73, nr.8, p.185s-191s
109. HOROSUN, L.N.: Ob uravielnî perenosa tepla v kompozitah. În: Dokl. an UUSR SER. A-977, nr.S.629-634
110. HORUNOV ș.a.: Soedinenie listovyh kompozitnyh materialov raznonapravlenovo armirovanija s aluminievoi matriței. În: Avtomatetskaja Svarka, 1991, vol.459, nr.6, p.62
111. HU, W. ș.a.: Interfacial chemical stability during diffusion bonding of Al_2O_3 fibres with Ni3Al și NiAl matrices. În: Acta Materialia, 1996, vol.44, nr.6, p.2283-2396
112. IACOB, C. ș.a.: Matematici clasice și moderne. Editura Tehnică, 1983
113. IBBOTSON, A.R. ș.a.: Damage assessment and lifing of continuous fibre-reinforced metal-matrix composites. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.241-247
114. IRVING, B.: Works on welding composites with metallic matrix in the USA. În: Avtomatetskaja Svarka, 1993, vol.479, nr.2, pag.48-51
115. ISHCENKO, A. YA.: Svarivaemost mikrodispersnogo kompozitsionnogo materiala sistemy Al- Al_2O_3 poluchenogo kondensatsiej iz parovoj fazy. În: Avtomatetskaja Svarka, 1993, vol.482, nr.5, p.16-19
116. ISPAS, S.: Materiale, elaborare, utilizare, reciclare, înlocuitori. În: Tehnologii. Calitate, Mașini, Materiale, Progres Tehnic, TCMM, Editura Tehnică, București, 1988, nr.2, p.170-184
117. ISPAS, S.: Materiale compozite, Editura Tehnică, București, 1987
118. ITSCHENKO, A.Ia: Welding of light alloys and metallic composite materials. În: Avtomatetskaja Svarka, 1991, vol.459, nr.6, p.26-31
119. ITSUKAICHI, T. ș.a.: Plasma spray joining of Al-matrix particulate reinforced composites. În: Welding Research Supplement, 1996, sept, p.285s-296s
120. IVANOVA, V.S. ș.a.: Aljuminievye i magnievye splavy, armirovannye voloknami. În: Nauka, 1974, p.202
121. JANSZI, K. și MISJAGJA, D. ș.a.: Izgotovlenie kompozicionnogo nabora, 1986
122. JASIM, K.M. ș.a.: Microstructural changes associated with the laser processing of Al/SiC composites. În: Journal of Materials Science Letters, 1992, vol.11, nr.7, p.414-417

123. JDANOV, S.I. ş.a.: Strukturnyj analiz sloistyh kompozicionnyh materialov i konstrukcij na ih osnove s pomosçju EVM. În: Svarocnoe Proizvodstvo, 1990, nr.7, p.36-37
124. KACZYNSKI, A. şi MATYSIAK, S.J.: A system of interface cracks in a periodically layered elastic composite. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.32, nr.5, p.745-756
125. KALAPA, S. ş.a.: Laser beam machining and joining of composites. În: Laser materials processing IV, 1993, 22-28 feb.
126. KARAKOZOV, E.S.: Soedinenije materiallov v tvedi faze. În: Metalurghia, 1976, p.264
127. KARAKOZOV, E.S. ş.a.: Diffuzionaiia svarka titana. În: Metalurghia, 1977, p.272
128. KARPINOS, D.M. ş. a.: Kompozicionnye materialy v tehnikе, Tehnika, Kiev, 1985, p.152
129. KARSLOU, V. şi EZE R, D.: Teploprovod nosti tverdih tel. În: Nautka, 1977, p.488
130. KASATKIN, B.S. ş.a.: Tehnologija polucenija kompozitnyh svarnyh soedinenij vysokoprocnyh stalej dlja energomasinostroenija. În: Avtomaticheskaja Svarka, 1993, vol.484, nr.7, p.50-51
131. KASUYUKI, H. ş.a.: Experimental condition for the fabrication of multilayered metal base composites made by single-shot explosive welding technique. În: Journal of the Japan Welding Society, 1994, vol.12, nr.3, p.363-372
132. KAZAKOV, N.F.: Diffuzionaiia svarka materiallov. În: Maşinostroenie, 1976, p.360
133. KENNEDY, J.R.: Fusion Welding of Titanium-Tungsten and Titanium-Graphite Composites. În: Welding Journal, 1972, vol.51, nr.5, may, p.250-259
134. KENNEDY, R.J.: Microstructural observations of arc welded boron-aluminium composites. În: Welding Research Supplement, 1973, march, p.120-124
135. KHORUNOV, V.F. ş.a.: Joining of sheat composite materials having multidirectional reinforcement and aluminium matrix. În: Avtomaticheskaja Svarka, 1991, vol.459, nr.6, p.62 -64
136. KIVINEVA, E.I. ş.a.: Particulate reinforced metal matrix composite as a weld deposit. În: Welding Journal, 1995, vol.74, nr.3, p.83s-92s
137. KOLLINS, R.: Tecenie jidkostir cerez poristiie materialı. În: M. Mir, 1964, p.351
138. KOLPASNIKOV, A.J. ş.a.: Deformirovanie kompozicionnyh materialov. Moskva, Metalurghia, 1982
139. KOSTIKOV, V.I. ş.a.: Fizika i himia obrabotki materialov, 1978, nr.2, p.142
140. KREJBER, K.G. ş.a.: Aljuminij, uproçnennyj bornymi voloknami: Kompozicionnye materialy s metallicheskoj matricej. În: Maşinostroenie, 1978, p.419-426
141. KREMARENKO, A.G. ş.a.: Formirovanie svov pri svarke voloknistyh kompozicionnyh materialov. În: Avtomaticheskaja Svarka, 1990, vol.447, nr.6, p.31-34
142. KRIVOV, G.A. şi CHAYUN, A.G.: Optimization of design production solutions for welded joints in aircraft engines. Doc SC-Air-12-93. IIW Select Committee "Permanent Joints in New Materials and Coatings for Aircraft Engineering"
143. KUBEL, E.J.: A composites "wish list". În: Advanced Materials and Processes, 1988, nr.10, vol.132, issue 4, p. 47-50
144. KVASOV, F.I. ş.a.: Promyshlennye deformirmenie, specenye i litenie splavov. Moskva, Metalurgia, 1984

