

UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMIȘOARA

Facultatea de Mecanică Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor



TEZĂ DE ABILITARE

Conf. Dr. Ing. Emanoil LINUL

Timişoara 2022



UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMIȘOARA

Facultatea de Mecanică Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor



TEZĂ DE ABILITARE

Spume metalice

și compozite pe bază de spume metalice

Domeniul de Doctorat: Inginerie Mecanică

Conf. Dr. Ing. Emanoil LINUL

Timişoara

2022

Mulţumiri

"Întotdeauna există ceva pentru care să fii recunoscător." ~ Charles John Huffam Dickens ~

Teza de abilitare a fost elaborată pe parcursul activităților desfășurate în Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor din cadrul Universității Politehnica Timișoara. Lucrarea de față abordează un subiect de mare actualitate și a fost concepută și realizată cu scopul soluționării unor probleme științifice legate de comportamentul mecanic al materialelor celulare avansate. Studiile elaborate pe parcursul tezei s-au concentrat pe caracterizarea spumelor metalice și a compozitelor pe bază de spume metalice, aceastea deschizând noi posibilități de aplicare a materialelor ușoare avansate.

Deoarece teza acoperă activitățile mele din trecut, sunt conștient de faptul că elaborarea acesteia nu reprezintă doar efortul personal, ci se datorează și aportului tuturor celor care mi-au fost alături în această perioadă. O dată cu finalizarea acestei etape importante din viața mea, doresc să adresez câteva cuvinte de mulțumire celor care m-au îndrumat și m-au susținut în realizarea acestui demers științific.

Activitatea mea științifică, academică și profesională a fost îndeaproape susținută de către domnul *Acad. Prof. dr. ing. Liviu MARŞAVINA*, atât în calitatea inițială de conducător de doctorat, cât și în cea de permanent susținător al activităților de cercetare și al rezultatelor obținute. Mai mult decât atât, doresc să subliniez capacitatea de motivare a domnului profesor care mi-a fost insuflată pe parcursul acestor ani. Pe această cale doresc să ii adresez sincere mulțumiri și întreaga recunoștință pentru încrederea pe care mi-a acordat-o, profesionalismul de care a dat dovadă și sprijinul necondiționat pe care mi l-a oferit, respectiv pentru condițiile optime de cercetare create.

Mulțumirile se îndreaptă, deopotrivă, și către domnul *Prof. dr. ing. Dan-Mihai CONSTANTINESCU*, directorul Departamentului de Rezistența Materialelor de la Universitatea Politehnica din București, care a urmărit cu atenție evoluția mea și a intervenit de fiecare dată cu idei și soluții.

Doresc să aduc mulțumiri membrilor departamentului de Mecanica Solidelor din cadrul Universității de Tehnologie din Lublin (Polonia) pentru oportunitatea de a efectua patru stagii de cercetare experimentală în laboratoarele universității. Aș dori să mulțumesc în mod special directorului departamentului, domnului *Prof. dr. ing. Tomasz SADOWSKI*, pentru căldura cu care m-a primit, sprijinul tehnic pe care mi l-a acordat și pentru implicarea în diverse activități de cercetare comune.

Țin să mulțumesc cercetătorilor de la Institutul de Mecanica Materialelor și Mașinilor, din cadrul Academiei Slovace de Științe din Bratislava (Slovacia), pentru ajutorul acordat în vederea fabricării spumelor metalice și a compozitelor pe bază de spume metalice. Mulțumesc în mod deosebit domnului cercetator *Dr. ing. Jaroslav Kováčik* pentru susținerea acordată în efectuarea a trei stagii de cercetare la Academia Slovacă de Științe din Bratislava.

Rezultatele acestei teze de abilitare nu puteau fi complete fără sprijinul colaboratorilor externi ai Universității din Newcastle (Australia). Doresc, pe această cale, să le mulțumesc cercetătorilor *Conf. dr. ing. Thomas FIEDLER* și *Dr. ing. Nima MOVAHEDI* pentru pregătirea probelor din spuma metalică și pentru sfaturile extrem de utile în interpretarea rezultatelor.

De asemenea, doresc să amintesc echipa Departamentului de Inginerie din cadrul Universității din Messina (Italia) pentru aportul semnificativ în obținerea unor rezultate experimentale ce au condus la finalizarea acestei lucrări. Mulțumesc în mod special domnului *Prof. dr. ing. Vincenzo CRUPI* și doamnei *Conf. dr. ing. Gabriella EPASTO*.

Doresc să îmi arăt toată recunoștința doamnei cercetator *Dr. ing. Maria Cristina PORCU* pentru inițiativa de a participa în cadrul unui program de "Visiting Professor" la Universitatea din Cagliari (Italia). Ii adresez mulțumiri pentru sprijinul constant acordat în această perioadă, atât administrativ, cât și științific. În egală măsură, doresc să îi mulțumesc domnului *Prof. dr. ing. Francesco AYMERICH* pentru profesionalismul, atenta îndrumare științifică și disponibilitatea arătată pe tot parcursul stagiului.

În continuare, doresc să îmi exprim gratitudinea față de conducerea și colectivul de cercetare din cadrul Institutului Național de Cercetare-Dezvoltare pentru Electrochimie și Materie Condensată, pentru primirea în echipa lor ca Cercetător Asociat. Doresc să le mulțumesc în particular colegilor *Dr. ing. Petrică-Andrei LINUL* și *Dr. ing. Radu BĂNICĂ* pentru deschiderea arătată de-a lungul timpului cât și pentru ajutorul oferit în derularea mai multor investigații științifice.

Sunt de asemenea recunoscător întregului colectiv de cadre didactice al Departamentului de Mecanică și Rezistența Materialelor (UPT) pentru facilitarea unei atmosfere plăcute în ceea ce privește activitatea didactică și cea de cercetare. Țin să mulțumesc în mod special colegilor *Prof. dr. ing. Dan Andrei ŞERBAN, Conf. dr. ing. Radu Marcel NEGRU* și *Dr. ing. Tudor VOICONI* pentru sfaturile, discuțiile științifice și încurajările primite pe partea profesională, dar nu în ultimul rând pentru prietenia lor.

Doresc să mulțumesc colaboratorilor de la Institutul de Cercetări pentru Energii Regenerabile pentru suportul logistic oferit, suport care a contribuit semnificativ la obținerea rezultatelor și susținerea acestei teze. În special, îi mulțumesc domnului *Dr. ing. Iosif HULKA* pentru disponibilitatea de care a dat dovada în efectuarea analizelor microstructurale.

4

Omagiul meu se îndreaptă către regretatul domn, prieten și sfătuitor *Gheorghe Nicolae ŞOŞDEAN* care a îmbrățișat cu entuziasm ideile și temele de cercetare propuse, oferind totodata soluții pertinente și rezolvări prompte la acestea. A fost un permanent susținător al cercetărilor și rezultatelor mele, arătând înțelegere și răbdare nemărginită. M-a ajutat ori de câte ori a fost solicitat, fiind persoana care nu a știut să spună "Nu!" în a oferi ajutorul. De la el am învățat că prieten este cel care atunci când îți întinde mâna, îți atinge inima. Pe această cale, un gând special și un mare "Mulțumesc!" îi adresez domnului *Emil*. Va rămâne mereu în memoria mea ca un Mare Om - Mare Caracter!

Nu în ultimul rând, vreau să mulțumesc în mod special părinților mei *Ioan* și *Saveta* pentru toată educația pe care am primit-o, pentru toate sacrificiile pe care le-au făcut pentru ca eu să ajung în locul în care sunt acum, pentru încrederea pe care mi-au acordat-o și libertatea de a-mi alege calea. Mulțumiri sincere *fraților* și *surorilor* care au fost alături de mine și m-au încurajat de-a lungul anilor. Cu deosebită dragoste doresc să îi mulțumesc soției mele *Cristina*, cea care mi-a fost alături pe toată perioada de elaborare a tezei, în toate momentele bune și în cele mai puțin bune. Îi mulțumesc pentru dragostea oferită, suportul moral, sprijinul necondiționat și pentru toată răbdarea pe care a avut-o cu mine.

În încheiere doresc să le mulțumesc tuturor *oamenilor minunați* și *prietenilor* care au avut încredere în mine și celor care m-au ajutat și m-au încurajat în mod direct sau indirect în finalizarea tezei. Prin aceasta pot să spun că succesul meu este și succesul vostru.

Mulțumiri și recunoștință tuturor!

"Am descoperit, odată cu vremea, că toată lumea vrea să-și trăiască viața pe vârful unui munte, fără a cunoaște că adevărata fericire constă în modul cum urci pantele abrupte spre vârf."

~ Gabriel García Márquez ~

Cuprins

Rezumat	11
Abstract	15

Partea I

1. REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE, PROFESIONALE ȘI ACADEMICE	20
1.1. Prezentare generală	20
1.2. Realizări științifice	20
1.2.1. Noțiuni generale	20
1.2.1.1. Spume metalice	21
1.2.1.2. Spume polimerice	25
1.2.1.3. Spume ceramice	28
1.2.1.4. Componente printate 3D	29
1.2.2. Diseminarea rezultatelor	30
1.2.2.1. Articole științifice publicate în Jurnale	32
1.2.2.2. Articole științifice publicate în volumele unor Conferințe	40
1.2.2.3. Cărți și Capitole de cărți	45
1.2.2.4. Brevete	45
1.2.3. Proiecte de cercetare	46
1.2.3.1. Coordonator proiect	46
1.2.3.2. Membru în echipa de cercetare	46
1.2.4. Proiecte cu industria	47
1.2.4.1. Coordonator proiect	47
1.2.4.2. Membru în echipa proiectului	47
1.2.5. Stagii de cercetare	48
1.2.5.1. Stagii de cercetare în străinătate	48
1.2.5.2. Stagii de cercetare în țară	52
1.3. Realizări academice	52
1.3.1. Activitatea didactică	52
1.3.1.1. Activitatea didactică pe plan intern	52
1.3.1.2. Activitatea didactică pe plan internațional	54
1.3.2. Formare profesională	54
1.3.3. Funcții și responsabilități	55

1.4. Realizări profesionale	57
1.4.1. Prestigiul profesional	57
1.4.2. Membru al unor organizații profesionale	58
1.4.3. Colaborări profesionale în afara UPT	58
1.4.4. Recenzor reviste de specialitate	58
1.4.5. Premii, titluri, diplome de onoare	59

Partea II

2. INTRODUCERE	62
2.1. Noțiuni generale	62
2.1.1. Materiale celulare	62
2.1.2. Spume metalice	64
2.2. Metode de obținere a spumelor metalice	66
2.2.1. Noțiuni generale	66
2.2.2. Obținerea spumelor metalice prin turnare	67
2.2.3. Obținerea spumelor metalice prin metalurgia pulberilor	68
2.3. Proprietățile mecanice ale spumelor metalice	71
2.3.1. Noțiuni generale	71
2.3.2. Definirea proprietăților mecanice	72
2.3.3. Investigații ale proprietăților mecanice	74
2.4. Aplicațiile spumelor metalice	75
2.4.1. Noțini generale	75
2.4.2. Aplicații structurale	78
2.4.3. Aplicații funcționale	79
3. SPUME METALICE	81
3.1. Influența direcției de încărcare și temperaturii	81
3.1.1. Noțiuni generale	81
3.1.2. Programul experimental	83
3.1.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor	83
3.1.2.2. Configurarea testelor experimentale	84
3.1.3. Încărcarea axială	85
3.1.3.1. Comportamentul mecanic	85
3.1.3.2. Analiza macro și micro-structurală	89
3.1.3.3. Energia de absorbție	94

3.1.4. Încărcarea radială	97
3.1.4.1. Comportamentul mecanic	9 8
3.1.4.2. Analiza macro și micro-structurală	100
3.1.4.3. Energia de absorbție	102
3.1.5. Comparație axial-radial	103
3.1.5.1. Comportamentul mecanic	103
3.1.5.2. Energia de absorbție	108
3.2. Influenta temperaturii și anizotropiei	110
3.2.1. Noțiuni generale	110
3.2.2. Programul experimental	111
3.2.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor	111
3.2.2.2. Configurarea testelor experimentale	112
3.2.3. Comportamentul mecanic	113
3.3. Influența densității și vitezei de încărcare	122
3.3.1. Noțiuni generale	122
3.3.2. Analiza statistică a microstructurii spumelor	123
3.3.3. Programul experimental	125
3.3.3.1. Materiale și pregătirea epruvetelor	125
3.3.3.2. Configurarea testelor experimentale	126
3.3.4. Comportamentul mecanic	126
3.3.5. Mecanismele de cedare	132
3.4. Influența densității asupra coeficientului lui Poisson	135
3.4.1. Noțiuni generale	135
3.4.2. Programul experimental	137
3.4.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor	137
3.4.2.2. Configurarea testelor experimentale	139
3.4.3. Determinarea experimentală a coeficientului lui Poisson	143
3.4.4. Determinarea analitică a coeficientului lui Poisson	146
4. STRUCTURI COMPOZITE PE BAZĂ DE SPUME METALICE	149
4.1. Noțiuni generale	149
4.2. Programul experimental	152
4.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor	152
4.2.2. Configurarea testelor experimentale	153

4.3. Încărcarea axială	153
4.3.1. Tuburi goale	153
4.3.1.1. Comportamentul mecanic	153
4.3.1.2. Analiza macro și micro-structurală	157
4.3.1.3. Energia de absorbție	160
4.3.2. Tuburi umplute cu spumă	161
4.3.2.1. Comportamentul mecanic	161
4.3.2.2. Analiza macro și micro-structurală	164
4.3.2.3. Energia de absorbție	166
4.3.3. Comparație tuburi goale-tuburi umplute cu spumă	167
4.3.3.1. Comportamentul mecanic	167
4.3.3.2. Analiza macro și micro-structurală	172
4.3.3.3. Energia de absorbție	173
4.4. Încărcarea radială	175
4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale	175 175
4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale 4.4.1.1. Comportamentul mecanic	175 175 <i>175</i>
4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale. 4.4.1.1. Comportamentul mecanic 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală	175175175178
4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale. 4.4.1.1. Comportamentul mecanic 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală 4.4.1.3. Energia de absorbție	 175 175 175 178 180
 4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale 4.4.1.1. Comportamentul mecanic 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală 4.4.1.3. Energia de absorbție 4.4.2. Tuburi umplute cu spumă 	 175 175 175 178 180 181
 4.4. Încărcarea radială 4.4.1. Tuburi goale 4.4.1.1. Comportamentul mecanic	 175 175 175 178 180 181 181
 4.4. Încărcarea radială	 175 175 175 178 180 181 181 184
 4.4. Încărcarea radială	 175 175 175 178 180 181 181 184 186
 4.4. Încărcarea radială. 4.4.1. Tuburi goale. 4.4.1.1. Comportamentul mecanic 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.1.3. Energia de absorbție. 4.4.2. Tuburi umplute cu spumă. 4.4.2.1. Comportamentul mecanic 4.4.2.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.2.3. Energia de absorbție. 4.4.3. Comparație tuburi goale-tuburi umplute cu spumă. 	175 175 175 178 180 181 181 184 186 188
 4.4. Încărcarea radială. 4.4.1. Tuburi goale. 4.4.1.1. Comportamentul mecanic. 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.1.3. Energia de absorbție. 4.4.2. Tuburi umplute cu spumă. 4.4.2.1. Comportamentul mecanic. 4.4.2.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.2.3. Energia de absorbție. 4.4.3. Comparație tuburi goale-tuburi umplute cu spumă. 4.4.3.1. Comportamentul mecanic. 	175 175 175 178 180 181 181 181 184 186 188 188
 4.4. Încărcarea radială. 4.4.1. Tuburi goale. 4.4.1.1. Comportamentul mecanic. 4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.1.3. Energia de absorbție. 4.4.2. Tuburi umplute cu spumă. 4.4.2.1. Comportamentul mecanic. 4.4.2.2. Analiza macro și micro-structurală. 4.4.2.3. Energia de absorbție. 4.4.3. Comparație tuburi goale-tuburi umplute cu spumă. 4.4.3.1. Comportamentul mecanic. 4.4.3.2. Analiza macrostructurală. 	175 175 178 180 181 181 184 184 186 188 188 188

Partea III

5. PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI	197
5.1. Prezentare generală	197
5.2. Dezvoltarea carierei științifice	197
5.2.1. Materiale celulare	197
5.2.1.1. Materiale celulare artificiale	198
5.2.1.2. Materiale celulare naturale	200
5.2.2. Componente printate 3D	201

5.2.3. Structuri compozite	201
5.2.4. Objective propuse	202
5.3. Dezvoltarea carierei academice	203
5.3.1. Activități individuale	203
5.3.2. Activități colegiale	203
5.3.3. Activități studențești	204
5.3.3.1. Studii universitare de Licență și Master	204
5.3.3.2. Studii universitare de Doctorat	204
5.4. Dezvoltarea carierei profesionale	205
BIBLIOGRAFIE	207
ANEXE	230
Anexa 1 – Listă figuri	230
Anexa 2 – Listă tabele	234
Anexa 3 – Notații, abrevieri, acronime	235
Anexa 4 – Lista a 10 publicații științifice relevante	242

Rezumat

Prezenta teză de abilitare, intitulată "Spume metalice și compozite pe bază de spume metalice", sintetizează performanțele academice, profesionale și de cercetare ale candidatului Dr. ing. Emanoil LINUL, după primirea titlului științific de doctor inginer (2011), și până în prezent. Autorul tezei, ocupă în prezent funcția didactică de *Conferențiar Universitar*, cu normă întreagă, în Statul de Funcțiuni al Departamentului de Mecanică și Rezistența Materialeleor al Universității Politehnica Timișoara. În același timp, începând cu anul 2018, candidatul este *Cercetător Asociat* în cadrul Institutului Național de Cercetare-Dezvoltare pentru Electrochimie și Materie Condensată din Timișoara. Această teză prezintă o colecție impresionantă de abordări experimentale și analitice, în domeniul Ingineriei Mecanice, privind comportamentul mecanic al materialelor celulare ușoare avansate.