145. LAMON, J.: CERAM: Computer code for reliability analysis and structural design of ceramic components. În: *Advanced materials/Les matériaux avancés*, 1990, p.200-205
146. LAWRYNOWICZ, D.E. și LAVERNIA, E.J.: Spray atomisation and deposition of fibre reinforced intermetallic metal matrix composites. În: *High Performance Metal and Ceramic Matrix Composites*, 1994, 27 feb.-3 mart.
147. LEAVEY, C. și CAROPRESO, M.: New applications for structural foam. În: *Advanced Materials and Processes*, 1988, vol.133, issue 2, nr.2, p.41-45
148. LEE, J.W. și DANIEL, I.M.: Progressive transverse cracking of crossply composite laminates. În: *Journal of Composite Materials*, 1990, vol.24, p.1225-1243
149. LEVY, A. și PAPAZIAN, J.M.: Finite element analysis of whisker-reinforced SiC/Al composites subjected to cryogenic temperature thermal cycling. În: *Transactions of ASME*, 1993, vol.115, nr.1, p.129-133
150. LEWANDOWSKI, J.J.: Processing and mechanical properties of lightweight structural composites. În: *J.J. SAMPE Quarterly*, 1989, vol.20, nr.2, p.33-37
151. LIECHTI, T. și BLANK, E.: *Laser processing of MMC coatings for aluminium alloys*. London SW1Y5DB, 1995
152. LISIN, M.A. ș.a.: A composite modeling analysis of impression creep testing on heterogeneous materials. În: *Welding Journal*, 1991, vol.69, nr.4, p.159-165
153. LIU, C.T. și SMITH, C.W.: Temperature and rate effects on stable crack growth in a particulate composite material. În: *Experimental Mechanics*, 1996, nr.72, p.290-295
154. LLORCA, J. ș.a.: Particulate fracture during deformation of a spray formed metal-matrix composite. În: *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol.24A, p.1575-1588
155. LUKHIN, L.M. și PETROV, N.I.: Otenca cacestva bimetalceskih soegeninii. În: *Svaročnoe Proizvodstvo*, 1981, nr.2, p.41-42
156. MAHNEKO, V.I.: Rascetii teplovih pri svarke vstih raznorodnih materialov. În: *Fizika i Himia Obrad Materialov*, 1967, nr.6, p.78-82
157. MAHNENKO, V.I. ș.a.: Rasčet teplovih protessov per svarke kompozicionnih materialov. În: *Avtomaticeskaja Svarka*, 1986, vol.402, nr.9, p.1-4, 17
158. MAHNENKO, V.I. ș.a.: Rascetnyi metod issledovaniy dvuhosnyh svarochnyh naprjaenij i deformatij pri svarke tonkoctennyh elementov iz kosupozicionnogo materiala s voloknami odnogo napravlenijy. În: *Avtomaticeskaja Svarka*, 1995, vol.510, nr.9, p.64-69
159. MANEA, D.: *Tehnologiile și materialele viitorului*, INID, București, 1988, p.97
160. MANZANO-RAMIREZ, A.: Observaciones microestructurales en electric composite Al-Si-C-15p obtenido por el procedimiento de compocolado. În: *CENIM - Revista de Metalurgia*, 1996, vol.32, nr.6, p.359-368
161. MARKASHOVA, L.I. ș.a.: Issledovanie struktury svarivaemogo dispersnonprochnennogo kompozitsionogo materiala Al-4°C. În: *Avtomaticeskaja Svarka*, 1995, vol.506, nr.5, p.21-26
162. MATLOCK, D.K. și 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, dec.
163. MATSUDA, F. și NAKATA, K.: Weld defects in electron-beam welds of powder-metallurgy. În: *Transactions of JWRI*, 1984, vol.13, nr.2, p.181-183
164. MATTHEWS, F.L.: Joining of composites materials. În: *ASTM-STP 749*

165. MARX, B.: Banques de données françaises matériaux. În: Enjeux, 1988, nr.95, p.27-32
166. MC HEHORN, H.: Vertahron zur Herstellung von Verbundwerkstoffen. În: VTE, 1991, nr.2, p.50
167. MENDEZ, I.: Fiabilité des matériaux composites. În: Mécanique - Matériaux - Électricité, 1992, nr.443
168. MIDLING, O.T.: Friction welding of a SiC particle reinforced aluminium alloy. Report STF 34-A91030, 1991, 4 apr.
169. MIHOC, GH. și CRAIU, V.: Tratat de statistică matematică, Editura Academiei Române, București, 1981
170. MIHOC, GH. și MICU, I.: Teoria posibilităților și statistică matematică, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1980
171. MIHOC, GH. ș.a.: Modele de analiză statistică, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1982
172. MITRACHE, M.: Noi materiale pentru industria de automobile. În: TCCM, Editura Tehnică, București, 1989, nr.5, p.113-131
173. MÖLLER, W. și KNÖDLER, D.: MCM-D mit Laser-TAB-Verbindungstechnik für Muster- und Kleinserienfertigung. În: VTE, 1995, nr.3, p.214-219
174. MRIDHA, S. ș.a.: Characteristic features of the MMC layer formed on Ti-6%Al-4%V alloy surfaces through laser treatment by using SiC powder injection and preplacement techniques Titanium'95. În: Science and Technology, 22-26 oct. 1995
175. NASLAIN, R.: Introduction aux matériaux composites, Part.2. Matrices métalliques et céramiques, Edition du CNRS, Institut des Matériaux Composites, 1989
176. NATHAN, M.J.: Interfacial reactions in metal matrix composites studied with a novel technique. În: Materials Science Letters, 1989, 8, p.311-314
177. NICA, Al.: Mechanics of Aerospace Materials. În: Materials Science Monographs, vol.9, Elsevier, Scientific, Publishing Company, 1981
178. NICA, Al. ș.a.: Bazele fabricației navelor spațiale, Editura Tehnică, București, 1986
179. NICOARĂ, M. și POPESCU, M.: Contribuții privind realizarea interfeței fibră-matrice la materialele compozite de tip oțel-aluminiu. În: Lucrările Simpozionului ISIM, 1996, 25-26 mai
180. NICOLESCU, R. și RADULIAN, D.: Perspective ale noilor materiale și ale înlocuitorilor în construcția de mașini. În: Tehnologii, Calitate, Mașini, Materiale, Editura Tehnică, București, 1988, p.100-108
181. NIEMAN, J.T. și GARETT, R.A.: Eutectic bonding of boron aluminium structural components. În: Welding Journal, 1974, vol.53, nr.1, p.175, nr.8, p.351-366
182. NISHIDA, M. ș.a.: Processing of high strength steel fiber reinforced metal matrix composite. În: Journal of the JWS, 1994, vol.12, nr.3, p.358-372
183. NISKANEN, P. și MOHN, W.R.: Versatile metal-matrix composites. În: Advanced Materials and Processes, 1988, nr.3, p.39-41
184. OKURA, A.: Fabrication method for artificial composites. În: Handbook Composites, 1996
185. OPRESCU, D.: Elemente de chimie complementară, UPT, 1996
186. PANIN, V.F.: Construcții s sotovine zapolnitelem. În: Mașinostroenie, 1982, p.152