Lucrarea este structurată în trei părți principale, divizate la rândul lor în cinci capitole distincte. Prima parte (§1) prezintă realizările autorului, a doua parte (§2-4) cuprinde rezultatele activității de cercetare, iar ultima parte (§5) include evoluția carierei și perspectivele de dezvoltare personală după obținerea atestatului de abilitare. De asemenea, teza mai conține 334 de titluri bibliografice, 118 figuri, 21 de tabele, 61 de ecuații și relații de calcul, respectiv 4 anexe.

PRIMA PARTE a tezei de abilitare, **Capitolul 1**, menționează principalele realizări științifice, academice și profesionale ale candidatului, obținute în ultimii 11 ani de la susținerea publică a tezei de doctorat. După obținerea titlului științific de doctor, activitatea de cercetare a candidatului s-a dezvoltat în patru teme principale, ale căror repere sunt prezentate în Secțiunea 1.2.1. Prima temă de cercetare este asociată cu spumele metalice, domeniu abordat începând cu anul 2011 (§1.2.1.1). Următoarea temă este asociată cu spumele polimerice, subiect care extinde domeniul tezei de doctorat (§1.2.1.2). A treia temă, inițiată în anul 2016, este asociată cu spumele ceramice (§1.2.1.3). Ultima temă de cercetare reflectă domeniul componentelor printate 3D, etapă dezvoltată în anul 2018 (§1.2.1.4). Cele mai relevante publicații stiințifice ($\S1.2.2$), proiectele de cercetare ($\S1.2.3$) și cele cu industria ($\S1.2.4$) și stagiile de cercetare (§1.2.5), asociate cu activitatea de cercetare a candidatului sunt, de asemenea, prezentate. Rezultatele activității de cercetare ale candidatului au fost prezentate în cadrul unor manifestări academice și științifice, naționale și internaționale, prin articole publicate în reviste sau în volumele de lucrări ale conferintelor. În perioada 2011-2021, candidatul a publicat peste 120 de lucrări stiințifice, dintre care 91 sunt indexate în bazele de date Web of Science sau Scopus, în 61 dintre acestea candidatul fiind prim autor sau autor corespondent. Întregul portofoliu de realizări stiintifice, pe care se bazează prezenta teză de abilitare, se bucură de o bună vizibilitate internațională. Astfel, până în prezent, lucrările autorului au beneficat de peste 1700 de citări identificate în baza de date Web of Science (H- index = 28), respectiv peste 2100 de citări identificate în baza de date Scopus (H-index = 31). *Realizările academice* (\$1.3) ale candidatului sunt materializate prin activitatea didactică desfăşurată pe plan intern şi internațional (\$1.3.1), prin formarea profesională continuă (\$1.3.2), respectiv prin funcțiile şi responsabilitățile atribuite la nivel de Departament, Facultate sau Universitate (\$1.3.3). Preocuparea pentru activitatea didactică s-a concretizat încă din perioada studiilor de doctorat (2008-2011), candidatul efectuând ore de aplicații la diverse discipline din cadrul departamentului. În ceea ce privește funcțiile universitare, din anul 2012 candidatul desfășoară activități didactice la Universitatea Politehnica Timișoara, deținând pe rând, funcții didactice precum: Asistent universitar (februarie 2012), şef Lucrări universitar (februarie 2017) şi Conferențiar universitar (septembrie 2019). Prestigiul profesional dobândit (\$1.4.1), calitatea de membru al unor organizații profesionale de prestigiu (\$1.4.2), colaborările profesionale naționale şi internaționale (\$1.4.3), activitatea de recenzor al diferitelor reviste de specialitate (\$1.4.4), respectiv premiile şi distincțiile primite (\$1.5.5), constituie *realizările profesionale* (\$1.4.4), ale candidatului. Mai mult decât atât, implicarea activă în comitetul editorial al unor reviste ştiințifice de prestigiu, precum şi organizarea de diverse manifestări ştiințifice internaționale, confirmă şi validează prestigiul profesional al candidatului.

A DOUA PARTE a tezei de abilitare este structurată pe trei capitole (Introducere, Spume metalice și Compozite pe bază de spume metalice), și cuprinde cele mai importante rezultate cu privire la contribuția științifică personală a autorului. În mod cuprinzător, activitatea de cercetare a candidatului este orientată spre aplicații inginerești moderne, cu un accent constant pe proiectarea, optimizarea, fabricarea și caracterizarea materialelor celulare ușoare și a compozitelor avansate pe bază de materiale celulare.

Capitolul 2 este organizat pe patru secțiuni și prezintă o introducere detaliată în tema de cercetare abordată. În prima parte a *Secțiunii 2.1* se definesc materialele celulare, se realizează o prezentare generală a materialelor celulare naturale, respectiv se clasifică materialele celulare în funcție de morfologia celulelor și modul de conectare al acestora. Apoi, în funcție de matricea de bază utilizată, sunt enumerate, definite și prezentate principalele tipuri de materiale celulare sintetice. Proprietățile spumelor metalice, principalele aliaje metalice utilizate pentru fabricarea spumelor metalice, precum și microstructura spumelor metalice constituie subiectul celei de-a doua jumătăți a Secțiunii 2.1. *Secțiunea 2.2* prezintă metodele de obținere a spumelor metalice. Inițial, se realizează o clasificare a spumelor metalice pe baza metodelor de fabricație "cu presiune asistată" și "fără presiune". Ulterior, se efectuează o descriere detaliată a proceselor de obținere a spumelor prin turnare și prin metalurgia pulberilor. Astfel, se prezintă modul de alegere a constituenților utilizați, etapele proceselor de fabricație, discuții și imagini cu microstructura spumelor, și, în cele din urmă, se evidențiază avantajele și dezavantajele asociate fiecărui proces. În *Secțiunea 2.3* se prezintă proprietățile mecanice ale spumelor metalice, împreună cu principalele metode distructive și nedistructive de determinare a acestora. Se descrie influența densității, aliajului folosit, temperaturii de testare și vitezei de încărcare asupra comportamentului mecanic al

spumelor metalice. De asemenea, se prezintă regiunile curbei tensiune-deformație la compresiune și, pe baza acestor regiuni caracteristice, se definesc principalele proprietăți mecanice. Mai mult, pentru înțelegerea comportamentului mecanic, se prezintă studii din literatura de specialitate efectuate pe diferite tipuri de spume metalice. Aplicațiile funcționale și structurale ale spumelor metalice sunt incluse în *Secțiunea 2.4*. În prima parte se definesc criteriile și factorii care stau la baza domeniului de aplicabilitate al spumelor metalice. Mai departe, se realizează o distribuție a aplicațiilor privind spumele metalice în diverse sectoare industriale. În ultima parte se prezintă aplicațiile spumelor metalice, grupate în funcție de morfologia celulelor și tipul aplicației.

Capitolul 3 prezintă influența temperaturii, anizotropiei, direcției de încărcare, vitezei de încărcare și densității asupra proprietăților mecanice ale spumelor metalice. Studiile se concentrează, în special, pe mecanismele de cedare care au loc în microstructura spumelor, proprietățile de rezistență și pe performanțele energiei de absorbție. Mai mult, potrivit cu temperaturile de testare utilizate, se realizează diverse corelații între macrostructură, microstructură și curbele caracteristice ale spumelor investigate. Sectiunea 3.1 prezintă detaliat influența temperaturii de testare (25, 150, 300 și 450°C) și direcției de încărcare (axial și radial) asupra proprietăților mecanice la compresiune ale epruvetelor cilindrice din spumă metalică. În finalul secțiunii, se prezintă o comparație a proprietățior mecanice pentru cele două direcții de încărcare, funcție de temperatura de testare. Secțiunea 3.2 studiază comportamentul mecanic al spumelor metalice, pe epruvete cubice, sub diferite conditii de încărcare (trei direcții ortogonale), respectiv diferite temperaturi de testare (-196, 25 și 250°C). Accentul este pus pe efectul orientării și tipului celulelor, precum și pe procentul de distribuție al acestora în structura spumelor, asupra proprietăților mecanice. În plus, conform temperaturii de testare și direcției de încărcare, se prezintă modificarea procentuală relativă a proprietăților normalizate. Scopul principal al Secțiunii 3.3 este de a realiza o analiză statistică a microstructurii spumelor metalice și de a determina caracteristicile mecanice sub dubla influență a densității $(0.35 - 0.55 \text{ g/cm}^3)$ și a vitezei de încărcare (1,67·10⁻⁴ m/s - 3,72 m/s). Se prezintă comparații între rezultatele cvasi-statice și dinamice. De asemenea, câmpul de deformații de pe suprafața epruvetelor, rezultat în urma încărcărilor de compresiune, se identifică prin trasarea hărților deformațiilor de suprafată. Secțiunea 3.4 abordează influența densității spumelor metalice (0,43 – 1,39 g/cm³) asupra coeficientului lui Poisson. Inițial, pentru determinarea valorilor coeficientului lui Poisson, se realizează investigații experimentale nedistructive, pe epruvete disc, prin aplicarea metodei excitării prin impuls. Ulterior, dependența coeficientului lui Poisson de porozitatea spumei metalice, a fost modelată analitic prin utilizarea metodei de aproximare liniară și pe baza relației putere-lege de percolație.

Capitolul 4 se concentrează pe influența temperaturii de testare (intervalul 25-450°C) asupra proprietăților mecanice ale compozitelor pe bază de spume metalice. Sunt prezentate principalele rezultate (curbele caracteristice, variația proprietăților, procesul de deformare al epruvetelor, analiza macro- și micro-structurală) ale tuburilor goale și tuburilor umplute cu spumă, solicitate la compresiune

axială și radială. Apoi, în funcție de temperatura de testare, se compară rezultatele celor două configurații de epruvete (tub gol – tub umplut cu spumă), respectiv a celor două tipuri de încărcări (axial – radial). Mai mult, conform temperaturii de testare și configurației epruvetelor, se prezintă unele corelații între macrostructură, microstructură și curbele caracteristice la compresiune cvasi-statică. În final sunt prezentate discuții aprofundate privind efectul articulațiilor plastice și a tranziției fragil \rightarrow ductil, atât asupra proprietăților de rezistență și capacității de absorbție a energiei, cât și asupra mecanismelor de cedare care au loc și interacțiunii spumă-tub.

A TREIA PARTE a tezei de abilitare, Capitolul 5, prezintă succint planul de evoluție și dezvoltare a carierei din punct de vedere stiintific, academic si profesional. În vederea îmbunătățirii prestigiului personal si institutional, obiectivul general de dezvoltare a carierei se conturează pe două abordări principale. Prima abordare are la bază rezultatele dobândite și experiența actuală a candidatului; mai exact direcțiile dezvoltate până în prezent, în domeniul pregătirii și desfășurării activității, care au fost partial investigate si care necesită o aprofundare detaliată. A doua abordare este reprezentată de obtinerea unor noi rezultate si cunostinte importante, prin identificarea unor directii de actualitate si oportunități de dezvoltare. În ceea ce privește *dezvoltarea carierei științifice*, cercetările viitoare se vor desfășura pe trei direcții principale: materiale celulare naturale și sintetice (§5.2.1), componente printate 3D (§5.2.2) și structuri compozite pe bază de materiale celulare (§5.2.3). Pentru susținerea direcțiilor de cercetare amintite și pentru dezvoltarea continuă a carierei științifice, în Secțiunea 5.2.4, sunt prezentate soluții care să ducă la realizarea acestora. Dezvoltarea carierei academice (§5.3) se identifică pe baza a trei niveluri principale, și anume: activități individuale, colegiale și studențești. Pentru fiecare nivel amintit, candidatul prezintă obiective concrete. Dezvoltarea carierei profesionale (§5.4) urmărește recunoasterea performantelor profesionale pe plan international ale candidatului. În acest sens, autorul propune atingerea mai multor objective specifice.

Teza de abilitare se încheie cu *lista referințelelor bibliografice* asociate celor trei părți și secțiunea de *Anexe* care conține lista de figuri (Anexa 1), lista de tabele (Anexa 2), lista de notații, abrevieri, acronime (Anexa 3) și lista a 10 publicații științifice relevante (Anexa 4).

Abstract

The present habilitation thesis, entitled "Metal foams and metal foams-based composites", summarizes the academic, professional and research performances of the candidate Dr. Eng. Emanoil LINUL, after receiving the scientific title of Doctor of Engineering (2011), and until now . The author of the thesis, currently holds the teaching position of *Associate Professor*, full time, in the State of Functions of the Department of Mechanics and Strength of Materials of the Politehnica University Timisoara. At the same time, starting with 2018, the candidate is an *Associate Researcher* at the National Institute of Research and Development for Electrochemistry and Condensed Matter in Timisoara. This thesis presents an impressive collection of experimental and analytical approaches, in the field of Mechanical Engineering, regarding the mechanical behavior of advanced lightweight cellular materials.

The paper is structured in three main parts, divided in turn into five distinct chapters. The first part (§1) presents the achievements of the author, the second part (§2-4) contains the results of the research activity, and the last part (§5) includes the evolution of the career and the perspectives of personal development after obtaining the habilitation certificate. Also, the thesis contains 334 bibliographic titles, 118 figures, 21 tables, 61 equations and calculation relations, respectively 4 annexes.

THE FIRST PART of the habilitation thesis, Chapter 1, mentions the main scientific, academic and professional achievements of the candidate, obtained in the last 11 years from the public presentation of the doctoral thesis. After obtaining the scientific title of doctor, the research activity of the candidate was developed in four main topics, whose benchmarks are presented in Section 1.2.1. The first research topic is associated with metal foams, an area addressed since 2011 (§1.2.1.1). The following topic is associated with polymeric foams, a topic that extends the field of the doctoral thesis (§1.2.1.2). The third theme, initiated in 2016, is associated with ceramic foams (§1.2.1.3). The latest research topic reflects the field of 3D printed components, the stage developed in 2018 (§1.2.1.4). The most relevant scientific publications ($\S1.2.2$), research ($\S1.2.3$) and industry ($\S1.2.4$) projects, and research internships (§1.2.5), associated with the candidate's research activity are, also presented. The results of the candidate's research activity were presented in national and international academic and scientific events through articles published in journals or in the volumes of conference proceedings. In the period 2011-2021, the candidate published over 120 scientific papers, of which 91 are indexed in the Web of Science or Scopus databases, in 61 of them the candidate being the first author or corresponding author. The entire portfolio of scientific achievements, on which this habilitation thesis is based, enjoys a good international visibility. Thus, so far, the author's papers have benefited from over 1700 citations identified in the Web of Science database (H-index = 28), respectively over 2100 citations identified in the Scopus database (H-index = 31). *The academic achievements* (\S 1.3) of the candidate are materialized through the didactic activity carried out internally and internationally (§1.3.1), through the continuous professional training (§1.3.2), respectively through the functions and responsibilities assigned at the level of the Department, Faculty or University (§1.3.3). The preoccupation for the didactic activity materialized since the period of doctoral studies (2008-2011), the candidate performing classes of applications to various disciplines within the department. Regarding the university positions, since 2012 the candidate carries out teaching activities at the Polytechnic University of Timisoara, holding successively teaching positions such as: Assistant Professor (February 2012), Lecturer (February 2017) and Associate Professor (September 2019). Acquired professional prestige (§1.4.1), membership of prestigious professional organizations (§1.4.2), national and international professional collaborations (§1.4.3), the activity of reviewer of various specialized journals (§1.4.4), respectively the awards and distinctions received (§1.5.5) constitute *the professional achievements* (§1.4) of the candidate. Moreover, the active involvement in the editorial board of some prestigious scientific journals, as well as the organization of various international scientific events, confirms and validates the professional prestige of the candidate.

THE SECOND PART of the habilitation thesis is structured on three chapters (Introduction, Metal foams and Metal foams-based composites), and includes the most important results regarding the author's personal scientific contribution. Comprehensively, the candidate's research activity is oriented towards modern engineering applications, with a constant emphasis on the design, optimization, manufacture and characterization of lightweight cellular materials and advanced composites based on cellular materials.

Chapter 2 is organized into four sections and presents a detailed introduction to the addressed research topic. In the first part of Section 2.1 the cellular materials are defined, a general presentation of the natural cellular materials is made, respectively the cellular materials are classified according to the morphology of the cells and the way of their connection. Then, depending on the used matrix, the main types of synthetic cellular materials are listed, defined and presented. The properties of metal foams, the main metal alloys used for the manufacture of metal foams, as well as the microstructure of metal foams are the subject of the second half of Section 2.1. Section 2.2 presents the methods for obtaining metal foams. Initially, a classification of metal foams is made based on "without assisted" and "with pressure" manufacturing methods. Subsequently, a detailed description of the processes for obtaining foams by casting and powder metallurgy is performed. Thus, the choice of the used constituents, the stages of the manufacturing processes, discussions and images with the foam microstructure are presented, and, finally, the advantages and disadvantages associated with each process are highlighted. Section 2.3 presents the mechanical properties of metal foams, together with the main destructive and nondestructive methods for their determination. The influence of density, used alloy, test temperature and loading speed on the mechanical behavior of metal foams is described. Also, the regions of the stressstrain curve at compression are presented and, based on these characteristic regions, the main mechanical properties are defined. Moreover, in order to understand the mechanical behavior, studies from the specialized literature performed on different types of metal foams are presented. Functional and structural applications of metal foams are included in *Section 2.4*. The first part defines the criteria and factors that underlie the field of applicability of metal foams. Further, a distribution of metal foam applications in various industrial sectors is made. The last part presents the applications of metal foams, grouped according to the morphology of the cells and the type of application.

Chapter 3 presents the influence of temperature, anisotropy, loading direction, loading speed and density on the mechanical properties of metal foams. The studies focus especially on the collapse mechanisms that occur in the foam microstructure, the strength properties and the energy absorption performance. Moreover, according to the used test temperatures, various correlations are made between macrostructure, microstructure and the characteristic curves of the investigated foams. Section 3.1 presents in detail the influence of test temperature (25, 150, 300 and 450°C) and of the loading direction (axial and radial) on the compressive mechanical properties of the cylindrical metal foam samples. At the end of the section, a comparison of the mechanical properties for the two loading directions is presented, depending on the test temperature. Section 3.2 studies the mechanical behavior of metal foams, on cubic samples, under different loading conditions (three orthogonal directions), respectively different test temperatures (-196, 25 and 250°C). The emphasis is on the effect of the orientation and type of cells, as well as on the percentage of their distribution in the foam structure, on the mechanical properties. In addition, according to the test temperature and the loading direction, the relative percentage change of the normalized properties is presented. The main purpose of Section 3.3 is to perform a statistical analysis of the microstructure of metal foams and to determine the mechanical characteristics under the double influence of density $(0.35-0.55 \text{ g/cm}^3)$ and loading speed $(1.67 \cdot 10^{-4} \text{ m/s})$ - 3.72 m/s). Comparisons between quasi-static and dynamic results are presented. Also, the field of deformations on the surface of the specimens, resulting from the compression loads, is identified by drawing the surface deformation maps. Section 3.4 addresses the influence of metal foam density (0.43-1.39 g/cm³) on the Poisson's ratio. Initially, in order to determine the values of the Poisson's ratio, nondestructive experimental investigations are performed on disk samples, using the impulse excitation technique. Subsequently, the dependence of the Poisson's ratio on the porosity of the metal foam was modeled analytically using the linear approximation method and based on the power-law relationship of percolation.

Chapter 4 focuses on the influence of test temperature (range 25-450°C) on the mechanical properties of metal foam-based composites. The main results (characteristic curves, variation of properties, deformation process of samples, macro- and micro-structural analysis) of empty tubes and foam-filled tubes under axial and radial compression loading are presented. Then, depending on the temperature, the results of the two sample configurations (empty tube and foam-filled tube), respectively of the two types of loads (axial and radial) are compared. Moreover, according to the test temperature

and the configuration of the specimens, some correlations between macrostructure, microstructure and the characteristic curves at quasi-static compression are proposed. Finally, in-depth discussions are presented on the effect of plastic hinges and the brittle-to-ductile transition, both on the strength properties and energy absorption capacity, as well as on the collapse mechanisms that take place and the foam-tube interaction.

THE THIRD PART of the habilitation thesis, Chapter 5, briefly presents the plan for the evolution and development of the career from a scientific, academic and professional point of view. In order to improve personal and institutional prestige, the general objective of career development is outlined on two main approaches. The first approach is based on the acquired results and the current experience of the candidate; more precisely, the directions developed so far, in the field of training and development of the activity, which have been partially investigated and which require a detailed deepening. The second approach is represented by obtaining new results and important knowledge, by identifying current directions and development opportunities. Regarding the development of the scientific career, future research will be carried out in three main directions: natural and synthetic cellular materials (§5.2.1), 3D printed components (§5.2.2) and composite structures based on cellular materials (§5.2 .3). In order to support the mentioned research directions and for the continuous development of the scientific career, in Section 5.2.4, solutions that lead to their realization are presented. *Academic career development* (§5.3) is identified on the basis of three main levels, namely: individual, collegiate and student activities. For each mentioned level, the candidate presents concrete objectives. The professional career development (§5.4) aims at recognizing the international professional performances of the candidate. In this sense, the author proposes to achieve several specific objectives.

The habilitation thesis ends with *the list of bibliographic references* associated with the three parts and *the section of Annexes* that contains the list of figures (Annex 1), the list of tables (Annex 2), the list of notations, abbreviations, acronyms (Annex 3) and the list of 10 relevant scientific publications (Annex 4).

Partea I

1. REALIZĂRI ȘTIINȚIFICE, PROFESIONALE ȘI ACADEMICE

1.1. Prezentare generală

După finalizarea studiilor de licență (iunie 2008), în octombrie 2008, în urma examenului de admitere, am fost acceptat în calitate de doctorand cu frecvență, cu bursă, în cadrul Universității Politehnica Timișoara (UPT). Astfel, în perioada 2008 – 2011 mi-am desfășurat studiile universitare de doctorat la Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor (MRM), Facultatea de Mecanică, sub îndrumarea științifică a domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Liviu Marșavina (UPT). În anul 2011, în data de 9 septembrie, am susținut public Teza de Doctorat cu titlul "Studiul factorilor ce influențează proprietățile mecanice ale spumelor poliuretanice rigide", prima teză din România pe domeniul spumelor polimerice.

Ca urmare a susținerii publice a Tezei de Doctorat mi s-a conferit titlu științific de "DOCTOR" în Domeniul Fundamental de doctorat "Științe Inginerești", domeniul de doctorat "Inginerie Mecanică" cu calificativul "FOARTE BINE". În baza rezoluției Consiliului Național de Atestare a Titlurilor, Diplomelor și Certificatelor Universitare (CNATDCU) și prin Ordinul Ministrului Educației, Cercetării, Tineretului și Sportului nr. 6468 din 7 decembrie 2011 mi-a fost eliberată Diploma de Doctor, Seria H, Nr. 0018741 din 1 februarie 2012.

Această secțiune a tezei de abilitare menționează principalele realizări (științifice, academice și profesionale) ale candidatului în ultimii 11 ani de la susținerea tezei de doctorat.

1.2. Realizări științifice

1.2.1. Noțiuni generale

După obținerea titlului științific de doctor, activitatea mea de cercetare s-a dezvoltat în patru teme principale, ale căror repere sunt prezentate în această secțiune. Proiectele și stagiile de cercetare, precum și cele mai relevante publicații legate de activitatea mea de cercetare sunt, de asemenea, prezentate aici. *Primul domeniu* de cercetare este asociat cu spumele metalice, temă abordată începând cu anul 2011. *Următorul domeniu* este asociat cu spumele polimerice, subiect care extinde tema tezei de doctorat. *Al treilea domeniu*, inițiat din anul 2016, este asociat cu spumele ceramice. *Ultimul domeniu* de cercetare este orientate 3D, etapă începută din anul 2018. În mod cuprinzător, activitatea mea de cercetare este orientată spre aplicații inginerești moderne, cu un accent constant pe proiectarea, optimizarea, fabricarea și caracterizarea materialelor celulare ușoare și a compozitelor avansate pe bază de materiale celulare.

1.2.1.1. Spume metalice

La sfârșitul anului 2011 (31.11.2011-5.12.2011), împreună cu un grup de cercetători de la Universitatea Politehnica Timișoara (L. Marșavina, D.A. Șerban și T. Voiconi) și Universitatea Politehnica București – UPB (D.M. Constantinescu și D.A Apostol) am efectuat o vizită de cercetare la Slovak Academy of Sciences (SAS), Bratislava, Slovacia. Vizita a avut ca scop principal schimbul de experiență și implementarea unui acord de cooperare între cele două centre de cerectare. Această vizită a fost una eficientă, deoarece în mai puțin de un an s-a publicat prima lucrare științifică pe tema spumelor metalice obținute prin metalurgia pulberilor (E. Linul, L. Marșavina, T. Voiconi, J. Kováčik, Experimental determination of compressive properties for closed-cell aluminium foams, *Buletinul Universității Petrol-Gaze din Ploiești. Seria Tehnică* (ISSN: 1224-8495), LXIV(4), 51-56). Mai mult decât atât, rezultatele obținute au fost prezentate de către candidat, pe data de 7 decembrie 2012, la "*Al XVIII-lea Simpozion Național de Mecanica Ruperii*", desfășurat la Universitatea Petrol-Gaze din Ploiești.

Începând cu luna februarie a anului 2013 candidatul a făcut parte din primul proiect bilateral de cercetare (nr. 653/2013) semnat între UPT (România) și SAS (Slovacia). Proiectul internațional, cu titlul "Microstructure-mechanical properties relationship for metallic foams", a fost coordonat de către Prof. Dr. Ing. Liviu Marșavina și s-a extins pe durata mai multor ani. Așa cum indică titlul proiectului, acesta și-a propus să investigheze relația dintre microstructura materialelor celulare de tipul spumelor metalice și proprietățile mecanice ale acestora. Încercările statice, dinamice și de oboseală s-au efectuat pe epruvete din aceeași șarjă, pentru a elimina efectul neomogenităților și anizotropiei structurii. Înțelegerea mecanismelor de deformare și modelarea deformării spumelor metalice a fost de asemenea un obiectiv științific al proiectului. Aceasta a condus la scăderea costurilor de elaborare și caracterizare a spumelor metalice și la găsirea unor aplicații industriale noi, în special în domeniile auto și feroviar. Un alt obiectiv al proiectului a fost de a intensifica colaborarea științifică și tehnologică între cele două echipe (UPT-SAS), care până în acel moment s-a realizat doar pe bază de voluntariat. În cadrul proiectului, am efectuat un stagiu de cercetare la SAS (Bratislava, Slovacia) și un stagiu la UPB (București, România).

În primul stagiu (SAS, 26 octombrie 2013 – 03 noiembrie 2013), am participat la confecționarea diferitelor tipuri de spume metalice (aluminiu, aliaje de aluminiu, zinc) și la caracterizarea microstruturală a acestora. Pe lângă spumele metalice convenționale, caracterizate în proiectul bilateral de cercetare, colaborările ulterioare cu SAS (Slovacia) au condus la fabricarea și caracterizarea mecanică a spumelor metalice compozite și a compozitelor pe bază de spumă metalică. În al doilea stagiu (UPB, 10 - 13 august 2014), am determinat experimental comportamentul mecanic la compresiune cvasistatică și dinamică a spumelor metalice fabricate în primul stagiu efectuat la SAS (Slovacia). În toate aceste colaborări, m-am ocupat de investigarea experimentală a influenței densității, tipului de pulbere, vitezei de încărcare, temperaturii și direcției de încărcare asupra proprietăților mecanice la compresiune.

Datorită numărului impresionant de lucrări publicat în această perioadă, UPT mi-a conferit Premiul CLAAS pentru EXCELENȚĂ ÎN CERCETARE în domeniul Ingineriei Mecanice în anul universitar 2016-2017¹.

În septembrie 2016 am început colaborările cu N. Movahedi (Semnan University – SU, Isfahan, Iran) pe tema comportamentului mecanic al spumelor metalice cu celule închise obținute prin turnare și al tuburilor umplute ex-situ cu spumă metalică. În cadrul acestor cercetări am efectuat teste de compresiune cvasi-statică (axială și radială) pe diferite configurații de epruvete (spumă metalică, tub gol și tub umplut cu spumă), atât la temperatura camerei (25°C), cât și la temperaturi joase (-196°C), respectiv înalte (450°C). Rezultatele obținute în urma acestor colaborări, 8 articole științifice, au fost publicate în jurnale de prestigiu din domeniu (4 regăsindu-se în cuartila Q1, 3 în cuartila Q2 și 1 în cuartila Q3), respectiv 1 lucrare prezentată la o Conferință Internațională și publicată în volumul IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. În urma acestor cercetari, mai exact pentru grupul de lucrări științifice cu titlul comun "Mechanical Characterization of Advanced Cellular Materials", am primit cea mai înaltă distincție posibilă pentru un cercetător român, și anume premiul "Aurel Vlaicu" al Academiei Române^{2,3}.

Din luna noiembrie 2016 am început studierea unor spume metalice recent dezvoltate, numite spume metalice sintactice. Aceste spume metalice prezintă proprietăți de rezistență și capacități de absorbție a energiei mult superioare spumelor metalice tradiționale. În plus, microstructura acestor spume este mult mai uniformă; acest aspect ducând atât la un control mai ușor al proprietăților, cât și la usurința realizării unor legături mai precise între microstructură și proprietățile mecanice. Investigațiile s-au efectuat împreună cu un grup de cercetatori de la The University of Newcastle (UoN) din Australia (M. Taherishargh, S. Broxtermann, N. Movahedi, D. Lell şi K. Al-Sahlani), coordonați de Prof. Dr. Ing. T. Fiedler, dezvoltator și producător de materiale celulare de nouă generație (ușoare, rezistente și multifunctionale). În cadrul acestor colaborări am efectuat teste cvasi-statice de compresiune axială pe epruvete cilindrice și am investigat efectul temperaturii (-196, 25, 100, 125, 200, 250, 300, 375 și 500°C), tipului matricei metalice (A356 și ZA27), tratamentului termic (epruvete tratate și netratate termic), tranziția fragil-ductil (-196 \rightarrow 500°C) și a tipului particulelor (particule de perlită și sticlă expandată) aspura proprietăților spumelor sintactice metalice. De asemenea, în colaborare cu C. Codrean (Departamentul de Ingineria Materialelor și Fabricației - IMF, UPT) și P.A. Linul (Institutul Național de Cercetare-Dezvoltare pentru Electrochimie și Materie Condensată - INCEMC, Timișoara) am efectuat analize microstructurale detaliate ale epruvetelor testate, identificând totodată principalele mecanisme de cedare ale spumelor sintactice.

În octombrie 2017 am început să colaborez cu Dr. D.K. Rajak (Sandip Institute of Technology and Research Centre Nashik – SITRCN, India) pe tema structurilor compozite pe bază de spumă

¹ https://upt.ro/Informatii-utile premiile-excelenta-in-cercetare- 158 ro.html

² https://acad.ro/premiileAR/liste/2018.pdf

³ https://www.upt.ro/Informatii-utile_cadre-didactice-din-upt-premiate-de-academia-romana_584_ro.html

metalică. În acest sens, am studiat comportamentul la compresiune axială al diferitelor secțiuni/tuburi metalice (secțiune pătrată, circulară și dreptunghiulară) umplute cu spumă metalică. Am caracterizat microstructura și proprietățile spumelor, atât în funcție de densitatea acestora (0,45; 0,65 și 0,85 g/cm³), cât și în funcție de viteza de încărcare (0,1; 1 și 10 mm/s.). Am efectuat o analiză statistică, utilizând tehnica ANOVA (ANalysis Of VAriance), pentru a identifica cei mai importanți parametrii care influențează proprietățile mecanice ale tuburilor umplue cu spumă. S-a găsit că geometria epruvetelor este factorul determinant care influențează, cu până la 82%, proprietățile compozitelor pe bază de spumă metalică, urmată, la o distanță relativ mare, de viteza de încărcare (12%). Recent, la sfârșitul anului 2020, la propunerea lui D.K. Rajak am intensificat colaborarea pe tema spumelor metalice compozite armate cu particule de carbură de siliciu (particule cu dimensiuni cuprinse între 20-40 µm). În acest sens, am determinat experimental răspunsul la impact (520-1560 s⁻¹) al spumelor compozite de diferite densități relative (0,289; 0,293; 0,307 și 0,312). Analiza microstructurală (distribuția și mărimea porilor, distribuția particulelor de siliciu), comportamentul la compresiune (forma și mărimea curbelor tensiune-deformație) și evaluarea proprietăților mecanice (rezistența la compresiune și energia de absorbție) au fost principalele caracteristici investigate.