187. PARGA LANDA, B. și HERNANDEZ OLIVARES, F.: Computer simulation of crack propagation in composite materials. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.34, nr.4, p.909-915
188. PATON, B.E.: Zadač svarki raznorodnyh i kompozicionnyh materialov. Kiev, 1981
189. PESKOV, V.V.: Ob otenke efectivnosti ponijenia davlenia, vazduha glia zascit titana ot okislenia pri diffusionnoi svarke. În: Svaročnoe Proizvodstvo, 1983, nr.11, p.24-25
190. PESKOV, V.V. ș.a.: Tehnologiskiie parametri proțesa diffusionoi svarki setovih construcție iz titanov splavov. În: Svaročnoe Proizvodstvo, 1984, nr.10, p.12-14
191. PETRASEK, D.W. ș.a.: Fiber-Reinforced Superalloy Composites Provide an Added Performance Edge. În: Metal Progress, 1986, aug., p.27-31
192. PETRESCU, M.: Cristalizarea dirijată a compozitelor eutectice cu cantitate sporită de fază durificatoare. În: Buletin IPB. Seria Chimie-Metalurgie, 1978, nr.10, p.19
193. PILLAI, U.T.S. și PANDEY, R.K.: Studies on mechanical behaviour of the cast and the forged Al-graphite particulate composites. În: Journal of Composite Materials, 1989, vol. 23, febr., p.108-132
194. POPESCU, M.; DRĂGULESCU, D.; MARTA, C.: Aspecte generale ale sudării prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică, armate cu fibre. În: Lucrările Simpozionului Jubiliar - 70 de ani (1923-1993), Universitatea Tehnică Timișoara. Laboratorul de Rezistență și Încercări de Materiale, 1993, 28-29 oct, p.245-252
195. POPESCU, M.; MARTA, C.; CÂNEPARU, A. : Câmpuri termice la sudarea materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre. SUDURA-ASR, 1994, an IV, nr.3, p.6-8
196. POPESCU, M.: Întinderea pe suprafață și înmuierea la sudarea materialelor compozite de tipul oțel-aluminiu, IDS, 1990, OID-ICM, p.7-17
197. POPESCU, M.: Materiale compozite metalice: producere și tehnici de îmbinare. Referat I Doctorat, 1 aprilie 1992
198. POPESCU, M.: Modele matematice în dinamică. Studiul mișcării dislocațiilor în matricea de bază. Referat II Doctorat, sept. 1992
199. POPESCU, M.: Perspective dezvoltării și utilizării materialelor compozite (Sinteză). În: IDRC, OID-ICM, București, 1991, p.1-34
200. POPESCU, M.: Procedee de îmbinare a materialelor moderne. Suport curs - Ingineri Sudori Europeni (EWE), 1996-1997, p.1-8
201. POPESCU, M.: Sudarea titanului VT 1-0 cu materialul compozit KAS-1A. În: IDS, OID-ICM, 1990, p.1-7
202. POPESCU, M.: Tendințe ale dezvoltării "noilor materiale" în Franța (Sinteză). În: IDRC, OID-ICM, București, 1990, p.1-20
203. POPESCU, M. și DRĂGULESCU, D.: Dezvoltarea băncilor de date în contextul dezvoltării "noilor materiale". În: Lucrările sesiunii de comunicări tehnico-științifice ALMA MATER, Reșița, 1991, sept. 28- 30
204. POPESCU, M. și DRĂGULESCU, D.: Aspecte legate de materialele compozite stratificate. Sinteză, IDRC nr.5-9, 1994, OID-ICM București, p.1-16
205. POPESCU, M. și DRĂGULESCU, D.: Development of data banks in conformity with development of "new materials". În: Scientific Seminar Modern Mechanical Design Bucharest Romania, 1991, sept. 18-20
206. POPESCU, M. și DRĂGULESCU, D.: Tendințe în dezvoltarea materialelor compozite, Sinteză, IDMK, 1994, nr.5-12, p.1-24

207. POPESCU, M. și CLEȘIU, S.R.: Metode de sudare a materialelor compozite termoplastice, Sesiunea Academiei Timișoara, 1992
208. POPESCU, M. și CLEȘIU, S.R.: Tehnici de îmbinare a materialelor compozite termoplastice. În: Buletinul de Informare Documentară BID-SUDURA, 1992, an 1, nr.4, p.6-8
209. 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, p.1-24
210. POPESCU, M. și MARTA, C.: Cercetări referitoare la particularitățile procesului de sudare prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre. Faza: Influența parametrilor de sudare asupra evoluției câmpurilor termice la sudarea prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre, Raport de cercetare ISIM, 1994, beneficiar MCT
211. POPESCU, M. și MARTA, C.: Cercetări referitoare la particularitățile procesului de sudare prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre. Faza: Analiza câmpurilor termice la sudare, Raport de cercetare ISIM, 1994, beneficiar MCT
212. POPESCU, M. și MARTA, C.: Cercetări referitoare la particularitățile procesului de sudare prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre. Faza: Analiza fenomenelor de întindere pe suprafață și de înmuiere a matricei la sudarea materialelor compozite cu matrice metalică, cu inserție din fibre. Utilizarea modelului matematic al sudurilor pentru alegerea fundamentată a dimensiunilor inserției fuzibile și parametrii tehnologici ai regimului de sudare, Raport de cercetare ISIM, 1993, beneficiar MCT
213. POPESCU, M. și MARTA, C.: Particularitățile procesului de sudare prin topire a materialelor compozite cu matrice metalică și inserție din fibre. În: Buletinul de Informare-Dokumentare (BID)-Sudura, 1993, an 2, nr.4, p.2-3
214. POPESCU, M. și PASCU, M.: Studiu documentar privind aspectele specifice care apar la sudarea materialelor compozite metalice armate cu fibre: Câmpuri termice la sudarea prin topire, Raport de cercetare ISIM, 1992, beneficiar MCT
215. PORTNOJ, K.I. ș.a.: Kompozicionnye materialy na nikelovoj osnove. În: Metallurgija, 1979, p.264
216. PORTNOJ, K.I. ș.a.: Struktura i svojstva kompozicionnyh materialov. În: Mašinostroenie, 1979, p.255
217. POUTREL, J.M.: Advances in Material Technologies and their Economic Impact. În: Bureau d'information et de prévision économiques - Centre pour la science et la technologie au service du développement, ONU, New York, 1986
218. POUTREL, J.M. și FOLLETÈTE, C.: Perspectives technologiques. În: Enjeux, 1985, nr.57, p.19 - 25
219. PRAMANICK, A.K.: Ohno continuous castings: an alternative route to production of metal matrix composite (MMC) wires, reinforced with particulate Thesis (M.A.Sc), University of Toronto, Canada, 1995
220. PREGACHEV, V. ș.a.: Théorie des probabilités et statistique mathématique, Editions MIR-MOSCOU, 1982
221. PROHORENKO, P.P. și DEJKUNOV, Y.N.: Konovalov, ultrazvukovoi kapilliamii efekt. În: Nauka u Tehnika, 1981, p.135

222. RACH, J.H.: Metal-Matrix Composites. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.1, p.37-38
223. RAZANTEV, V.I. și FEDOSEEV, Y.A.: Tehnologie kontaktnoi i dugovoi svarki kompozicionih materiallov tipa VKA-1 Materiali H. Vsesoiuz, Sovej po svarke raziorodnih kompozicionih i mnogoslonoj materialov, Kiev, 1989, feb 28. mar 1, p.79-83
224. REDCHTS, V.V.: Calculation and analytical evaluation of the gas pore formation susceptibility of metals and alloys in fusion welding. În: Welding International, 1996, vol.10, nr.1, p.76-79
225. REINHARD, Th.J. ș.a.: Composites ASA International, 1987
226. RIHAR, G.: Materiali za konstrukcije. În: Varilna Tehnika, 1996, vol.45, nr.3, p.83-87
227. RJABOV, V.R.: Diffuzionnaja svarka voloknistogo kompozicionnogo materiala na aljuminievoj osnove. În: Avtomatetskaja Svarka, 1992, vol.474-475, nr.9-10, p.57-60
228. RJABOV, V.R.: Production of metal composite materials and methods of their permanent joining. În: Avtomatetskaja Svarka, 1994, vol. 493, nr.4, p.49-51
229. RJABOV, V.R. ș.a.: Arc - helium welding of BKA-2 composite material. În: Avtomatetskaja Svarka, 1991, vol.462, nr.9, p.62-65
230. RJABOV, V.R. ș.a.: Diffusion welding of fibrous aluminium base composite. În: Avtomatetskaja Svarka, 1992, vol.474-475, nr.9-10, p.57-60
231. RJABOV, V.R. ș.a.: Polucenie armirovannogo stal nymi voloknomi kompozicinnogo materiala na osnove aljuminija metodom naplylenija v vakuume. În: Avtomatetskaja Svarka, 1994, vol.498-499, nr.9-10, p.40-44
232. RJABOV, V.R. ș.a.: Polucenie metaliceskih kompozicionnyh materialov i metody ih neraz emnogo soedinenija. În: Avtomatetskaja Svarka, 1994, vol.493, nr.4, p.49-55
233. RJABOV, V.R. ș.a.: Rastekanie i smačivanie pri svarke stal aljuminievyh kompozicionnyh materialov. În: Avtomatetskaja Svarka, 1989, nr.10, p.19-22
234. RJABOV, V.R. ș.a.: Svarka raznopodnih metalov i splavov. În: Mašinstroenie, 1984, p.239
235. RJABOV, V.R. și PAYIENKO, Yu.Y.: Svarka kompozicionnyh materialov (Obzor). În: Avtomatetskaja Svarka, 1991, vol.456, nr.3, p.46-56
236. RJABOV, V.R. și SUL'MAN, A.G.: Uglealjuminievye kompozity i metody ih soedinenija. În: Avtomatetskaja Svarka, 1996, vol.517, nr.4, p.10-16
237. RJAZANCEV, V.I.; ŠAVYRIN, V.N.: Nekotorye voprosy podgotovki poverhnosti aljuminievyh splavov pod kontaktnuju svarku. În: Svaročnoe Proizvodstvo, 1976, nr.7, p. 22 - 24
238. RJAZANCEV, V.I. ș.a.: Točečnaja svarka kompozicionnonogo materiale sistemy aljuminij-bor. În: Svaročnoe Proizvodstvo, 1978, nr.5, p.18-24
239. RJAZANCEV, V.I. ș.a.: Vybor režimov kontaktnoj točečnoj svazki v zavisimosti ot sodержanija mitej bora v kompozicionnom materiale. În: Svaročnoe Proizvodstvo, 1981, nr.5, p.17-18
240. RJAZANCEV, V.I. și 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, p.134-137
241. RODGERS, S.: Tooling materials for composites manufacture. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.4, p.474

242. ROHATGI, P.: Advances in cast MMCs. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.2, p.39-44
243. ROUSE, N.E.: Making reliable joints in composites. În: Machine Design, 1985, mai 7
244. RYKALIN, N.N.: Teplovih processov pri svarki. În: Majgîz, 1951, p.256
245. RYKALIN, N.N. ş.a.: Laser machining and welding. În: Mer Publishers, Moscow, 1978
246. SĂBĂDUŞ, D. ş.a.: Obţinerea pieselor cu densitate ridicată prin sinterizarea pulberilor compozite din Al-SiC. În: ICEM, 1996, vol.IV, nr.3, p.48-59
247. SAKAMOTO, A.: Process proizvodstvo i soedinenija metallov armirovannyh voloknanii i oценка svoistv soedinenij. În: Journal Japan Svaročnoe, 1987, vol.56, nr.1, p.20-29
248. SĂLĂGEAN, T.: Statistica în sudură - ST-e, OID.ICM, Bucureşti, 1973
249. SĂLĂGEAN, T.: Sudarea cu arcul electric, Editura Facla, Timişoara, 1977, p.254-257
250. SĂLĂGEAN, T. ş.a.: Aplicaţii ale statisticii în domeniul construcţiilor de maşini. ASCM, 1987
251. SCHEPACZ, C.; BRAND, A.: L'assemblage mécanique des matériaux composites. În: CETIM Informations, 1989, oct. nr.112, p.36 -40
252. SCHNELLER, R.D. şi WAWNER, F.E.: The effects of hot rolling on AA2124 15 v/o SiC Whisker, . În: Composites, 1990, vol.24, p.1060-1076
253. SCHULTE, K. şi MINOSHINA, K.: Damage mechanisms under tensil and fatigue loading of continuous fibre-reinforced metal-matrix composites. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.197
254. SERGHEEV, A.V. şi KAZAKOV, I.F.: Difuzionaiia svarka splava AK 4-1 si titanovim splavom VT 1-0. În: Avtomaticheskaja Svarka, 1983, vol.359, nr.2, p.74-75
255. SHARMA, B.L. ş.a.: Tensile strength of binary eutectic composites with different modes of solidification. În: Composites, 1989, vol.20, nr.3, p.245-247
256. SHINE, S.T. ş.a.: Elastic interaction between screw dislocations and a welded surface crack in composite materials. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.33, nr.5, p.697-706
257. SHUKLA, A.: Effect of fiber reinforcement on dynamic crack growth in brittle matrix composites. În: Transactions of ASME, 1993, vol.115, nr.1, p.140-145
258. SIBUJA, S. şi MIKINO, M.: Sposob soedinenija kompozicionnogo materiala, 1986
259. SIMS, Ch.O.: The Science of Engineering Materiale. Englewood Cliffs (N.J.), Prentice-Hall, 1977
260. SMITH, R.W.: Reactive plasma spray forming for advanced materials synthesis. În: PMI, 1993, vol.25, nr.1, p.9-16
261. SMITH, R.W. ş.a.: Synthesis of composite materials by reactive plasma spray processing. Thermal Spray Coatings: Research, Design and Applications, 1993, 7-11 June
262. SORSOROV, M.H. ş.a.: Klinopressovaja svarka davleniem raznorodnyh materialov. În: Metallurgija, 1982, p.112
263. SORSOROV, M.H. ş.a.: Voloknistycee kompozitionnye materialy s metaliceskoi matritzei, Masinostroenie, Moskva, 1981
264. SPIRIDONOVA, I.M. ş.a.: Vlijanie strukturz kompozitov s jeleznoi matricei soderjasei bor, no processy iznosa. În: Avtomaticheskaja Svarka, 1995, vol.508, nr.7, p.25-27

265. SPRAGUE, R.A.: Future aerospace materials directions. În: Advanced Materials and Processes, 1988, nr.1 p.67
266. SRINIVASAN, O.V. și VIRKAR, A.V.: Application of the electrical analog technique in fiber-reinforced composites. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.32, nr.3, p.479-498
267. STEPHENS, J.R.: Composites boost 21-st- century aircraft engines. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.4, p.35
268. STUHRKE, W.F.: Solid State Compatibility of Boron Aluminium Composite Material. În: Proc. Symposium of Met. Soc. AIME, 1969, may 22-13, DMIC Memorandum 243, Metal Matrix Composites, 1969, p.43-46
269. SUMM, B.D. și GORMINOV, B.: Fiziko-himiceskie osnovi smacivanja i rastekamia. În: M. Himia, 1976, p.232
270. SUN, C.T. ș.a.: Mechanical Characterization of SCS-6/Ti-6-4 Metal Matrix Composite. În: Journal of Composite Materials, 1990, vol.24, oct., p.1029-1059
271. SUNDARESAN, S.: Selecting and designing with tomorrow's advanced materials. În: Advanced Materials and Processes, 1988, vol.133, issue 1, nr.1, p.74-77
272. ȘTEFAN, C-TIN: Statistică industrială, Editura Academiei Române, 1985
273. TARAHOV, Yu.S.: Konstruirovannye soedinenija zlimentov L.A. iz kompoziționnie materialov. În: MATI, 1980, p.80
274. TAYLOR, N.S. și WATSON, M.N.: Welding techniques for plastics and composites. În: Joining and Materials, 1988, aug., p.70-76
275. TĂTAR MOISESCU, E.: Fabricarea și utilizarea materialelor compozite. INID, București, 1985
276. TĂTAR MOISESCU, E. și TIMIȘ, L.: Materiale compozite. INID, București, 1988
277. TENT, H.: The BRITE programme. Proceeding of the 3-rd International Conference on Lasers in Manufacturing, 1986, Paris, june 3-5
278. TILLMAN, W. și LUGSCHEIDER, E.: Possibilities of bonding metal-matrix composites - an overview. În: Welding & Cutting 1994, nr.11, p.E188-E191
279. TIMIȘ, L.: Materiale noi cu proprietăți speciale. INID, București, 1989, p.7-8
280. TONOIU, I. ș.a.: Efectul tratamentului termic asupra sudabilității compozitului Al-Al₂O₃. În: SUDURA-ASR, 1994, an.IV, nr.4, p.15-22
281. TONOIU, I. ș.a.: Evaluarea modificărilor structurale ce apar la materialele compozite cu matrice de aluminiu prin măsurarea conductivității electrice. În: Lucrările Conferinței Jubiliare 25 de ani - ISIM, 1995, p.90-94
282. TOSHIO, E. ș.a.: Diffusion bonding of A 6063 aluminium alloy reinforced with alumine short fibre. În: Quarterly Journal Japan Welding Society, 1987, vol.5, nr.3, p. 31-37
283. TOVISSI, L. și VODĂ, V.: Metode statistice, Editura Științifică și Enciclopedică, 1982
284. TREBICI, V.: Enciclopedie de statistică, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1985
285. TRETHERWEY, Jr. B.R. ș.a.: Delamination in thickness tapered composite laminates. În: Transactions of ASME, 1993, vol.115, nr.2, p.193-199
286. TSANGARAKIS, N. ș.a.: Fracture toughness testing of metal matrix composites. În: Engineering Fracture Mechanics, 1988, vol.30, nr.5
287. TUCINSKI, L.J: Kompoziționnie materialı, poluceniie metodom propitki. În: M. Metalurgia, 1986, p.208