Ca urmare a colaborarilor eficiente din anii precedenți și a publicațiilor rezultate, în noiembrie 2017, am câstigat, ca Director, Grantul (nr. 16178/2017) cu titlul "Caracterizarea mecanică a structurilor compozite avansate cu miez din spumă de aluminiu"⁴. Proiectul s-a desfășurat pe o perioadă de 12 luni, acesta având în componență colegi tineri din cadrul Departaentului de Mecanică și Rezistența Materialelor ai UPT (D.A. Serban și S.V. Galațanu). În colaborare cu Dr. J. Kováčik din cadrul SAS, Bratislava (Slovacia), în prima parte a proiectului, s-au proiectat și realizat structuri compozite pe bază de spumă metalică din aliaje de aluminiu. Astfel, în cadrul acestor activități s-au produs atât diferite tuburi umplute cu spumă metalică (TUSM), cât și spume metalice ranforsate (SMR) cu tablă expandată din otel inoxidabil. Cea mai importantă activitate a proiectului a constat în caracterizarea mecanică a compozitelor TUSM/SMR prin efectuarea unor teste experimentale de compresiune cvasi-statică si dinamică. S-a observat că factori precum temperatura de testare, tipul testului (static/dinamic) anizotropia spumei și viteza de încărcare prezintă un rol semnificativ asupra comportamentului la compresiune al compozitelor TUSM/SMR. Realizarea unor analize macro și microstructurale pentru evidențierea degradării a reprezentat cea de-a treia parte importantă a proiectului. S-au efectuate analize microstructurale atât înaintea efectuării testelor experimentale, cât și după testarea epruvetelor TUSM/SMR (investigații privind inițierea și propagarea fisurilor în matricea metalică a compozitului). Aceste investigații au permis efectuarea unor corelații între microstructură și proprietățile mecanice ale materialelor investigate. Ultima parte a proiectului a constat în analiza compozitelor TUSM/SMR prin dezvoltarea unor modele numerice pentru estimarea proprietăților mecanice, pe baza analizei microstructurale a miezului compozitului. S-au efectuat analize numerice privind influența parametrilor

⁴ <u>http://www.upt.ro/Informatii_competitie-interna---proiecte-de-cercetare---dezvoltare-pent_1015_ro.html</u>

geometrici asupra rezistenței la rupere a compozitelor TUSM/SMR. Proiectul a fost promotorul publicării a 5 articole în jurnale ISI de top (Composite Structures, Journal of Alloys and Compounds, Engineering Fracture Mechanics, Materials și Polymers), 4 articole în Jurnale ISI Proceedings (volumul IOP Conference Series: Materials Science and Engineering), precum și participarea la 2 Conferințe Internaționale (21st International Conference on Composite Structures, Bologna, Italy și 7th International Conference on Advanced Materials and Structures, Timișoara, România).

În perioada martie 2018-iunie 2021 am fost încadrat cercetator experimentat în Grantul Național (nr. 30PCCDI/18) "Clădiri inteligente adaptabile la efectele schimbărilor climatice" ⁵. Au fost identificate, într-o primă fază, tipologiile de materiale celulare care au putut fi integrate pentru fațadele inteligente utilizate pentru laboratorul experimental. Trierea materialelor s-a efectuat pe baza mai multor criterii, cum sunt disponibilitatea sistemelor pe piață, gradul de izolare termică și capacitatea portantă. În cadrul proiectului, în perioada 29 octombrie – 1 noiembrie 2019, am efectuat un stagiu de cercetare la SAS (Slovacia), unde am fabricat și caracterizat microstructural diferite panouri din spumă metalică. Sub coordonarea Prof. L. Marșavina, în faza a doua a analizei, m-am ocupat de caracterizarea mecanică a materialelor celulare și a structurilor sandwich cu miez din materiale celulare. În urma caracterizării mecanice am determinat proprietățile mecanice și comportamentul materialelor celulare, prin încercări statice și dinamice de compresiune, tracțiune, încovoiere și tenacitate. De asemenea, validarea predicțiilor diagramelor de cedare ale unor grinzi tip sandwich cu fețe din aluminiu și miez din spumă, precum și estimarea tenacității la rupere a materialelor celulare prin determinarea unor modele micromecanice, corelate cu o interpretare statistică a rezultatelor experimentale a constituit o etapa importantă a proiectului.

Datorită capacităților excepționale de absorbție a energiei de impact, combinate cu proprietăți mecanice bune și greutate scăzută, spumele metalice își diversifică substanțial domeniul de aplicabilitate de la un an la altul. Astfel, începând cu luna martie 2019, împreună cu cercetători experimentați de la University of Nebraska – UN, SUA (L. Gu și H. Mozafari) și University of Messina – UM, Italia (V. Crupi, G. Epasto și F. Distefano) am pus bazele unei colaborări privind implementarea structurilor compozite pe bază de spume metalice în diferite industirii de top. Ca urmare a cercetărilor efectuate, prima aplicație posibilă a spumelor metalice a fost identificată în domeniul feroviar (dispozitiv protecție osie), iar cea de-a doua în domeniul maritim (dispozitiv protecție construcții maritime: platforme petroliere și turbine eoliene). Inițial, s-a efectuat un studiu preliminar, urmat de simulări numerice pentru determinarea materialelor adecvate. Cazurile studiate au fost panouri sandwich cu fețe din polimeri armați cu fibră de carbon (CFRP) și fețe din aluminiu, având un miez din spumă metalică de aluminiu cu densități (0,49; 0,57 și 0,69 g/cm³) și grosimi (20, 22, 34, 36, 38 și 44 mm) diferite. La pasul următor, au fost efectuate teste experimentale (impact simplu, respectiv între 2-10 impacturi repetate) la diferite energii de impact (35, 70, 85, 100, 125, 150, 200, 250, 300, 350 și 400 J) pentru a evalua eficiența

⁵ <u>https://www.icer.ro/cercetare/proiecte-de-cercetare/cia-clim</u>

dispozitivului sugerat împotriva impactului (de balast zburător sau al navelor maritime). A fost efectuată o evaluare nedistructivă extinsă (radiografie digitală – RD, tomografie pulsată – TP, tomografie computerizată – TC, testare vizuală – TV și examinare cu ultrasunete prin metoda Phased Array – EUPA) pentru a găsi cea mai potrivită tehnică pentru detectarea deteriorării dispozitivului propus atunci când este în funcțiune. Rezultatele au arătat că dispozitivul de protecție propus (Metallic Foam Shell – MFS) poate absorbi până la 90% din energia de impact inițială și poate scădea semnificativ transmiterea impactului asupra celorlalte elemente componente. De asemenea, rezultatele au fost analizate pentru a propune cea mai fiabilă metodă nedistructivă pentru aceaste aplicații specifice. Principala mea contribuție științifică la aceste studii, care este o cercetare în curs de desfășurare, se referă la evaluarea microstructurală și caracterizarea mecanică a compozitelor testate.

Toate cercetările efectuate pe tema spumelor metalice au dus la creșterea vizibilității candidatului. Astfel, începând cu anul 2019 am primit invitații de la diferite Jurnale pentru a coordona (Editor invitat) mai multe numere speciale pe tema spumelor și a compozitelor cu matrice metalică. Cele mai semnificative numere speciale sunt următoarele:

- "Microstructure-Mechanical Properties Relationship for Porous Materials"⁶, jurnal: Materials (ISSN 1996-1944), cuartila Q1, jurnal Open Acces, Factor de impact 3,623.
- "Advanced Metallic Composites and Their Properties"⁷, jurnal: Metals (ISSN: 2075-4701), cuartila Q1, jurnal Open Acces, Factor de impact 2,351.
- "Advanced Metallic Foams"⁸, jurnal: Metals (ISSN: 2075-4701), cuartila Q1, jurnal Open Acces, Factor de impact 2,351.
- "Advanced Technologies in Metal Matrix Composites"⁹, jurnal: Metals (ISSN: 2075-4701), cuartila Q1, jurnal Open Acces, Factor de impact 2,351.

1.2.1.2. Spume polimerice

După susținerea publică a tezei de doctorat am continuat studiul spumelor polimerice. La sfârșitul anului 2011 am fost cooptat într-o echipă de cercetare, coordonata de Prof. Dr. Ing. Liviu Marșavina, care a studiat comportamentul (experimental, numeric și analitic) materialelor celulare (spume). În cadrul acestui Grant Național (UEFISCDI PN-II-ID-PCE-2011-3-0456, "Micro-mechanical modelling of cellular materials with refinements on fracture and damage"¹⁰, contract nr. 172/2011, perioada: 15.10.2011-30.11.2016), am fost responsabil cu evaluarea caracteristicilor mecanice ale spumelor poliuretanice și compozielor de tip sandwich cu miez din spume poliuretanice. În cadrul proiectului s-au investigat principalii factori (densitatea, temperatura, viteza de încărcare, efectul de scară, anizotropia, etc.) care influențează proprietățile mecanice ale spumelor poliuretanice aflate sub

⁷ https://www.mdpi.com/journal/metals/special_issues/advanced_metallic_composites

¹⁰ https://www.upt.ro/img/files/anuare/2016/publicatii/RP%2030.pdf

⁶ <u>https://www.mdpi.com/journal/materials/special_issues/MPRPM</u>

⁸ https://www.mdpi.com/journal/metals/special_issues/metallic_foam

⁹ https://www.mdpi.com/journal/metals/special_issues/advanced_metal_matrix_composites

diferite condiții de încărcare (încărcări statice, dinamice și ciclice). S-au studiat, de asemenea, mecanismele de cedare care au loc în materialele celulare, precum și proprietățile vâscoelastice ale spumelor poliuretanice rigide. Pentru caracterizarea comportamentului materialelor celulare s-au folosit atât metode de evaluare distructive (teste mecanice de tractiune, compresiune, încovoiere, forfecare, oboseală, mecanica ruperii), cât și nedistructive (metoda excitării prin impuls, analiză microstructurală, tomografie computerizată cu raze X, teste de densitate și analiză vizuală). Prin intermediul proiectului s-a facut posibilă participarea la două cursuri de specialitate: "Analysis and Design Optimisation of Laminated Composite Structures" (Aalborg, Denmarca, 19-23 mai 2014) și "The 14th Polish-Ukrainian-German Summer School of Fracture Mechanics «Damage and Integrity of Structures»" (Ternopil, Ucraina, Septembrie 2015). De asemenea, în cadrul acestui proiect s-au desfășurat mai multe stagii de cercetare în țară (București 2014) și străinătate (Slovacia 2011 și 2013, Slovenia 2011, Austria 2011 și Polonia 2012), conducând, în final, atât la creșterea vizibilității cercetătorilor implicați în proiect, cât și a Universității Politehnica Timișoara. Toate aceste activități de cercetare și colaborări naționale / internaționale s-au concretizat prin publicarea a 14 articole în Jurnale indexate ISI, participarea la 10 conferințe naționale și internaționale, respectiv publicarea unui capitol de carte "Mechanical characterization of rigid PUR foams used for wind turbine blades" într-o Editură internațională de prestigiu.

În luna mai 2014, în urma unui concurs sustinut la Universitatea Politehnica Timisoara, am câștigat o bursă postdoctorală, oferită de Programul Operațional Sectorial Dezvoltarea Resurselor Umane (POSDRU/159/1.5/S/137070). Proiectul cu titlul "Cresterea performantelor structurale ale materialelor utilizate în constructia paletelor turbinelor eoliene" a avut ca și obiectiv principal stabilirea unei metodologii de evaluare a integrității și de realizare unei caracterizări mecanice a materialelor utilizate în construcția paletelor turbinelor eoliene pe baza conceptelor din Mecanica Ruperii. Acest proiect de cercetare a apărut și s-a dezvoltat din subiectul studiilor mele de doctorat. Îndeplinirea obiectivului major s-a concretizat prin atingerea câtorva obiective specifice, si anume: identificarea cauzelor și mecanismelor de cedare în componentele structurale ale paletelor turbinelor eoliene (i); caracterizarea mecanică a materialelor utilizate pentru construcția fețelor și miezului paletei (ii); determinarea rezistenței la oboseală a materialelor fețelor paletelor (iii); identificarea modurilor de rupere (degradare) în paletele turbinelor eoliene (iv); efectuarea unui studiu al energiei de absorbție pentru materialul miezului paletei (v); determinarea exerimentală a tenacității pentru interfața dintre fața și miezul paletei (vi); investigarea comportamentului structurilor de tip sandwich (paletelor) la diferite viteze de încărcare (vii); studiul influenței materialului miezului asupra propagării fisurii și determinarea directiei de propagare a fisurii (viii), respectiv realizarea unor analize micro si macrostructurale a zonelor de rupere în scopul evidențierii degradării (ix). Pentru îndeplinirea obiectivelor proiectului, candidatul a colaborat cu cercetători experimentați din cadrul UPT (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina, tutore), UPB (Prof. Dr. Ing. Dan Mihai Constantinescu) și Lublin University of Technology - LUT (Prof. Dr. Ing. Tomasz Sadowski). Diseminarea rezultatelor cercetării a fost valorificată prin publicarea a patru articole științifice în Jurnale de specialitate (Proceedings of the Romanian Academy-Series A, Frattura ed Integrità Strutturale, Structural Integrity and Life și Scientific Bulletin of the Politehnica University of Timisoara. Transactions on Mechanics) și prin participarea la trei conferințe internaționale de prestigiu ("18th International Conference on Composite Structures, Lisabona, Portugalia, 15-18 iunie 2015"; "New Trends in Fatigue and Fracture. Fatigue and fracture at all scales, Belgrad, Serbia, 15-18 septembrie 2014" și "3rd International Conference on Competitive Materials and Technology Processes Miskolc, Ungaria, 6-10 octombrie 2014").

Începând cu anul 2017, am abordat evaluarea experimentală, numerică și analitică a spumelor polimerice în modul mixt de încărcare (I+II, I+III, II+III și I+II+III). În acest scop, am început colaborări cu cercetători experimentați pe domeniul Mecanicii Ruperii, din tări precum Norvegia (F. Berto, Norwegian University of Science and Technology - NTNU), Iran (M.R.M. Aliha, S.S. Mousavi și D.M. Imani, Iran University of Science and Technology – IUST) si Canada (A. Bahmani, University of Waterloo – UoW). S-au studiat în detaliu principalele proprietăți de mecanica ruperii (tenacitatea la rupere, unghiul de inițiere a fisurii, traiectoria fisurii), utilizând diverse criterii de rupere (criteriul MTS - Maximum Tangential Stress, criteriul SED - Strain Energy Density, criteriul Gmax - Maximum Energy Release Rate, criteriul ESIF – Equivalent Stress Intensity Factor, criteriul MPERR – Maximum Potential Energy Release Rate) și diverse configurații de epruvete/fixări (Asymmetric-Semi-Circular Bend – ASCB, Compact Tension-Shear – CTS, Edge Notch Disc Bend – ENDB, Asymmetric Edge Notch Disc Bend – AENDB și Compact Tension-Shearing and Tearing – CTST). Rezultatele obținute, raportate pentru prima dată în literatura de specialitate pe spume polimerice, au fost publicate în Jurnale (Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Engineering Fracture Mechanics și Polymer Testing), precum și la Conferințe internaționale specifice tematicii. În cadrul cercetărilor anterior amintite, m-am ocupat de caracterizarea experimentală a comportamentului mecanic al spumelor polimerice investigate.

Din anul 2018 sunt Cercetător Asociat la Institutul Național de Cercetare-Dezvoltare pentru Electrochimie și Materie Condensată (INCEMC), Timișoara, România. Colaborările cu diverși cercetători ai institutului (Dr. Ing. Radu Bănică, Dr. Ing. Bogdan-Ovidiu Țăranu, Dr Ing. Alexandra Ioana Bucur și Dr. Ing. Petrică-Andrei Linul) au dus la dezvoltarea și caracterizarea spumelor polimerice compozite (ramforsate cu microfibre de aluminiu și fibră de sticlă) și a spumelor flexibile hibride de tip metal-polimer (impregnate cu nanofire de argint). S-a observat că spumele polimerice compozite (cu celule închise) și hibride (cu celule deschise) prezintă proprietăți mecanice și electrice excelente comparativ cu spumele polimerice tradiționale. Pe de o parte, spumele cu celule închise prezintă proprietăți de rezistență și performanțe de absorbție a energiei cu până la 72% mai mari decât spumele neranforsate. De cealaltă parte, proprietățile electroconductoare ale spumelor hibride sunt datorate aderării și depunerii uniforme a nanofirelor de argint pe suprafața pereților celulelor, pastrându-și rezistența electrică scazută (3-13Ω) chiar și în cicluri cu un grad de comprimare de până la 80%. În urma investigațiilor s-au obținut cantități procentuale optime de armături și impregnări pentru proprietăți maxime, dincolo de aceste valori proprietățile spumelor polimerice nu prezintă îmbunătățiri semnificative, uneori acestea scad.