288. ȚENCHEA, P.: Cooperare europeană în domeniul sudării și al procedeelor conexe (Sinteză), OID -ICM, IDS, 1991, nr.133-150
289. URENA, A.: Soldadura por difusión de una aleación de aluminio (AA2124) reforzado con monocristales de SiC, mediante intermediarios de Al-Li. În: CENIM. 1994, febr, p.69-74
290. URENA, A. ș.a.: Diffusion bonding of an aluminium alloy (AA2124) reinforced with SiC whiskers, using Al-Li interlayers (AA8090). În: Revista de Soldadura. 1994, vol.24, nr.2, p.69-74
291. VALENTE, T. și BARTULI, C.: A plasma spray process for the manufacture of long-fibre reinforced Ti-6%Al-4%V composite monotapes. În: Journal of Thermal Spray Technology, 1994, vol.3, nr.1, p.63-68
292. VALER, J.: Comportamiento a tracción a temperaturas ambiente y elevados de nuevos composites basados en aleaciones hipereutecticos de Al-Si. CENIM Revista de Metalurgia, 1997, vol.33, nr.1, p.10-20
293. VESELCOV, V.D.: Odnostorenia svarka stikovih soedinenii stalnih soedinenii construcții În: Sudostroenie, 1984, p.200
294. VISKY, M. și POPESCU, M.: Formarea cusăturilor la sudarea materialelor compozite cu fibre, IDS, OID-ICM, 1991
295. VOICU, M. ș.a.: Materiale compuse. În: Tehnologia materialelor, Editura Didactică și Pedagogică, București. 1981, p.113-124; p.336-347
296. VON DER OHE, S.: Materialverbund-ein Beitrag zur Materialökonomie. În: ZIS-Mitteilungen, RDG, 1984, vol.26, nr.7, p.728-732
297. VOROBEIJ V.V. și SIROTKIN, O.S.: Soedinenija konstrukcii iz kompozitionim materialov. În: Mașinostroenia, 1985, p.166
298. WATSON, C.: Engineering adhesives. În: Welding and Metal Fabrication, 1990, march, p.105-108
299. WATSON, M.C. și CLYNE, T.W.: Reaction-induced changes in interfacial and macroscopic mechanical properties of SiC monofilament-reinforced titanium. În: Composites, 1993, vol.24, nr.3, p.222-228
300. WERNER, R. ș.a.: Com.Scan: Enny teknik baseret. pa spredt straling til ikke -destruktiv undersogeise of kompositmaterialer. În: Svejsning, 1993, vol.20, nr.1, p.23-24
301. WHITEHOUSE, A.F. și CLYNE, T.W.: Effects of reinforcement content and shape on cavitation and failure in metal-matrix composites. În: Composite, 1993, vol.24, nr.3, p.256
302. WITHERELL, C.E.: Diffusion bonding multifilament superconductive composites. În: Welding Journal, 1978, vol.57, nr.6, p.153-160
303. WONG, B.S. ș.a.: Mechanical impedance inspection of composite structures. În: British Journal of NDT, 1993, vol.35, nr.1, p.3-9
304. WU, X.R. și CARBSSON, A.J.: Weight functions and stress intensity factor solutions. First Edition. Pergannon Press Oxford, 1991
305. XAVIER, E.G.: A low cost electromagnetic method for the inspection of composite materials. În: Canadian Society for Non-Destructive Testing, 1997, nr.2, p.5-6
306. xxx: 1983 Auto Issue. În: Materials Engineering, S.U.A. 1982, oct, p.42 -46
307. xxx: 3-rd European Conference on Composite Materials, Bordeaux, France, March 20-23, 1989. În: Composites, 1989, sep, p.488-491

308. xxx: A new age of metals. În :Advanced Materials and Processes, 1987, nr.1, p.6
309. xxx: Activités (Section des matériaux), Catalog ONERA, Chatillon, 1980
310. xxx: Adezivi. Aplicații. Colecția INID, 1990
311. xxx: Advanced aluminium alloys and composites move beyond conventional joining processes. În: Welding Journal, 1987, p.45 - 46
312. xxx: Advanced composites require special fasteners. În: Assembly Engineering, 1987, april, 30, nr.4
313. xxx: AEROMAT™ 90 - Advanced Aerospace Materials/Processes. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.4, p.71
314. xxx: Aluminium-coated steel stays strong at 1000°F. În: Materials Engineering, SUA, 1980, apr., p.20
315. xxx: Aviation Week and Space Technology. Colecția 1975 - 1985
316. xxx: Borsical Composites. Catalog Hamilton Standard, United Aircraft Corp.. Windsor Lock, 1978
317. xxx: Cobo Conference/Exhibition Center. În: Advanced Materials and Processes. 1990, nr.7, p.60
318. xxx: COMETT - SPRINT. Coopération entre la Commission des Communautés Européennes et les Instituts de Soudure Européens. În: Revue de la Soudure. 1990, nr.1, p.30
319. xxx: Composites international news. În: Composites. 1989, nov., p.506-507, Composites, 1989, may, p.194-196
320. xxx: CETIM - Rapport d'activité 1989
321. xxx: Dossier: L' assemblage des composites. În: CETIM Informations. 1992, nr.127, april, p.15-36
322. xxx: Enciclopedia de chimie. Editura Științifică și Enciclopedică. București. 1986. p.283
323. xxx: Les composites avancés source d'économie d'énergie. În: Science et Vie. 1981, 762, mars.
324. xxx: Eurêka: consentement de l'Europe. În: Enjeux, 1986, nr.72, p.32 -35
325. xxx: Eurocomposites'90, FBM Fertigungs-Technologie. 1990, vol.67, nr.6, p.400-402
326. xxx: Europe 1992 and materials R and D. În: Advanced Materials and Processes. 1990, nr.8, p.9-11
327. xxx: Fastening fundamentals for fabricated composites. În: Assembly Engineering, 1988, oct.
328. xxx: Feeling the benefits - polymers and composites. TWI Connect. 1996, nr.78, p.3
329. xxx: German Research Service. Applied Science, 1989, vol. XXVIII, nr.4, p.4
330. xxx: Global Report: Europe 1992 and materials. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.8, p.9-11
331. xxx: Guide des banques de données factuelles françaises sur les matériaux. În: Soudage et Techniques Connexes, 1989, vol. 45, nr.3-4, p.76
332. xxx: Himiceskaia promišlennost za rubejom (URSS). 1984, nr.3, p.2-3
333. xxx: Japan Hand Book. În: New Materials, Japonia, 1985, p.243
334. xxx: L'Observateur de l'OCDE (France). 1984, nr.127, p.14
335. xxx: LINK - developments - Composites in construction, 1995, nr.70, p.12
336. xxx: Materiale compozite. Date și informații. INID, București, 1989
337. xxx: Metal matrix composite fiber reinforced weld; K. Das., 1987