Ca urmare a activității vaste de cercetare desfașurate în domeniul materialelor avansate ușoare, începând cu anul 2020 am coordonat, ca Editor invitat, două numere speciale pe tema compozitelor polimerice avansate. Ambele numere au aparținut jurnalului Polymers (eISSN: 2073-4360), jurnal Open Acces clasat în cuartila Q1 (domeniul Polymer Science) și cu un factor de impact, pe anul 2020, de 4,329. Primul număr special, intitulat "Hybrid Polymeric Foam Composites"¹¹, s-a concentrat pe procesele de fabricație, caracterizarea experimentală și numerică, aplicațiile și relațiile microstructurăproprietăți ale compozitelor hibride din spumă polimerică. Cel de-al doilea număr special "Advances in Fiber Reinforced Polymer (FRP) Composites: Processing and Properties"¹² a fost lansat în anul 2021 împreună cu colegii D.K Rajak (Sandip Institute of Technology and Research Centre Nashik, India) și C. Vălean (Institutul de Cercetări pentru Energii Regenerabile, Timișoara, România). Scopul principal al acestui număr a fost de a oferi cercetătorilor din întreaga lume oportunitatea de a-și publica lucrările științifice privind tehnologiile de fabricație, proprietățile, mecanismele de cedare și aplicațiile industriale ale compozitelor polimerice armate cu fibre naturale și/sau sintetice. În plus, din luna mai a anului 2018, am fost ales membru al Bordului Editorial pentru secțiunea "Polymer Composites and Nanocomposites"¹³, secțiune aparținătoare aceluiași jurnal, Polymers.

1.2.1.3. Spume ceramice

Pe lângă spumele polimerice și metalice, spumele ceramice reprezintă o nouă clasă de materiale celulare cu proprietăți remarcabile (densitate redusă, proprietăți fizice și mecanice bune, porozitate ridicată, stabilitate chimică, izolare termică și acustică). Două domenii de cercetare distincte au fost dezvoltate pe baza spumelor ceramice. Primul subiect de cercetare, inițiat la sfârșitul anului 2016, corespunde spumelor ceramice de sticlă. Acest subiect investighează efectele anizotropiei (parametrii geometrici ai celulelor, distribuția și morfologia celulelor) și vitezei de încărcare asupra capacității de absorbție a energiei a spumel de sticlă, în condiții de încărcare cvasi-statică. Al doilea subiect de cercetare este asociat spumelor ceramice pe bază de cenușă. În ianuarie 2017, un consorțiu de 8 parteneri < Cracow University of Technology (Poland) – Coordonator, Politechnica University Timisoara (Romania), University of Mar del Plata (Argentina), Pontificia University of Uruguay Damas Antonio Larrañaga (Uruguay), Nigde University (Turkey), Riga Technical University (Latvia) > a beneficiat de un Grant Era-Net LAC de 36 de luni pentru proiectul intitulat "Development of ecofriendly composite materials based on geopolymer matrix and reinforced with waste fibers". Acest proiect a tratat dezvoltarea de noi materiale compozite pentru industria construcțiilor, pe bază de deșeuri. Proiectul a

¹¹ https://www.mdpi.com/journal/polymers/special issues/hybrid polymeric foam composites

¹² https://www.mdpi.com/journal/polymers/special issues/fiber reinf polym compos

¹³ https://www.mdpi.com/journal/polymers/sectioneditors/polymer_composites_nanocomposites

fost un răspuns la o provocare specifică legată de managementul deșeurilor, reciclare și minerit urban. Obiectivul principal al proiectului a fost de a pregăti un spectru larg de materiale avansate și progresive pe bază de fibre, cu potențial ridicat de utilizare comercială, ducând ulterior la înlocuirea materialelor de construcții tradiționale. Partenerul UPT, coordonat de Dr. D.A. Șerban, a avut rolul de a investiga proprietățile mecanice ale spumelor geopolimerice armate cu fibre și de a dezvolta modele constitutive. Contribuția mea științifică în acest proiect, ca cercetător experimentat, a fost legată de evaluarea microstructurală și caracterizarea mecanică cvasi-statică a spumelor nou dezvoltate. În acest context am efectuat teste de compresiune și încovoiere, respectiv teste de mecanica ruperii (utilizând epruvete cu crestătură laterală) pe spume geopolimerice cu celule închise cu densitatea de 0,24 g/cm³.

1.2.1.4. Componente printate 3D

Prototiparea rapidă sau printarea 3D a devenit în ultima vreme un fenomen de amploare la scară globală. Pe lângă faptul că este un proces de fabricație simplu și rapid, această tehnică le permite inginerilor să depășească anumite dificultăți în materie de design în doar câteva ore, pe când folosind metodele tradiționale ar dura câteva săptămâni. Printarea 3D a devenit o metodă folosită într-o varietate de domenii, începând cu industria auto până la medicina avansată. Prototiparea rapidă este un proces de realizare a unor obiecte tridimensionale solide, pornind de la un model digital. Crearea unui obiect prototipat 3D este posibilă prin folosirea proceselor aditive. Printr-un astfel de proces, un obiect este creat strat cu strat, până se ajunge la forma finală a obiectului dorit. Cu toate acestea, chiar dacă pare un proces simplu, calitatea și performanțele componentelor printate 3D sunt influențate semnificativ de diverși parametrii de proces. În plus, lipsa de cunoștințe privind influența calității materialului asupra capacității portante a produsului final împiedică exploatarea industrială a producției aditive, împiedicând această tehnologie puternică să fie utilizată cu încredere în procesele de fabricație de zi cu zi, în special în țările slab dezvoltate. Așadar, această temă de cercetare a fost motivată de dorința de a înțelege fenomenele fundamentale care intervin la nivel micro și macroscopic, între straturi, în timpul printării componentelor.

În octombrie 2019 am fost încadrat cercetător experimentat în proiectul internațional "Eastern European twinning on Structural Integrity and Reliability of Advanced Materials obtained through Additive Manufacturing (SIRAMM)"¹⁴ (H2020-WIDESPREAD-2018, nr. 857124), proiect coordonat de Prof. Liviu Marșavina. Unul dintre obiectivele principale ale proiectului a fost acela de a spori capacitatea științifică și tehnologică a Universității Politehnica Timișoara și de a contribui la creșterea cunoștințelor sale fundamentale în domeniul prototipării rapide. Pentru a atinge acest obiectiv, SIRAMM s-a dezvoltat pe bază de știință și inovare existentă în UPT, creând totodată o rețea cu doi omologi lideri pe plan internațional la nivelul Uniunii Europene (UE): Norwegian University of Science and Technology, Norvegia (Prof. Filippo Berto) și University of Parma, Italia (Prof. Roberto Brighenti).

¹⁴ http://www.siramm.unipr.it/

Pe termen lung, proiectul îsi propune să pună bazele pentru crearea unui pol de excelentă în fabricarea aditivă în Europa de Est. Din acest motiv, la acest proiect au luat parte si alti doi parteneri din tări cu performante scăzute în cercetare și inovare, University of Belgrade, Serbia (Prof. Aleksandar Sedmak) si Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Republica Cehă (Dr. Lubos Nahlik). Pe de altă parte, pentru a-și atinge obiectivele, acest proiect de 3 ani se va concentra pe implementarea activităților de transfer de cunoștințe, cum ar fi ateliere de lucru și schimb de personal, evenimente de formare (scoli de vară, seminarii), precum si actiuni de diseminare si comunicare (site-ul web, videoclipuri, publicatii cu acces deschis, activități de implicare publică) pentru diferite audiente. Principala mea contribuție în acest proiect, care este în curs de desfășurare, se referă la caracterizarea și testarea componentelor obținute prin prototipare rapidă. Am efectuat teste mecanice de tracțiune și încovoiere (cu și fără crestătură) pe epruvete obținute prin Modelarea Depunerii Fuzionate (FDM – Fused Deposition Modeling) și Sinterizare Selectivă cu Laser (SLS – Selective Laser Sintering). Am investigat influența parametrilor proceselor de fabricație (temperatura, orientarea și plasarea probei pe platforma de fabricatie, grosimea stratului, viteza de răcire, raportul de umplere, factorii de scalare) asupra proprietăților geometrice (precizie dimensională, textura suprafeței, procentajul defectelor) și mecanice (proprietățile elastice, rezistența mecanică, tenacitatea la rupere, unghiul de inițiere a fisurii, direcția de propagare a fisurii, energia absorbită) ale componentelor printate 3D. Pe baza rezultatelor experimentale obtinute în urma încercărilor mecanice și a investigatiilor microstructurale, s-a constatat că una dintre principalele provocări ale tehnologiilor de printare 3D este legată de optimizarea parametrilor de proces în vederea maximizării proprietăților mecanice și îmbunătățirii calității pieselor fabricate. Optimizarea principalilor parametri de proces se realizează în baza evaluării efectelor pe care le produc modificările acestora asupra proprietăților și caracteristicilor componentelor fabricate aditiv, fiind de preferat ca variația să se realizeze în mod independent și nu combinativ.

1.2.2. Diseminarea rezultatelor

Rezultatele activității de cercetare au fost prezentate în cadrul unor manifestări academice și științifice, naționale și internaționale, prin articole publicate în reviste sau în volumele de lucrări ale conferințelor. În perioada 2011-2021 am publicat peste 120 de lucrări științifice, dintre care 91 sunt indexate în Baze de Date Internaționale (BDI). Distribuția pe categorii de publicații a lucrărilor din perioada menționată este prezentată în Tabelul 1.1.

În toată această perioadă, an de an, accentul predominant s-a pus pe diseminarea rezultatelor științifice ale cercetărilor în jurnale de specialitate indexate BDI (Web of Science-WoS sau Scopus), respectiv pe manifestări științifice cu publicare în volume indexate BDI. Desigur, nu au fost excluse și alte jurnale sau volume de conferințe naționale / internaționale specifice domeniului Inginerie Mecanică. Figura 1.1 prezintă distribuția anuală a publicațiilor după obținerea titlului științific de doctor.

Nr.	Tip	Baza de date /	Numărul total de publicații
Crt.	publicație	Tip sursă	(prim autor / corespondent – Procentual)
1	Lucrări publicare	ISI (indexate WoS)	62 (34 – 55%)
	în Jurnale	BDI (indexate Scopus)	6 (4 – 67%)
		Altele	10 (5 - 50%)
2	Lucrări publicate	ISI (indexate WoS)	12 (4 – 33%)
	în volumele unor	BDI (indexate Scopus)	9 (1 – 11%)
	Conferințe	Altele	15 (7 – 47%)
3	Cărti /	Cărti	4 (4 – 100%)
	Capitole de cărti	Capitole Cărti	2 (2 – 100%)
4	Patente	Naționale / Internaționale	2 (0 - 0%)
L		Total	122 (61 – 50%)

Tabelul 1.1. Distributia	ne categorii de	publicatii a	lucrărilor di	n perioada	2011-2021
Taberul I.I. Distribuita	pe categoin de	puoneații a	inclumor un	i perioada	2011 2021



Figura 1.1. Distribuția anuală a publicațiilor din perioada 2011-2021

Ca o centralizare a rezultatelor, Tabelul 1.2 prezintă statisticile candidatului, la momentul depunerii tezei de abilitare, pentru bazele de date Web of Science și Scopus.

Baza de date	Web of Science	Scopus
Numărul de publicații	80	89
Indicele Hirsch (H-index)	28	31
Suma citărilor	1705	2112
Numărul articolelor care citează	918	1065

Tabelul 1.2. Statisticile candidatului în bazele de date Web of Science și Scopus

1.2.2.1. Articole științifice publicate în Jurnale

Informațiile relevante precum "factorul de impact (IF)", "cuartila (Q)" și "domeniul" fiecărui Jurnal sunt furnizate pentru anul în care lucrarea a fost publicată.

A. Articole științifice publicate în Jurnale ISI (indexate Web of Science)

- [1] E. Linul (Autor corespondent), D. Pietras, T. Sadowski, L. Marşavina, D.K. Rajak, J. Kovacik (2021) Crashworthiness performance of lightweight Composite Metallic Foams at high temperatures, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (ISSN: 1359-835X), 149, 106516, doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106516 (WOS: 000689332300002), IF₂₀₂₀=7,664 (Q1 Materials Science, Composites).
- [2] E. Linul (Autor corespondent), O. Khezrzadeh (2021) Axial crashworthiness performance of foambased composite structures under extreme temperature conditions, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 271, 114156, doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114156 (WOS: 000663802700012), IF₂₀₂₀=5,407 (Q1 – Mechanics).
- [3] N. Movahedi, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Radial crushing response of ex-situ foam-filled tubes at elevated temperatures, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 277, 114634, doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114634 (WOS: 000703117500002), IF₂₀₂₀=5,407 (Q1 Mechanics).
- [4] D.K. Rajak, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Crushing response of Composite Metallic Foams: Density and High Strain Rate effects, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 871, 159614, doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159614 (WOS: 000645004000010), IF₂₀₂₀=5,316 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [5] D.I. Stoia, L. Marsavina, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Mode I critical energy release rate of additively manufactured polyamide samples, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* (ISSN: 0167-8442), 114, 102968, doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.102968 (WOS: 000675850400002), IF₂₀₂₀=4,017 (Q1 Engineering, Mechanica).
- [6] L. Marşavina, C. Vălean, M. Mărghitaş, E. Linul (Autor corespondent), S.M. Javad Razavi, F. Berto, R. Brighenti (2021) Effect of the manufacturing parameters on the tensile and fracture properties of FDM 3D-printed PLA specimens, *Engineering Fracture Mechanics* (ISSN: 0013-7944), Lucrare acceptată, IF₂₀₂₀=4,406 (Q1 Mechanics).
- [7] D.M. Imani, M.R.M. Aliha, E. Linul, L. Marsavina (2021) New mixed mode I/II fracture toughness testing specimen for Polyurethane foam with different cell densities, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* (ISSN: 0167-8442), 117, 103171, doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.103171, IF₂₀₂₀=4,017 (Q1 Engineering, Mechanical).
- [8] D.K. Rajak, P.H. Wagh, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Manufacturing technologies of Carbon/Glass Fiber-Reinforced Polymer Composites and their properties: A Review, *Polymers*

(eISSN: 2073-4360), 13(21), 3721, doi.org/10.3390/polym13213721 (WOS: 000718584800001), IF₂₀₂₀=4,329 (Q1 – Polymer Science).

- [9] D.K. Rajak, P.H. Wagh, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Synthetic Fibers: Classifications, properties and applications, *Journal of Materials Research and Technology* (ISSN: 2238-7854), Lucrare acceptată, IF₂₀₂₀=5,039 (Q1 – Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [10] G. Epasto, F. Distefano, H. Mozafari, E. Linul, V. Crupi (2021) Nondestructive evaluation of aluminium foam panels subjected to impact loading, *Applied Sciences* (eISSN: 2076-3417), 11 (3), 1148, doi.org/10.3390/app11031148 (WOS: 000614974200001), IF₂₀₂₀=2,679 (Q2 Engineering, Multidisciplinary).
- [11] G. Epasto, F. Distefano, L. Gu, H. Mozafari, E. Linul (Autor corespondent) (2020) Design and optimization of Metallic Foam Shell protective device against flying ballast impact damage in railway axles, *Materials & Design* (ISSN: 0264-1275), 196, 109120, doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109120 (WOS: 000588266900001), IF₂₀₂₀=7,991 (Q1 Materials Science, Multidisciplinary).
- [12] A.I. Bucur, E. Linul, B.O. Taranu (2020) Hydroxyapatite coatings on Ti substrates by simultaneous precipitation and electrodeposition, *Applied Surface Science* (ISSN: 0169-4332), 527, 146820, doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.146820 (WOS: 000564206200001), IF₂₀₂₀=6,707 (Q1 Materials Science, Coatings & Films).
- [13] D. Pietras, E. Linul (Autor corespondent), T. Sadowski, A. Rusinek (2020) Out-of-plane crushing response of aluminum honeycombs in-situ filled with graphene-reinforced polyurethane foam, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 249, 112548, doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112548 (WOS: 000555562900007), IF₂₀₂₀=5,407 (Q1 Mechanics).
- [14] E. Linul (Autor corespondent), L. Marşavina, C. Vălean, R. Bănică (2020) Static and dynamic mode I fracture toughness of rigid PUR foams under room and cryogenic temperatures, *Engineering Fracture Mechanics* (ISSN: 0013-7944), 225, 106274, doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.12.007 (WOS: 000507345600031), IF₂₀₂₀=4,406 (Q1 Mechanics).
- [15] T. Fiedler, K. Al-Sahlani, P.A. Linul, E. Linul (2020) Mechanical properties of A356 and ZA27 metallic syntactic foams at cryogenic temperature, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 813, 152181, doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152181 (WOS: 000490133900042), IF₂₀₂₀=5,316 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [16] E. Linul, L. Marsavina, D.I. Stoia (2020) Mode I and II fracture toughness investigation of Laser-Sintered Polyamide, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* (ISSN: 0167-8442), 106, 102497, doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102497 (WOS: 000519657500046), IF₂₀₂₀=4,017 (Q1 Engineering, Mechanical).