338. xxx: Method of welding metal matrix composites; K.Das, 1987
339. xxx: Mise au point d'éléments de fixation spécifiques pour l'assemblages des structures composites. În: l'Aéronautique et l'Astronautique, 1987, mai
340. xxx: News at glance. În: Advanced Materials and Processes, 1990, nr.7, p.9-10
341. xxx: Noi materiale și înlocuitori ai materialelor scumpe și deficitare pentru industria construcțiilor de mașini. În: Consfătuirea CNIT -ICCM, București, 1987, iulie 7
342. xxx: Osiovii projektirovanija i izgotovlenija konstrukții letatelnih apparatov iz kompoziționim materialov. În: Pod. Red. V.V. Vasiliev, 1985, mai
343. xxx: Paika specenih splavov. În: Svarka Express Informatija, Moskva, 1985, nr.13, p.8-13
344. xxx: Prirodnye resursy i okruzascaia sreda, URSS, 1984, nr.11, p.126 -127
345. xxx: Proceduri și norme de fabricație în industria aeronautică FAA și British Aerospace, 1985
346. xxx: Projektirovanije rasčet i ispitainija konstrukții iz kompoziționim materialov. În: TAGI, 1979, ed.VII, p.87
347. xxx: Representative MMC materials. În: Advanced Materials and Processes, 1990, june, vol.137, p.18
348. xxx: Research Center Pursues Welding Studies for Advanced Composites. În: Welding Journal, 1992, vol.71, nr.5, pag.79
349. xxx: Steel times International (Suedia), 1986, vol.10, dec., nr.4, p.4
350. xxx: Svarka kompoziționnih materialov s metaliceski. În: Svarka Express-Informația, 1988, nr.31, p.10-13
351. xxx: Technocrat (Japonia), 1985, vol.18, nr.5, mai, p.23-24; 1985, nr.6, iun, p.25-27
352. xxx: Thermostatic metal (Metal termostatic). În: Materials Engineering, S.U.A. 1980, p.72
353. xxx: UK companies offered input opportunity for composites research. În: INSIGHT, 1996, vo.38, nr.11, p.768
354. xxx: Voloknistye kompozicionnye materialy. În: Metallurgija, 1978, p.240
355. xxx: Polymeres et composites. În: CETIM Informations, 1989, nr.109, p.12
356. YEHIA, A. ș.a.: Fracture of fibrous metal matrix composites. Part 2: Modeling numerical analysis. În: Engineering Fracture Mechanics, 1989, vol.34, nr.1, p.105-123
357. ZAMKOV, V.N.: Svarka titana VT 1-0 s kompozicionnym materialom KAS-1A. În: Avtomaticeskaja Svarka, 1988, vol.426, nr.9, p.37-41
358. ZIRAH, J.: Assemblage par collage de pièces de révolution. În: CETIM-Informations 1989, feb., nr.109, p.38
359. ZORC, B.: Trdnost spajkanih spojev. În: Varilna Tehnika, 1995, vol.44, nr.1, p.19-23
360. ZYWICZ, E. și PARKS, D.M.: Thermo-viscoplastic residual stresses in metal matrix composites. În: Composites Science and Technology, 1988, vol.33, nr.4, p.295-315

ANEXA 1

figurile B.61. - B.63.

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	317.46440	45.63259
A1	-7.8744889	12.53985
A2	-0.85068072	0.9318
A3	0.030718889	0.01978

R =0.84469
R^2=0.71351
SD =54.84599

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	166.46199	66.66834
A1	80.639114	40.90704
A2	-14.107890	7.85039
A3	0.77866177	0.63014
A4	-0.016448188	0.02226
A5	1.0256143E-4	0.00029

R =0.9103
R^2=0.82865
SD =44.14876

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	428.07554	101.81251
A1	-213.06419	105.1075
A2	84.401430	36.08654
A3	-13.855973	5.72557
A4	1.0995387	0.47572
A5	-0.045433723	0.02136
A6	9.4539693E-4	0.00049
A7	-7.8449442E-6	4.5093E-6

R =0.9415
R^2=0.88643
SD =37.54034

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	85.968937	184.19914
A1	342.71035	272.05708
A2	-215.71815	140.28961
A3	63.042257	35.30651
A4	-9.7705709	4.98527
A5	0.86529571	0.42148
A6	-0.045394562	0.02177

```
A8          -2.3338705E-5          0.00001
A9          1.6338696E-7  8.1726E-8
-----
R   =0.95323
R^2=0.90866
SD  =35.31015
```

Frequency counts for Data1

	Bin(X)	B(Y)	fit(Y)	peak1(Y)	peak2(Y)	peak3(Y)
1	58.5	2	1.99726	1.99726	1.5308E-45	0
2	65.5	6	6.00272	6.00272	6.5688E-31	5.6521E-27
3	72.5	2	1.99188	1.99188	4.4105E-19	8.4923E-25
4	79.5	0	0.07298	0.07298	4.6336E-10	3.0309E-23
5	86.5	0	0.00106	0.0003	0.00076	2.5696E-22
6	93.5	2	1.95917	1.3183E-7	1.95917	5.175E-205
7	100.5	8	7.88496	6.5003E-12	7.88496	2.4757E-18
8	107.5	0	0.04965	3.5388E-17	0.04965	2.8134E-17
9	114.5	0	4.8927E-7	2.1271E-23	4.8927E-7	7.5944E-16
10	121.5	0	7.5435E-15	1.4116E-30	7.5435E-15	4.8698E-14
11	128.5	0	1.8198E-25	1.0343E-38	1.8198E-25	7.4176E-13
12	135.5	0	6.8693E-39	8.3667E-48	6.8693E-39	2.6839E-12
13	142.5	0	4.0647E-55	7.4727E-58	4.0572E-55	2.3068E-10
14	149.5	0	7.369E-69	7.369E-69	3.7496E-74	4.7097E-97
15	156.5	0	8.023E-81	8.023E-81	5.4221E-96	2.2842E-86
16	163.5	0	2.6315E-76	9.6442E-94	1.2268E-12	2.6315E-76
17	170.5	0	7.2014E-67	1.28E-107	4.3434E-14	7.2014E-67
18	177.5	0	4.6814E-58	1.8756E-12	2.406E-17	4.6814E-58
19	184.5	0	7.229E-50	3.0343E-13	2.0855E-21	7.229E-50
20	191.5	0	2.6517E-42	5.42E-155	2.8285E-24	2.6517E-42
21	198.5	0	2.3106E-35	1.0689E-17	6.0025E-28	2.3106E-35
22	205.5	0	4.7824E-29	2.3274E-19		4.7824E-29
23	212.5	0	2.3514E-23	5.5951E-21		2.3514E-23
24	219.5	0	2.7463E-18	1.4851E-23		2.7463E-18
25	226.5	0	7.6192E-14	4.352E-253		7.6192E-14
26	233.5	0	5.0213E-10	1.4081E-27		5.0213E-10
27	240.5	0	7.8608E-7	0		7.8608E-7
28	247.5	0	0.00029	0	0	0.00029
29	254.5	0	0.02582	0	0	0.02582
30	261.5	0	0.54185	0	0	0.54185
31	268.5	3	2.70085	0	0	2.70085
32	275.5	3	3.19792	0	0	3.19792
33	282.5	1	0.89945	0	0	0.89945
34	289.5	1	0.06009	0	0	0.06009
35	296.5	0	0.00095	0	0	0.00095
36	303.5	1	3.5956E-6	0	0	3.5956E-6
37	310.5	1	3.22E-9	0	0	3.22E-9

ANEXA 2

figurile B.64. - B.67.