- [17] L. Marşavina, E. Linul (2020) Fracture toughness of rigid polymeric foams: A review, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (ISSN: 8756-758X), 43(11), 2483-2514, doi.org/10.1111/ffe.13327 (WOS: 000562229500001), IF₂₀₂₀=3,459 (Q2 Materials Science, Multidisciplinary).
- [18] DI Stoia, L Marsavina, E. Linul (Autor corespondent) (2020) Mode I fracture toughness of polyamide and alumide samples obtained by Selective Laser Sintering additive process, *Polymers* (eISSN: 2073-4360), 12(3), 640, doi.org/10.3390/polym12030640 (WOS: 000525952000139), IF₂₀₂₀=4,329 (Q1 Polymer Science).
- [19] O. Khezrzadeh, O. Mirzaee, E. Emadoddin, E. Linul (Autor corespondent) (2020) Anisotropic compressive behavior of metallic foams under extreme temperature conditions, *Materials* (eISSN: 1996-1944), 13(10), 2329, doi.org/10.3390/ma13102329 (WOS: 000539277000121), IF₂₀₂₀=3,623 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [20] A. Pugna, R. Negrea, E. Linul, L. Marsavina (2020) Is Fracture Toughness of PUR Foams a Material Property? A Statistical Approach, *Materials* (eISSN: 1996-1944), 13(21), 4868, doi.org/10.3390/ma13214868 (WOS: 000589326600001), IF₂₀₂₀=3,623 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [21] E. Linul (Autor corespondent), D. Lell, N. Movahedi, C. Codrean, T. Fiedler (2019) Compressive properties of Zinc Syntactic Foams at elevated temperatures, *Composites Part B-Engineering* (ISSN: 1359-8368), 167, 122-134, doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.12.019 (WOS:000465060200013), IF₂₀₁₉=7,635 (Q1 Materials Science, Composites).
- [22] E. Linul (Autor corespondent), L. Marşavina, P.A. Linul, J. Kovacik (2019) Cryogenic and high temperature compressive properties of Metal Foam Matrix Composites, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 209, 490-498, doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.11.006 (WOS: 000454690700042), IF₂₀₁₉=5,138 (Q1 Mechanics).
- [23] D.K. Rajak, N.N. Mahajan, E. Linul (Autor corespondent) (2019) Crashworthiness performance and microstructural characteristics of foam-filled thin-walled tubes under diverse strain rate, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 775, 675-689, doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.160 (WOS: 000450981100080), IF₂₀₁₉=4,650 (Q1 – Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [24] D.K. Rajak, D.D. Pagar, P.L. Menezes, E. Linul (Autor corespondent) (2019) Fiber-Reinforced Polymer composites: Manufacturing, properties, and applications, *Polymers* (eISSN: 2073-4360), 2019, 11(10), 1667, doi.org/10.3390/polym11101667 (WOS: 000495382700136), IF₂₀₁₉=3,426 (Q1 Polymer Science).
- [25] D.I. Stoia, L. Marşavina, E. Linul (Autor corespondent) (2019) Correlations between process parameters and outcome properties of Laser-Sintered Polyamide, *Polymers* (eISSN: 2073-4360), 11(11), 1850, doi.org/0.3390/polym1111850 (WOS: 000503279200122), IF₂₀₁₉=3,426 (Q1 Polymer Science).

- [26] M.R.M. Aliha, S.S. Mousavi, A. Bahmani, E. Linul, L. Marsavina (2019) Crack initiation angles and propagation paths in polyurethane foams under mixed modes I/II and I/III loading, *Theoretical* and Applied Fracture Mechanics (ISSN: 0167-8442), 101, 152-161, doi.org/10.1016/j.tafmec.2019.02.016 (WOS: 000466257700015), IF₂₀₁₉=3,021 (Q1 – Mechanics).
- [27] M. Vodă, C. Codrean, D. Chicot, V.A. Serban, I.D. Utu, E. Linul, D. Buzdugan (2019) Characterization of brazed joints by electrical resistance spot brazing with Nibased amorphous selfflux alloys, *Journal of Manufacturing Processes* (ISSN: 1526-6125), 37, 617-627, doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.029 (WOS: 000465052000059), IF₂₀₁₉=4,046 (Q2 – Materials Science, Multidisciplinary).
- [28] D.I. Stoia, E. Linul, L. Marsavina (2019) Influence of Manufacturing Parameters on Mechanical Properties of Porous Materials by Selective Laser Sintering, *Materials* (eISSN: 1996-1944), 12(6), 871, doi.org/10.3390/ma12060871 (WOS: 000464362100010), IF₂₀₁₉=3,057 (Q2 – Materials Science, Multidisciplinary).
- [29] L. Marsavina, O. Pop, E. Linul (2019) Mechanical and fracture properties of particleboard, *Frattura ed Integrità Strutturale* (ISSN: 1971-8993), 47, 266-276, doi.org/10.3221/IGF-ESIS.47.20 (WOS: 000453835800020), IF₂₀₁₉=NA (Q – NA).
- [30] E. Linul (Autor corespondent), N. Movahedi, L. Marsavina (2018) The temperature and anisotropy effect on compressive behavior of cylindrical closed-cell aluminum-alloy foams, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 740, 1172-1179, doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.102 (WOS: 000425494200138), IF₂₀₁₈=4,175 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [31] M. Taherishargh, E. Linul, S. Broxtermann, T. Fiedler (2018) The mechanical properties of expanded perlite-aluminium syntactic foam at elevated temperatures, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 737, 590-596, doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.083 (WOS: 000419212900071), IF₂₀₁₈=4,175 (Q1 – Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [32] E. Linul (Autor corespondent), C. Vălean, P.A. Linul (2018) Compressive behavior of aluminum microfibers reinforced semi-rigid polyurethane foams, *Polymers* (eISSN: 2073-4360), 10(12), 1298, doi.org/10.3390/polym10121298 (WOS: 000454748700006), IF₂₀₁₈=3,164 (Q1 Polymer Science).
- [33] M.R.M. Aliha, E. Linul, A. Bahmani, L. Marsavina (2018) Experimental and theoretical fracture toughness investigation of PUR foams under mixed mode I+III loading, *Polymer Testing* (ISSN: 0142-9418), 67, 75-83, doi.org/10.1016/j.polymertesting.2018.02.015 (WOS: 000432644900011), IF₂₀₁₈=2,943 (Q1 Materials Science, Characterization & Testing).
- [34] N. Movahedi, E. Linul (Autor corespondent) (2018) Mechanical properties of Light Expanded Clay Aggregated (LECA) filled tubes, *Materials Letters* (ISSN: 0167-577X), 217, 194-197, doi.org/10.1016/j.matlet.2018.01.078 (WOS: 000425368200049), IF₂₀₁₈=3,019 (Q2 – Materials Science, Multidisciplinary).

- [35] E. Linul (Autor corespondent), N. Movahedi, L. Marsavina (2018) On the lateral compressive behavior of empty and ex-situ aluminum Foam-Filled Tubes at high temperature, *Materials* (eISSN: 1996-1944), 11(4), 554, doi.org/10.3390/ma11040554 (WOS: 000434710200096), IF₂₀₁₈=2,972 (Q2 Materials Science, Multidisciplinary).
- [36] J. Kovacik, L. Marsavina, E. Linul (2018) Poisson's ratio of closed-cell aluminium foams, *Materials* (eISSN: 1996-1944), 11(10), 1904, doi.org/10.3390/ma11101904 (WOS: 000448658400118), IF₂₀₁₈=3,019 (Q2 – Materials Science, Multidisciplinary).
- [37] E. Linul (Autor corespondent), D.A. Serban, L. Marsavina (2018) Influence of cell topology on mode I fracture toughness of cellular structures, *Physical Mesomechanics* (ISSN: 1029-9599), 21(2), 178-186, doi.org/10.1134/S1029959918020121 (WOS: 000431515700012), IF₂₀₁₈=1,551 (Q2 Materials Science, Characterization & Testing).
- [38] N. Movahedi, E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2018) The Temperature effect on the compressive behavior of closed-cell aluminum-alloy foams, *Journal of Materials Engineering and Performance* (ISSN: 1059-9495), 27(1), 99-108, doi.org/10.1007/s11665-017-3098-4 (WOS: 000419533500012), IF₂₀₁₈=1,476 (Q3 Materials Science, Multidisciplinary).
- [39] E. Linul (Autor corespondent), N. Movahedi, L. Marsavina (2017) The temperature effect on the axial quasi-static compressive behavior of ex-situ aluminum foam-filled tubes, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 180, 709-722, doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.08.034 (WOS: 000410632800057), IF₂₀₁₇=4,101 (Q1 Materials Science, Composites).
- [40] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, J. Kováčik (2017) Collapse mechanisms of metal foam matrix composites under static and dynamic loading conditions, *Materials Science & Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing* (ISSN: 0921-5093), 690, 214-224, doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.009 (WOS: 000399511400024), IF₂₀₁₇=3,414 (Q1 – Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [41] E. Linul (Autor corespondent), D.A. Şerban, L. Marsavina, T. Sadowski (2017) Assessment of collapse diagrams of rigid polyurethane foams under dynamic loading conditions, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* (ISSN: 1644-9665), 17(3), 457-466, doi.org/10.1016/j.acme.2016.12.009 (000411913700001), IF₂₀₁₇=2,763 (Q1 Engineering, Mechanical).
- [42] E. Linul, D.A. Şerban, L. Marsavina, J. Kovacik (2017) Low-cycle fatigue behaviour of ductile closed-cell aluminium alloy foams, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (ISSN: 8756-758X), 40(4), 597-604, doi.org/10.1111/ffe.12535 (WOS: 000397876700010), IF₂₀₁₇=2,533 (Q1 Engineering, Mechanical).
- [43] N. Movahedi, E. Linul (Autor corespondent) (2017) Quasi-static compressive behavior of the exsitu aluminum-alloy foam-filled tubes under elevated temperature conditions, *Materials Letters* (ISSN: 0167-577X), 206, 182-184, doi.org/10.1016/j.matlet.2017.07.018 (WOS: 000407407300047), IF₂₀₁₇=2,687 (Q2 Materials Science, Multidisciplinary).
- [44] L. Marsavina, F. Berto, R. Negru, D.A. Serban, E. Linul (2017) An engineering approach to predict mixed mode fracture of PUR foams based on ASED and micromechanical modeling, Theoretical and Applied Fracture **Mechanics** (ISSN: 0167-8442), 91, 148-154, doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.06.008 (WOS: 000413389100019), IF₂₀₁₇=2,215 (Q2 Engineering, Mechanical).
- [45] E. Linul, L. Marsavina, J. Kovacik, T. Sadowski (2017) Dynamic and quasi-static compression tests of closed-cell aluminium alloy foams, *Proceedings of the Romanian Academy Series A-Mathematics Physics Technical Sciences Information Science* (ISSN: 1454-9069), 18(4), 361-369, doi (NA) (WOS: 000418158300010), IF₂₀₁₇=1,752 (Q2 – Multidisciplinary Sciences).
- [46] L. Marsavina, J. Kovacik, E. Linul (2016) Experimental validation of micromechanical models for brittle aluminium alloy foam, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* (ISSN: 0167-8442), 83, 11-18, doi.org/10.1016/j.tafmec.2015.12.020 (WOS: 000374357500003), IF₂₀₁₆=2,659 (Q1 Engineering, Mechanical).
- [47] L. Marsavina, D.M. Constantinescu, E. Linul, F.A. Stuparu, D.A. Apostol (2016) Experimental and numerical crack paths in PUR foams, *Engineering Fracture Mechanics* (ISSN: 0013-7944), 167, 68-83, doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.03.043 (WOS: 000387329000007), IF₂₀₁₆=2,151 (Q2 Mechanics).
- [48] D.A. Apostol, F. Stuparu, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2016) Experimental and XFEM Analysis of Mode II Propagating Crack in a Polyurethane Foam, *Materiale Plastice* (ISSN: 0025-5289), 53(4), 685-688, doi (NA) (WOS: 000395047100024), IF₂₀₁₆=0,778 (Q4 Materials Science, Multidisciplinary).
- [49] D.A. Apostol, F. Stuparu, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2016) Crack Length Influence on Stress Intensity Factors for the Asymmetric Four-point Bending Testing of a Polyurethane Foam, *Materiale Plastice* (ISSN: 0025-5289), 53(2), 280-282, doi (NA) (WOS: 000380629300021), IF₂₀₁₆=0,778 (Q4 – Materials Science, Multidisciplinary).
- [50] J. Kovácik, J. Jerz, N. Mináriková, L. Marsavina, E. Linul (2016) Scaling of compression strength in disordered solids: metallic foams, *Frattura ed Integrità Strutturale* (ISSN: 1971-8993), 36, 55-62, doi.org/10.3221/IGF-ESIS.36.06 (WOS: 000393169300006), IF₂₀₁₆=NA (Q – NA).
- [51] R. Negru, L. Marsavina, T. Voiconi, E. Linul, H. Filipescu, G. Belciu (2015) Application of TCD for brittle fracture of notched PUR materials, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* (ISSN: 0167-8442), 80, 87-95, doi.org/10.1016/j.tafmec.2015.05.005 (WOS: 000366340100012), IF₂₀₁₅=2,025 (Q1 Engineering, Mechanical).
- [52] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2015) Assessment of sandwich beams with rigid polyurethane foam core using failure-mode maps, *Proceedings of the Romanian Academy Series A-Mathematics Physics Technical Sciences Information Science* (ISSN: 1454-9069), 16(4), 522-530, doi (NA) (000367500300007), IF₂₀₁₅=1,735 (Q2 – Multidisciplinary Sciences).

- [53] L. Marsavina, D.M. Constantinescu, E. Linul, T. Voiconi, D.A. Apostol (2015) Shear and mode II fracture of PUR foams, *Engineering Failure Analysis* (ISSN: 1350-6307), 58, 465-476, doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.05.021 (WOS: 000364917900013), IF₂₀₁₅=1,358 (Q2 Materials Science, Characterization & Testing).
- [54] D.A. Şerban, E. Linul, T. Voiconi, L. Marsavina, N. Modler (2015) Numerical evaluation of twodimensional micromechanical structures of anisotropic cellular materials: case study for polyurethane rigid foams, *Iranian Polymer Journal* (ISSN: 1026-1265), 24, 515-529, doi.org/10.1007/s13726-015-0342-3 (WOS: 000357519800008), IF₂₀₁₅=1,684 (Q2 – Polymer Science).
- [55] D. A. Şerban, T. Voiconi, E. Linul, L. Marsavina, N. Modler (2015) Viscoelastic properties of PUR foams: Impact excitation and dynamic mechanical analysis, *Materiale Plastice* (ISSN: 0025-5289), 52(4), 537-541, doi (NA) (WOS:000368971900025), IF₂₀₁₅=0,903 (Q4 – Materials Science, Multidisciplinary).
- [56] L. Marsavina, E. Linul, T. Voiconi, D. Constantinescu, D. Apostol (2015) On the crack path under mixed mode loading on PUR foams, *Frattura ed Integrità Strutturale* (ISSN: 1971-8993), 34, 444-453, doi.org/10.3221/IGF-ESIS.34.43 (WOS: 000385961800043), IF₂₀₁₅=NA (Q – NA).
- [57] L. Marsavina, D.M. Constantinescu, E. Linul, D.A. Apostol, T. Voiconi, T. Sadowski (2014) Refinements on fracture toughness of PUR foams, *Engineering Fracture Mechanics* (ISSN: 0013-7944), 129, 54-66, doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.12.006 (WOS: 000344987200007), IF₂₀₁₄=1,767 (Q2 – Mechanics).
- [58] E. Linul (Autor corespondent), T. Voiconi, L. Marsavina (2014) Determination of mixed mode fracture toughness of PUR foams, *Structural Integrity and Life* (ISSN: 1451-3749), 14(2), 87-92, doi (NA) (WOS: NA), IF₂₀₁₄=NA (Q – NA).
- [59] T. Voiconi, R. Negru, E. Linul, L. Marsavina, H. Filipescu (2014) The notch effect on fracture of polyurethane materials, *Frattura ed Integrità Strutturale* (ISSN: 1971-8993), 30, 101-108, doi.org/10.3221/IGF-ESIS.30.14 (WOS: NA), IF₂₀₁₄=NA (Q – NA).
- [60] M. Birsan, T. Sadowski, L. Marsavina, E. Linul, D. Pietras (2013) Mechanical behavior of sandwich composite beams made of foams and functionally graded materials, *International Journal* of Solids and Structures (ISSN: 0020-7683), 50, 519-530, doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.10.011 (WOS: 000314008900005), IF₂₀₁₃=2,035 (Q1 – Mechanics).
- [61] L. Marsavina, E. Linul, T. Voiconi, T. Sadowski (2013) A comparison between dynamic and static fracture toughness of polyurethane foams, *Polymer Testing* (ISSN: 0142-9418), 32, 673-680, doi.org/10.1016/j.polymertesting.2013.03.013 (WOS: 000320090700008), IF₂₀₁₃=1,816 (Q1 Materials Science, Characterization & Testing).
- [62] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, Prediction of fracture toughness for open cell polyurethane foams by finite element micromechanical analysis, *Iranian Polymer Journal* (ISSN: 1026-1265), 20(9), 736-746, doi (000295947200004), IF₂₀₁₁=0,936 (Q3 – Polymer Science).

B. Articole științifice publicate în Jurnale BDI (indexate Scopus)

- L. Marşavina, D.I. Stoia, E. Linul (2021) Fracture toughness in additive manufacturing by selective laser sintering: an overview, *Material Design and Processing Communications* (ISSN: 2577-6576), 1-7, doi.org/10.1002/mdp2.254.
- [2] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, J. Kovacik (2018) Compressive behavior and energy absorption capability of reinforced closed-cell aluminum alloy foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012079, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012079.
- [3] E. Linul (Autor corespondent), P.A. Linul, C. Valean, L. Marsavina, D. Silaghi-Perju (2018) Manufacturing and compressive mechanical behavior of reinforced Polyurethane Flexible (PUF) foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012053, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012053.
- [4] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, M. Georgescu (2018) The anisotropy effect of closed-cell Polyisocyanurate (PIR) Rigid foam under quasi-static compression loads, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012037, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012037.
- [5] E. Linul (Autor corespondent), K. Korniejenko, D.A. Şerban, R. Negru, L. Marşavina, M. Łach, J. Mikuła (2018) Quasi-static mechanical characterization of lightweight fly ash-based geopolymer foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012102, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012102.
- [6] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2016) Particularities of the asymmetric four-point bending testing of polyurethane foams, UPB Scientific Bulletin, Series D: Mechanical Engineering (ISSN: 1454-2358), 78(2), 57-66.

C. Articole științifice publicate în alte Jurnale

- E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, T. Sadowski (2016) Effect of density, anisotropy and temperature on dynamic compression behavior of PUR foams, *Romanian Journal of Technical Sciences-Applied Mechanics* (ISSN: 2601-5811), 61(2), 176-186.
- [2] L. Marsavina, E. Linul (2016) Multiscale fracture of cellular materials, *International Journal of Terraspace Science and Engineering* (ISSN: 1943-3514), 8(2), 75-82.
- [3] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2015) Mixed-Mode Testing for an Asymmetric Four-Point Bending Configuration of Polyurethane Foams, *Applied Mechanics and Materials* (ISSN: 1662-7482), 760, 239-244.
- [4] D.A. Şerban, E. Linul, C. Nes, L. Marsavina (2015) Numerical modelling of damage and failure of ductile materials in Finite Element Analysis, *Buletinul Universitatii Petrol-Gaze din Ploiesti*. *Seria Te*hnica (ISSN: 1224-8495), LXVII (2), 11-20.

- [5] T. Voiconi, E. Linul, L. Marsavina, M. Hluscu, D. Silaghi-Perju, E. Vasilean (2015) Determination of elastic properties for rigid polyurethane foams using Impulse Excitation Techniques, *Scientific Bulletin of the Politehnica University of Timisoara. Transactions on Mechanics* (ISSN: 1224-6077), 58(72)(1), 83-88.
- [6] E. Linul (Autor corespondent), T. Voiconi, L. Marsavina, D. Silaghi-Perju (2013) Fracture toughness investigations of PUR foams using Asymetric Semi-Circular Bend (ASCB) specimens, *Buletinul Universitatii Petrol-Gaze din Ploiesti. Seria Tehnica* (ISSN: 1224-8495), LXV(4), 7-16.
- [7] D.M. Constantinescu, D.A. Apostol, L. Marsavina, E. Linul (2012) Influence of temperature and speed of testing on the compression behaviour of polyurethane foams, *Buletinul Universitatii Petrol-Gaze din Ploiesti. Seria Tehnica* (ISSN: 1224-8495), LXIV(4), 7-14.
- [8] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, T. Voiconi, J. Kováčik (2012) Experimental determination of compressive properties for closed-cell aluminium foams, *Buletinul Universitatii Petrol-Gaze din Ploiesti. Seria Tehnica* (ISSN: 1224-8495), LXIV(4), 51-56.
- [9] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2012) The effect of loading rate and direction of formation on fracture toughness of rigid polyurethane foams, *Journal of Engineering Studies and Research* (ISSN: 2068-7559), 18(1), 120-127.
- [10] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2011) Experimental determination of compressive properties for rigid polyurethane foams, *Buletinul Universitatii Petrol-Gaze din Ploiesti. Seria Tehnica* (ISSN: 1224-8495), LXIII(1), 199-204.

1.2.2.2. Articole științifice publicate în volumele unor Conferințe

A. Articole științifice publicate în volumele unor Conferințe indexate ISI (Web of Science)

- C. Vălean, C. Şoşdean, L. Marşavina, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Mechanical characterization of lightweight foam-based sandwich panels, 8th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS2020), Timisoara (Romania), October 07-09, 2020, Published in: *Materials Today: Proceedings* (ISSN: 2214-7853) 45, 4166-4170, doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.035 (WOS: 000655645500015).
- [2] C. Vălean, L. Marşavina, M. Mărghitaş, E. Linul, J. Razavi, F. Berto (2020) Effect of manufacturing parameters on tensile properties of FDM printed specimens, 1st Mediterranean Conference on Fracturea Structural Integrity (MEDFRACT1), Atena (Grece), February 26-28, 2020, Published in: *Procedia Structural Integrity* (ISSN: 2452-3216), 26, 313-320, doi.org/10.1016/j.prostr.2020.06.040 (WOS: 000591520100039).
- [3] C. Vălean, L. Marşavina, M. Mărghitaş, E. Linul, J. Razavi, F. Berto, R. Brighenti (2020) The effect of crack insertion for FDM printed PLA materials on Mode I and Mode II fracture toughness, 1st Virtual European Conference on Fracture (VECF1), Madeira (Portugal), June 29-July 01, 2020,

Published in: *Procedia Structural Integrity* (ISSN: 2452-3216), 28, 1134-1139, doi.org/10.1016/j.prostr.2020.11.128 (WOS: 000632387500130).

- [4] L. Marsavina, O. Pop, E. Linul (2018) Mixed mode fracture toughness of particleboard, IGF Workshop on Fracture and Structural Integrity Ten Years of Fracture and Structural Integrity, Cassino (Italy), June 04-06, 2018, Published in: *Procedia Structural Integrity* (ISSN: 2452-3216), 9, 47-54, doi.org/10.1016/j.prostr.2018.06.010 (WOS: 000455441900007).
- [5] E. Linul (Autor corespondent), D.A. Serban, T. Voiconi, L. Marsavina, T. Sadowski (2014) Energy-absorption and efficiency diagrams of rigid PUR foams, 14th Symposium on Experimental Stress Analysis and Materials Testing, Timisoara (Romania), May 23-25, 2013, Published in: *Key Engineering Materials* (ISSN: 1013-9826), 601, 246-249, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.601.246 (WOS: 000343792400057).
- [6] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2014) Analysis of Deformation Bands in Polyurethane Foams, 14th Symposium on Experimental Stress Analysis and Materials Testing, Timisoara (Romania), May 23-25, Published in: *Key Engineering Materials* (ISSN: 1013-9826), 601, 250-253, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.601.250 (WOS: 000343792400058).
- J. Kovacik, L. Marsavina, A. Adamcikova, F. Simancik, R. Florek, M. Nosko, P. Tobolka, P. Minar, N. Minarikova, J. Jerz, E. Linul (2014) Uniaxial compression tests of metallic foams: A Recipe, 14th Symposium on Experimental Stress Analysis and Materials Testing, Timisoara (Romania), May 23-25, Published in: *Key Engineering Materials* (ISSN: 1013-9826), 601, 237-241, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.601.237 (WOS: 000343792400055).
- [8] T. Voiconi, E. Linul, L. Marsavina, J. Kovacik, M. Knec (2014) Experimental determination of mechanical properties of aluminium foams using Digital Image Correlation, 14th Symposium on Experimental Stress Analysis and Materials Testing, Timisoara (Romania), May 23-25, Published in: *Key Engineering Materials* (ISSN: 1013-9826), 601, 254-257, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.601.254 (WOS: 000343792400059).
- [9] T. Voiconi, E. Linul, L. Marsavina, T. Sadowski, M. Knec (2014) Determination of flexural properties of rigid PUR foams using digital image correlation, 5th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS2013), Timisoara (Romania), October 24-25, 2013, Published in: *Solid State Phenomena* (ISSN: 1012-0394), 216, 116-121, doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.216.116 (WOS: 000347924100020).
- [10] L. Marsavina, D.M. Constantinescu, E. Linul, T. Voiconi, D.A. Apostol, T. Sadowski (2014) Evaluation of mixed mode fracture for PUR foams, 20th European Conference on Fracture-Fracture at all scales (ECF20), Trondheim (Norway), June 30-July 04, 2014, Published in: *Procedia Materials Science* (ISSN: 2211-8128), 3, 1342-1352, doi:10.1016/j.mspro.2014.06.217 (WOS: 000398274600212).
- [11] E. Linul (Autor corespondent), T. Voiconi, L. Marsavina, T. Sadowski (2013) Study of factors influencing the mechanical properties of polyurethane foams under dynamic compression,

International Symposium on Dynamic Deformation and Fracture of Advanced Materials (D2FAM 2013), Loughborough (England), September 09-11, 2013, *Journal of Physics: Conference Series* (ISSN: 1742-6588), 451, 012002, doi:10.1088/1742-6596/451/1/012002 (WOS: 000322473800002).

[12] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, T. Sadowski and M. Kneć (2012) Size effect on fracture toughness of rigid polyurethane foams, 4th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2011), Timisoara (Romania), October 27-28, 2011, Published in: *Solid State Phenomena* (ISSN: 1012-0394), 188, 205-210, doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.188.205 (WOS: 000308047400035).

B. Articole științifice publicate în volumele unor Conferințe indexate BDI (Scopus)

- C. Vălean, E. Linul (2018) Comparative study of plastic strain accumulations at thermal cycles for solder alloys, 7th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2018), Timisoara (Romania), 28 - 31 March 2018, Published in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012092, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012092.
- [2] C. Ghiani, E. Linul, M.C. Porcu, L. Marsavina, N. Movahedi, F. Aymerich (2018) Metal foamfilled tubes as plastic dissipaters in earthquake-resistant steel buildings, 7th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2018), Timisoara (Romania), 28 - 31 March 2018, Published in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 416, 012051, doi:10.1088/1757-899X/416/1/012051.
- [3] E. Linul, L. Marsavina, J. Kovacik (2018) Damage investigation of composite sandwich beams subjected to low-velocity impact, 14th International Conference on Fracture (ICF 2017), Rhodes (Grece), 18-23 June 2017, Published in: *International Conference on Fracture* (ISBN: 978-1-5108-7848-8), 2, 462-463.
- [4] D.A. Şerban, E. Linul, S. Sărăndan, L. Marşavina (2016) Development of parametric Kelvin structures will closed cells, 6th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2015), Timişoara (Romania), 16-17 October 2015, Published in: *Solid State Phenomena* (ISSN: 1012-0394), 254, 49-54, doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.254.49.
- [5] L. Marsavina, E. Linul, T. Voiconi, R. Negru (2016) Experimental investigations and numerical simulations of notch effect in cellular plastic materials, 3rd International Conference on Competitive Materials and Technology Processes (IC-CMTP 2014), Miskolc-Lillafured (Hungary), 6-10 October 2014, Published in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (ISSN: 1757-899X), 123(1), 012060, doi:10.1088/1757-899X/123/1/012060.
- [6] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul (2013) Mixed mode fracture toughness evaluation of polyurethane foams, 30th Danubia-Adria Symposium on Advances in Experimental Mechanics (DAS 2013-Proceedings), Primošten (Croatia), 25-28 September 2013, Published in:

Croatian Society of Mechanics (ISBN: 978-953753917-7), Eds. Alfirevic I. and Semenski D., 207-208.

- [7] L. Marsavina, D.M. Constantinescu, E. Linul, T. Voiconi, D.A. Apostol, T. Sadowski (2013) Damage identification and influence on mechanical properties of closed cell rigid foams, 13th International Conference on Fracture (ICF 2013), Beijing (China), 16-21 June 2013, Published in: *Chinese Society of Theoretical and Applied Mechanics*, 4, 2895-2901.
- [8] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, L. Marsavina, E. Linul, (2012) Densification and energy efficiency of polyurethane foams, 29th Danubia-Adria Symposium on Advances in Experimental Mechanics (DAS 2012), Belgrade (Serbia), 26-29 September 2012, Published in: *University of Belgrade* (ISBN: 978-867083762-1), 2012, 120-121.
- [9] L. Marsavina, E. Linul, T. Sadowski, M. Knec, D.A. Apostol (2012) On fracture toughness of polyurethane foams, 19th European Conference on Fracture 2012 (ECF19): Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety, Kazan (Russia), 26-31 August 2012, Published in: *European Structural Integrity Society* (ISBN: 978-1-5108-1056-3), p. 1743.

C. Articole științifice publicate în volumele altor Conferințe

- [1] P.A. Linul, R. Banica, O.A. Grad, E. Linul, N. Vaszilcsin, Highly electroconductive porous structures coated with silver nanowires, *Proceedings of the TIM20-21 Physics Conference*, online conference organized by the West University of Timisoara, Timisoara (Romania), 11-13 November 2021.
- [2] L. Marsavina, D.I. Stoia, E. Linul, Mixed modes crack paths in SCB specimens obtained via SLS, Proceedings of The 7th International Conference on Crack Paths (CP 2021), Parma (Italy), 21-24 September 2021.
- [3] M.R.M. Aliha, A. Bahmani, E. Linul, L. Marsavina, S.S. Mousavi, A. Mousavi, Investigation of fracture initiation angle and propagation path for PUR foams under mixed mode I/III loading, *Proceedings of The 6th International Conference on CRACK PATHS* (CP 2018), Verona (Italy), 19-21 September 2018.
- [4] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, P.A. Linul, J. Kovacik, T. Sadowski, A. But, Cryogenic and high temperature behavior of metal foam matrix composites (MFMCs) under static and impact compression loads, *Proceedings of the 21st International Conference on Composite Structures*, (ICCS21), organized by the University of Bologna, Bologna (Italy), 4-7 September 2018.
- [5] E. Linul (Autor corespondent), D.A. Şerban, L. Marşavina, J. Kovacik, Fatigue behaviour of ductile closed-cell aluminium alloy foams, *Proceedings of the 16th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture* (NT2F16) (ISBN: 978-953-7738-39-6), Dubrovnik (Croatia), 201-202, 24-27 May 2016.

- [6] L. Marsavina, J. Kovacik, T. Voiconi, E. Linul, T. Sadowski, M. Knec, Failure of metallic foams under different loading conditions, *Proceedings of the 4th International Conference of Engineering Against Failure* (ICEAF4), Skiathos Island (Greece), p. 13, 24-26 June 2015.
- [7] E. Linul (Autor corespondent), T. Voiconi, L. Marsavina, J. Kováčik, T. Sadowski, M. Kneć, Failure mechanisms of sandwich beams with stainless steel mesh faces and aluminum foam core under static and dynamic loading conditions, *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Structures* (ICCS18), Lisbon (Portugal), p. 76, 15-18 June 2015.
- [8] T. Voiconi, R. Negru, E. Linul, L. Marsavina, Notch effect on mixed mode fracture of cellular materials, *Proceedings of the* First Multi-Lateral Workshop on "Fracture and Structural Integrity related Issues", Catania (Italy), 15-17 September 2014.
- [9] L. Marsavina, D. Constantinescu, E. Linul, T. Voiconi, T. Sadowski, Evaluation of mixed mode fracture criteria for PUR foams, *Proceedings of the 20th European Conference on Fracture* (ECF20), Trondheim (Norway), 30 June-4 July 2014.
- [10] T. Voiconi, L. Marsavina, E. Linul, J. Kovacik, Determination of elastic and damping properties for closed-cell aluminium foams using Impulse Excitation Technique, *Proceedings of the 13th Youth Symposium on Experimental Solid Mechanics* (ISBN: 978-80-01-05556-4), Decin (Czech Republic), No. 1, 141-145, 28 June-2July 2014.
- [11] E. Linul (Autor corespondent), T. Voiconi, L. Marsavina, Simulation of crack propagation in asymmetric semi-circular bend (ASCB) specimens, *Proceedings of the 4th Numerical Simulation Workshop within Continental Automotive Romania*, Timisoara, Romania, 21-22 November 2013.
- [12] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, D. Apostol, D. Constantinescu, T. Sadowski, Effect of density, loading rate, material orientation and temperature on dynamic compression behavior of rigid PUR foams, *Proceedings of the 10th International Conference on Foam Materials & Technology* (FOAMS 2012), Barcelona (Spain), 12-13 September 12-13 2012.
- [13] D.A. Apostol, D.M. Constantinescu, E. Linul, L. Marsavina, Damage extension and failure of polyurethane foams trought bands of deformations, *Proceedings of the 19th European Conference on Fracture* (ECF19), Fracture Mechanics for Durability, Reability and Safety (ISBN: 978-1-5108-1056-3), Kazan, Russia, p. 1076, 26-31 August, 2012.
- [14] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, Influence of geometrical parameters on fracture toughness for open cell foams, *Proceedings of the 19th International Conference in Computer Methods in Mechanics* (CMM), Warsaw (Poland), 9-12 May 2011.
- [15] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, A. Cernescu, Assessment of sandwich beams using failure mode maps, *Proceedings of the 16th International Conference on Composite Structures* (ICCS16), organized by the University of Porto, Porto (Portugal), 28-30 June 2011.