Data1 : Pg 1,1

	A(X)	B(Y)	fit(Y)	peak1(Y)	peak2(Y)	peak3(Y)
1	1	295	271.64436	283.98667	185.7208	173.37849
2	2	299	283.13119	300.67004	185.7208	168.18195
3	3	280	291.47433	315.73368	185.7208	161.46145
4	4	284	295.24136	327.90241	185.7208	153.05976
5	5	274	293.26053	336.06176	185.72059	142.91979
6	6	278	284.82441	339.42582	185.71418	131.12602
7	7	256	269.76082	337.66201	185.60269	117.93772
8	8	260	247.79353	330.94532	184.48422	103.80559
9	9	245	215.97376	319.92965	178.12138	89.36434
10	10	249	167.90487	305.64289	158.30684	75.39674
11	11	63.6	108.32855	289.32897	127.67155	62.76963
12	12	67.6	74.428	272.27053	113.56764	52.34772
13	13	64.2	62.15883	255.62676	133.07691	44.89677
14	14	64.8	73.0379	240.31412	163.17454	40.99084
15	15	60.2	76.49439	226.944	180.05274	40.93927
16	16	62.2	74.00655	215.81762	184.88437	44.74616
17	17	59.3	73.28342	206.96676	185.64835	52.10991
18	18	59.5	76.96029	200.22217	185.71712	62.4626
19	19	62.3	84.61244	195.29095	185.72069	75.04241
20	20	62.5	95.09263	191.82748	185.7208	88.98596
21	21	169	107.19292	189.48843	185.7208	103.4253
22	22	161	119.82203	187.96834	185.7208	117.57449
23	23	156	132.09069	187.01716	185.7208	130.79434
24	24	159	143.35203	186.44377	185.7208	142.62906
25	25	152	153.20431	186.11064	185.7208	152.81447
26	26	154	161.46509	185.92406	185.7208	161.26184
27	27	153	168.12749	185.82326	185.7208	168.02503
28	28	155	173.30913	185.77074	185.7208	173.25919
29	29	143	177.20249	185.74434	185.7208	177.17895
30	30	149	180.03247	185.73153	185.7208	180.02175

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	378.98904	43.18776
A1	-29.669356	11.86801
A2	0.75152660	0.88187
A3	0.0010086497	0.01872

R =0.82889
R^2=0.68706
SD =51.90755

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	206.59670	55.00255
A1	72.682952	33.74902
A2	-14.891780	6.47671
A3	0.91306913	0.51988
A4	-0.021318993	0.01837
A5	1.5457782E-4	0.00024

R =0.92616
R^2=0.85777
SD =36.4235

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	394.87530	82.32621
A1	-130.49497	84.99056
A2	49.745201	29.17979
A3	-8.1005066	4.62973
A4	0.61692647	0.38467
A5	-0.023723067	0.01727
A6	4.4737125E-4	0.0004
A7	-3.2811649E-6	3.6462E-6

R =0.95365
R^2=0.90944
SD =30.35534

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	247.42269	161.44953
A1	104.66047	238.45653
A2	-74.303610	122.96306
A3	22.897130	30.94596
A4	-3.6549694	4.36956
A5	0.32531771	0.36942
A6	-0.016882428	0.01909

A8 -8.328676E-6 0.00001
A9 5.7024648E-8 7.1632E-8

R =0.95626
R^2=0.91442
SD =30.94915

Gaussian fit to Data1_B

Area	Center	Width	Offset	Height
1913.9	3.8093	7.7791	111.96	196.30

Lorentz fit to Data1_B

Area	Center	Width	Offset	Height
2829.3	3.5570	8.6044	102.24	209.34

Sigmoidal(Boltzman) fit to Data1_B

Chisqr = 3762.00518

Init(A1) = 500.23 1.13E3
Final(A2) = 113.65 30.4
XatY50(x0) = 0.80348 28.5
Width(dx) = 5.3286 7.47

XatY20 = -6.58356
XatY80 = 8.19053

Gaussian(2) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	2508.4	4.0355	14.305	139.91
2	-1492.6	14.039	7.8652	-151.42

Yoffset = 155.30028

Gaussian(3) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	1870.9	6.0914	15.879	94.006
2	-2073.5	14.631	8.0719	-204.96
3	-1718.5	34.035	22.216	-61.720

Yoffset = 208.29739

Sigmoidal(Boltzman) fit to Data1_B

Chisqr = 3762.00518

Init(A1) = 500.23 1.13E3
Final(A2) = 113.65 30.4
XatY50(x0) = 0.80348 28.5
Width(dx) = 5.3286 7.47

XatY20 = -6.58356
XatY80 = 8.19053

Lorentz fit to Data1_B

Area	Center	Width	Offset	Height
2829.3	3.5570	8.6044	102.24	209.34

Gaussian(3) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	1928.4	6.7370	16.000	96.166
2	-2223.4	14.635	8.3087	-213.51
3	-1857.7	34.347	20.000	-74.111

Yoffset = 209.96683

Gaussian(3) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	1987.0	5.8935	15.967	99.294
2	-1979.8	14.711	7.8569	-201.06
3	-1487.4	33.719	27.984	-42.408

Yoffset = 201.43348

Gaussian(3) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	2100.5	6.1572	10.899	153.77
2	-248.35	11.908	2.7401	-72.315
3	-2215.6	14.513	12.171	-145.25

Yoffset = 185.7208

ANEXA 3

figurile B.68. - B.70.

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	278.84329	33.54203
A1	-31.293492	9.21736
A2	1.1726645	0.68491
A3	-0.0073348037	0.01454

R =0.83404
R^2=0.69562
SD =40.3143

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	291.51921	63.26609
A1	-39.484922	38.81945
A2	2.5829638	7.44976
A3	-0.10416594	0.59799
A4	0.0028678511	0.02112
A5	-3.0550438E-5	0.00027

R =0.8346
R^2=0.69656
SD =41.89574

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	122.88106	88.91118
A1	129.48227	91.78864
A2	-45.371291	31.51378
A3	5.5570293	5.00005
A4	-0.30687616	0.41544
A5	0.0072301900	0.01865
A6	-3.0614011E-5	0.00043
A7	-8.1689807E-7	3.9379E-6

R =0.91087
R^2=0.82969
SD =32.78336

Polynomial Regression on Data1_B
 $y = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^3 + \dots$

Parameter	Value	sd
A0	326.31682	171.27482
A1	-197.98160	252.96822
A2	129.43365	130.4462
A3	-38.689335	32.82923
A4	5.8718451	4.63548
A5	-0.50431788	0.39191
A6	0.025701174	0.02025

```
A8          1.2683956E-5 0.00001
A9          -8.7911654E-8          7.5992E-8
-----
R   =0.91908
R^2=0.8447
SD  =32.83261
```

Gaussian(3) fit to Data1_B

Peak	Area	Center	Width	Height
1	1118.1	2.6843	4.8309	184.67
2	-98.688	14.505	-1.9131	41.160
3	758.55	28.028	3.9600	152.84

Yoffset = 53.90815

Data1: Pg 1,1,1

A(X)	B(Y)	fit(Y)	peak1(Y)	peak2(Y)	peak3(Y)
1	231	198.72218	198.72218	53.90815	53.90815
2	210	231.31463	231.31463	53.90815	53.90815
3	193	237.00937	237.00937	53.90815	53.90815
4	235	213.1202	213.1202	53.90815	53.90815
5	253	170.54172	170.54172	53.90815	53.90815
6	62.3	125.89184	125.89184	53.90815	53.90815
7	62.1	91.33709	91.33709	53.90815	53.90815
8	61.4	70.30438	70.30438	53.90815	53.90815
9	61	59.95938	59.95938	53.90816	53.90815
10	60.8	55.79029	55.78966	53.90878	53.90815
11	63.3	54.45102	54.40102	53.95815	53.90815
12	63.1	55.35134	54.01693	55.24256	53.90815
13	62.9	65.86725	53.92838	65.84703	53.90815
14	92.1	89.71844	53.91132	89.71527	53.90815
15	91.5	89.90897	53.90857	89.90855	53.90815
16	60.1	66.04146	53.9082	66.04141	53.90816
17	59.2	55.279	53.90816	55.27897	53.90818
18	57.2	53.96048	53.90816	53.96007	53.90857
19	61.2	53.91349	53.90815	53.90881	53.91283
20	62.1	53.94932	53.90815	53.90816	53.94932
21	57.3	54.18898	53.90815	53.90815	54.18898
22	59.2	55.3927	53.90815	53.90815	55.3927
23	60.6	59.98911	53.90815	53.90815	59.98911
24	60.9	73.20883	53.90815	53.90815	73.20883
25	61.1	101.37546	53.90815	53.90815	101.37546
26	185	144.36427	53.90815	53.90815	144.36427
27	189	187.47622	53.90815	53.90815	187.47622
28	193	206.73114	53.90815	53.90815	206.73114
29	185	189.39467	53.90815	53.90815	189.39467
30	162	146.98139	53.90815	53.90815	146.98139

```
Gaussian(5) fit to Histgm3_B
Peak      Area      Center      Width      Height
1          99.045    60.767     3.5188    22.458
2          41.076    90.745     1.5982    20.507
3          15.994    161.00     1.4373     8.8787
4          25.280    189.59     4.5212     4.4613
5          18.680    235.00     2.7029     5.5141
Yoffset = 0
```


Frequency counts for Data1

	Bin(X)	B(Y)	fit(Y)	peak1(Y)	peak2(Y)	peak3(Y)
1	52.5	0	0.00036	0.00036	0	0
2	57.5	4	4.00741	4.00741	0	0
3	62.5	14	13.82244	13.82244	1.0253E-27	0
4	67.5	0	0.01482	0.01482	3.6511E-18	0
5	72.5	0	4.939E-9	4.939E-9	1.2891E-11	0
6	77.5	0	5.1166E-19	5.1166E-19	4.5121E-59	0
7	82.5	0	1.5658E-22	1.6476E-32	1.5658E-22	0
8	87.5	0	0.00539	1.6492E-49	0.00539	0
9	92.5	2	1.83752	5.1312E-70	1.83752	0
10	97.5	0	6.2139E-15	4.9625E-94	6.2139E-15	0
11	102.5	0	2.0833E-46	1.4919E-122	2.0833E-46	0
12	107.5	0	6.9247E-95	1.3941E-15	6.9247E-95	0
13	112.5	0	2.282E-160	4.0495E-182	2.282E-160	0
14	117.5	0	6.4857E-223	3.6563E-227	7.4554E-24	0
15	122.5	0	2.4128E-19	1.0262E-26	0	0
16	127.5	0	6.7381E-16	0	0	0
17	132.5	0	1.4125E-13	0	0	0
18	137.5	0	2.2224E-11	0	0	6.1254E-23
19	142.5	0	2.6249E-94	0	0	1.1899E-14
20	147.5	0	2.5463E-75	0	0	2.1926E-76
21	152.5	0	3.8329E-30	0	0	3.8329E-30
22	157.5	0	0.00006	0	0	0.00006
23	162.5	1	0.99995	0	0	0.99995
24	167.5	0	1.4931E-17	0	0	1.4923E-17
25	172.5	0	1.7243E-12	0	0	2.1127E-55
26	177.5	0	2.7343E-6	0	0	2.8374E-11
27	182.5	0	0.03255	0	0	3.615E-194
28	187.5	3	2.90779	0	0	0
29	192.5	2	1.95008	0	0	0
30	197.5	0	0.00982	0	0	0
31	202.5	0	3.7093E-7	0	0	0
32	207.5	0	1.0521E-13	0	0	0
33	212.5	1	2.2399E-22	0	0	0
34	217.5	0	3.5816E-33	0	0	0
35	222.5	0	1.464E-18	0	0	0
36	227.5	0	1.133E-6	0	0	0
37	232.5	1	0.99655	0	0	0
38	237.5	1	0.99622	0	0	0
39	242.5	0	1.1319E-6	0	0	0

Frequency counts for Data1

	peak4(Y)	peak5(Y)
1	0	0
2	0	0
3	0	0
4	0	0
5	0	0
6	0	0
7	0	0
8	0	0
9	0	0
10	0	0
11	0	0
12	1.9816E-28	0
13	1.3084E-25	0
14	6.4853E-22	0
15	2.4128E-19	0
16	6.7381E-16	0
17	1.4125E-13	0
18	2.2224E-11	0
19	2.6249E-94	0
20	2.3271E-75	0
21	1.5486E-58	0
22	7.7352E-44	0
23	2.9002E-31	0
24	8.1624E-21	0
25	1.7243E-12	0
26	2.7343E-6	0
27	0.03255	0
28	2.90779	3.1705E-26
29	1.95008	1.0016E-21
30	0.00982	3.5965E-16
31	3.7093E-7	1.4677E-12
32	1.0521E-13	6.8075E-90
33	2.2399E-22	3.5885E-60
34	3.5795E-33	2.15E-36
35	4.2937E-46	1.464E-18
36	3.8661E-61	1.133E-6
37	2.6129E-78	0.99655
38	1.3256E-97	0.99622
39	5.0479E-11	1.1319E-6

Histgm3: Pg 1,2

Frequency counts for Data1

	Bin(X)	B(Y)	fit(Y)	peak1(Y)	peak2(Y)	peak3(Y)
40	247.5	0	1.4616E-18	0	0	0
41	252.5	1	2.1451E-36	0	0	0
42	257.5	0	3.5781E-60	0	0	0
43	262.5	0	6.7833E-90	0	0	0
44	267.5	0	1.4615E-12	0	0	0
45	272.5	0	3.5791E-16	0	0	0
46	277.5					

Histgm3: Pg 2,2

Frequency counts for Data1

	peak4(Y)	peak5(Y)
40	1.4429E-14	1.4616E-18
41	3.0958E-16	2.1451E-36
42	4.9859E-19	3.5781E-60
43	6.0274E-22	6.7833E-90
44	5.4693E-25	1.4615E-12
45		03.5791E-16
46		