1.2.2.3. Cărți și Capitole de cărți

A. Cărți

- E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina, C. Vălean, *Comportamentul la Rupere al Spumelor Poliuretanice*, Editura Politehnica, ISBN: 978-606-35-0281-1, 169 pagini, 2019.
- [2] E. Linul (Autor corespondent), S.V. Galatanu, D. Silaghi-Perju, Fundamente de Inginerie Mecanică. Solicitări Mecanice, Editura Politehnica, ISBN: 978-606-35-0279-8, 187 pagini, 2019.
- [3] E. Linul (Autor corespondent), D.A. Serban, M. Hluscu, L.D. Pirvulescu, S.V. Galatanu, M. Sava,
 I. Sisak, *Rezistența Materialelor. Lucrări de Laborator*, Editura Politehnica, ISBN: 978-606-35-0280-4, 109 pagini, 2019.
- [4] D. Silaghi-Perju, E. Linul (Autor corespondent), Fundamente de Inginerie Mecanică. Teorie şi Aplicații, Editura Politehnica,, ISBN: 978-606-554-706-3, 228 pagini, 2013.

B. Capitole de Cărți

- E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2017) Experimental determination of mixed-mode fracture toughness for rigid polyurethane foams, in book Fracture at all Scales (268 pages), Lecture Notes in Mechanical Engineering (ISBN: 978-3-319-32633-7), Editors: Guy Pluvinage and Ljubica Milovic, Publisher: Springer International Publishing Switzerland, 221-237, doi.org/10.1007/978-3-319-32634-4_12.
- [2] E. Linul (Autor corespondent), L. Marsavina (2013) Mechanical characterization of rigid PUR foams used for wind turbine blades construction, in book Recent Advances in Composite Materials for Wind Turbines Blades (232 pages), Chapter 10, Editor: Dr. Brahim Attaf, Publisher: The World Academic Publishing Co. Ltd., ISBN: 978-0-9889190-0-6, 171-192, Available from: http://www.academicpub.org/amsa/chapterInfo.aspx.

1.2.2.4. Brevete

- D. K. Rajak, E. Linul, Faucet tap design (FTD) and fabrication method for fluid and gases, The Patent Office India, Journal No. 29/2019, Application No. 201921020711 A, Dated 19/07/2019.
- [2] H. Mozafari, L. Gu, G. Epasto, E. Linul, Ballast impact protection mechanism, Brevet depus in 26.10.2019.

1.2.3. Proiecte de cercetare

Am fost Coordonator de proiect, Cercetător cu Experiență sau Asistent de Cercetare în 12 proiecte de cercetare naționale și internaționale.

1.2.3.1. Coordonator proiect

- [1] ARUT Grant PCD-TC-2017 "Mechanical characterization of advanced composite structures with aluminum foam core", Nr. 16178/2017, Perioada: 11.2017-12.2018.
- [2] National Grant POSDRU/159/1.5/S/1370 "Increasing the structural performance of cellular materials used in wind turbine blades construction", Nr. 6529/05.2014, Perioada: 05.2014-12.2015.

1.2.3.2. Membru în echipa de cercetare

- National Grant CNFIS-FDI-2021-0585 "Dezvoltarea unei infrastructuri didactice și de practică în domeniul fabricației aditive", Perioada: 10.05.2021-17.12.2021, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marșavina).
- [2] International Grant PN-III-P3-3.6-H2020-2020-0079 "Eastern european twinning on structural integrity and reliability of advanced materials obtained through additive manufacturing", Nr. 857124/2019, Perioada: 01.10.2019-31.03.2023, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).
- [3] National Grant CNFIS-FDI-2020-0358 "Susținerea cercetării de excelență din Universitatea Politehnica Timișoara la Centenar", Perioada: 15.04.2020-18.12.2020, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marșavina).
- [4] National Grant PN-III-P1-1.2-PCCDI2017-0391 "Smart buildings adaptable to the effects of climate change", Proiect 1: "Mechanical characterization of cellular materials and sandwich structures with cellular materials cores, used in smart facades", Nr. 30PCCDI/18, Perioada: 01.03.2018-30.06.2021, Coordonator Grant: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Viorel Ungureanu), Coordonator Proiect 1: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).
- [5] International Grant ERANET- LAC-FIBER "Development of ecofriendly composite materials based on geopolymer matrix and reinforced with waste fibers", Nr. ELAC2015/T02-0721, funded by the European Commission, within the FP7. Perioada: 01.01.2017-01.01.2020. Coordonator Grant: Cracow University of Technology (Prof. Janusz Mikuła), Partener: Universitatea Politehnica Timişoara (Dr. Ing. Dan-Andrei Şerban).
- [6] National Bridge Grant PN-III-P2-2.1-BG-2016-0060 "*Transfer of knowledge for fatigue strength evaluation of steering wheels skeleton*", Nr. 89BG/16, Perioada: 30.09.2016-29.09.2018, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).

- [7] National Bridge Grant PN-III-P2-2.1-BG-2016-0125 "Transfer of knowledge for dashboard and head-up display optimization through testing and modelling of advanced materials", Nr. 93BG/16, Perioada: 01.10.2016-31.03.2018, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Dr. Ing. Dan-Andrei Şerban).
- [8] National Grant CNFIS-FDI-2016-0110 "Internaționalizarea învățământului tehnic timișorean prin cursuri online deschise (Politehnica Online)", Perioada: 06.06.2016-06.12.2016, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Lia Dolga).
- [9] National Grant PN-II-ID-PCE-2011-3-0456 "Micro-mechanical modelling of cellular materials with refinements on fracture and damage", Nr. 172/2011, Perioada: 15.10.2011-30.11.2016, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marșavina).
- [10] International Bilateral Agreement SK-RO-0014-12 "Microstructure-mechanical properties relationship for metallic foams", Nr. 653/2013, Perioada: 2013-2015, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).

1.2.4. Proiecte cu industria

Am fost Coordonator de proiect și Membru în echipa proiectului în 12 proiecte cu industria.

1.2.4.1. Coordonator proiect

[1] "Stress-strain tests for steel and steel-aluminum electric conductors", Nr. BC47/29.05.2018, Perioada: 05.2018-08.2018.

1.2.4.2. Membru în echipa proiectului

- "Încercări experimentale şi simulări numerice în vederea agrementării materialului Thermconfort pentru aplicații la acoperişuri tip terasă şi respectiv învelitori hale industriale pe suport tablă cutată", Nr. BC29/29.03.2017, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Mircea Georgescu).
- [2] "Contract Cadru. Determinarea caracteristicilor mecanice ale unor structuri tip Sandwich", Nr. BC62/02.06.2016, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).
- [3] "Contract Cadru. Testări şi investigații asupra componentelor metalice de la centurile de siguranță ale autovehiculelor", Nr. BC79/26.07.2016, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Conf. Dr. Ing. Cosmin Codrean).
- [4] "Încercări de tip stress-strain pentru conductorul ACSR 95/15", Nr. BC101/01.10.2013, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Asist. Dr. Ing. Cristian Neş).
- [5] "Încercări de tip stress-strain pentru conductori de oțel-aluminiu", Nr. BC73/15.07.2013,
 Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Asist. Dr. Ing. Cristian Neş).

- [6] "Încercări de tip stress-strain şi rupere totală pentru conductorul 170AL0/28 MEHST", Nr. 28/27.03.2012, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Asist. Dr. Ing. Cristian Neş).
- [7] "Încercări de tip stress-strain pentru conductori de medie şi înaltă tensiune", Nr. 73/29.06.2012,
 Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Asist. Dr. Ing. Cristian Neş).
- [8] "Încercări de materiale plastice", Nr. 2/12.01.2009, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Liviu Marşavina).
- [9] "Teste de stress-strain la conductori electrici din aluminiu şi otel-aluminiu, conform SR CEI 1089-97 si SR CEI 61089/A1", Nr. BC99/29.09.2009, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Prof. Dr. Ing. Nicolae Faur).
- [10] "Încercări de Stress Strain pentru conductori electrici din aluminiu şi oţel-aluminiu. Tip 4-AL1/22-ST1A (L110)", Nr. BC14/19.01.2009, Coordonator: Universitatea Politehnica Timişoara (Prof. Dr. Ing. Nicolae Faur).
- [11] "Verificarea tehnică la aparatele de masură tip DVIA-6, Număr bucăti 1, Serie 4/1982, utilizate pentru tensionarea ancorelor de tip LEA", Nr. BC185/18.12.2008, Coordonator: Universitatea Politehnica Timișoara (Ing. Cristian Neș).

1.2.5. Stagii de cercetare

1.2.5.1. Stagii de cercetare în străii	inătate
--	---------

S1	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	National Grant PN-III-P1-1.2-PCCDI2017-0391 "Smart buildings adaptable to the effects of climate change", Proiect 1, Nr. 30PCCDI/18.
	Titlul cercetării	Fabricarea prin metalurgia pulberilor și caracterizarea microstructurală a panourilor din spumă metalică
	Locație	Institute of Materials and Machine Mechanics (IMMM), Slovak Academy of Sciences, Dúbravská cesta 9/6319, 845 13 Bratislava, Slovak Republic
	Supervizor	Dr. ing. Jaroslav Kováčik
	Activități	-Fabricarea de panouri din spumă metalică
	desfășurate	-Analize microstructurale ale spumelor
	Materiale	-Pulberi de aliaje de aluminiu
	utilizate	-Pulberi de hidrură de titan
	Parametrii	-Influența cantității pulberilor utilizate
	ınvestıgaţı	-Influența tipului de precursor
		-Influența temperaturii de sinterizare
	Echipamante	-Echipamente pentru prepararea pulberilor metalice
	utilizate	-Mixer pulberi metalice
		-Presă și scule pentru presare uniaxială la rece
		-Cuptoare de sinterizare și recoacere
		-Microscop electronic de baleiaj (SEM)
	Perioada	29 octombrie – 1 noiembrie 2019

S2	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	Acord științific bilateral între LUT (Polonia) – UPT (România)
	Titlul	Caracterizarea cvasi-statică și la impact a fagurilor de aluminiu și a tuburilor
	cercetării	umplute cu faguri de aluminiu
	Locație	Department of Solid Mechanics, Lublin University of Technology
		Nadbystrzycka 38 str. 20-618, Lublin, Poland
	Supervizor	Prof. dr. ing. Tomasz Sadowski
	Activități	-Teste de impact (compresiune)
	desfășurate	-Teste cvasi-statice (compresiune)
		-Elaborarea unui proiect Marie Sklodowska-Curie Individual Fellowships cu titlul "Microstructure-Mechanical Properties Relationship of Graphene- Reinforced Composite Metallic Foams for Automobile and Aerospace Applications".
	Materiale	-Structuri celulare tip fagure de aluminiu
	utilizate	-Tuburi umplute cu faguri de aluminiu
	Parametrii	-Influența densității fagurilor
	investigați	-Influența direcției de încărcare a epruvetelor
		-Influența parametrilor geometrici ai epruvetelor
	Echipamente utilizate	-Mașină de testare la impact Instron Dynatup de 45 kN
		-Mașină cvasi-statică universală de întindere-compresiune de 50 kN
	Perioada	11 – 26 august 2018

S3	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	Acord științific bilateral între LUT (Polonia) – UPT (România)
	Titlul	Investigarea comportamentului materialelor celulare (spume metalice,
	cercetării	polimerice și ceramice) și a compozitelor pe bază de materiale celulare
	Locație	Department of Solid Mechanics, Lublin University of Technology
		Nadbystrzycka 38 str. 20-618, Lublin, Poland
	Supervizor	Prof. dr. ing. Tomasz Sadowski
	Activități	-Teste de impact (compresiune, încovoiere în trei puncte, meanica ruperii)
	desfășurate	-Analize microstructurale (pe epruvete nedeformate și deformate)
	Materiale	-Spume matalice (din aliaje de aluminiu și zinc),
	utilizate	-Spume ceramice (de sticlă și cenușă),
		-Spume polimerice rigide (de poliuretan – PUR și poliizocianurat – PIR)
		-Compozite pe bază de spume (sandwich și tuburi umplute cu spumă).
	Parametrii	-Influența temperaturii de testare
	investigați	-Influența vitezei de încărcare
		-Influența densității
		-Influența anizotropiei (planului de încărcare)
		-Influența parametrilor geometrici ai epruvetelor
	Echipamente	-Mașină de testare la impact Instron Dynatup de 45 kN
	utilizate	-Incintă termică pentru teste la temperaturi ridicate
		-Microscop electronic de baleiaj (SEM) și Microscop optic
	Perioada	27 ianuarie – 11 februarie 2018

S4	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	International Bilateral Agreement SK-RO-0014-12 "Microstructure- mechanical properties relationship for metallic foams", Nr. 653/2013
		National Grant PN-II-ID-PCE-2011-3-0456 "Micro-mechanical modelling of cellular materials with refinements on fracture and damage", Nr. 172/2011
-	Titlul	Fabricarea și caracterizarea mictostructurală a epruvetelor cilindrice din
	cercetării	spumă metalică și a compozitelor pe bază de spumă metalică
	Locație	Institute of Materials and Machine Mechanics, Slovak Academy of Sciences
		Dúbravská cesta 9/6319, 845 13 Bratislava, Slovak Republic
	Supervizor	Dr. ing. Jaroslav Kováčik
	Activități	-Fabricarea de epruvete cilindrice din spumă metalică
	desfășurate	-Fabricarea de structuri compozite pe bază de spumă metalică
		-Analiza microstructurală a spumelor fabricate
	Materiale	-Pulberi de aluminiu și aliaje de aluminiu
	utilizate	-Pulberi de aliaje de zinc
		-Pulberi de hidrură de titan
	Parametrii	-Influența tipului de pulbere (aluminiu, aliaje de aluminiu, aliaje de zinc)
	investigați	-Influența tipului de precursor
		-Influența temperaturii de sinterizare
-	Echipamente	-Echipamente pentru prepararea pulberilor metalice
	utilizate	-Mixer pentru omogenizarea pulberilor metalice
		-Echipamente pentru presarea izostatică la rece/cald a pulberilor
		-Cuptoare de sinterizare și recoacere
		-Microscop electronic de baleiaj (SEM)
-	Perioada	26 octombrie – 03 noiembrie 2013

S5	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	National Grant PN-II-ID-PCE-2011-3-0456 "Micro-mechanical modelling of cellular materials with refinements on fracture and damage", Nr. 172/2011
	Titlul cercetării	Caracterizarea mecanică a spumelor poliuretanice și a structurilor de tip sandwich cu miez din spumă poliuretanică
	Locație	Department of Solid Mechanics, Lublin University of Technology
		Nadbystrzycka 38 str. 20-618, Lublin, Poland
	Supervizor	Prof. dr. ing. Tomasz Sadowski
	Activități	-Teste dinamice de compresiune
	desfășurate	-Teste cvasi-statice de încovoiere în trei puncte
	Materiale	-Spume poliuretanice de diferite densități
	utilizate	-Structuri tip sandwich cu miez din spumă poliuretanică
	Parametrii	-Influența vitezei de încărcare
	investigați	-Influența densității spumelor poliuretnice
	Echipamente	-Mașină de testare la impact Instron Dynatup de 45 kN
	utilizate	-Mașină cvasi-statică universală de întindere-compresiune de 10 kN
		-Sistem ARAMIS de corelare digitală a imaginilor (DIC)
	Perioada	17 noiembrie – 2 decembrie 2012

S6	Tip cercetare	Vizită de Cercetare
	În baza	National Grant PN-II-ID-PCE-2011-3-0456 "Micro-mechanical modelling of
		cellular materials with refinements on fracture and damage", Nr. 172/2011
	Titlul	Identificarea potențialelor centre de cercetare din domeniul fabricării și
	cercetării	caractrizării materialelor celulare (spume polimerice, metalice și ceramice)
	Locații	-Institute of Materials and Machine Mechanics, Slovak Academy of Sciences
		Dúbravská cesta 9/6319, 845 13 Bratislava, Slovacia
		-Polymer Competence Center Leoben (PCCL) GmbH, Roseggerstraße 12,
		AT-8700 Leoben, Austria
		Center for Experimental Mechanics (CEM), University of Ljubljana, Pot za
		Brdom 104, 1000 Ljubljana, Slovenia
	Persoane de	Dr. ing. Jaroslav Kováčik (IMMM, Slovacia)
	contact	Dr. ing. Gerald Gerhard Pinter (PCCL, Austria)
		Dr. ing. Igor Emri (CEM, Slovenia)
	Activități	-Teste statice și dinamice (compresiune, încovoiere, forfecare, tracțiune, etc.)
	de interes	-Teste de oboseală
		-Teste de mecanica ruperii
		-Analiză microstructurală
	Materiale	-Spume poliuretanice rigide și compozite pe bază de spume poliuretanice
	de interes	-Spume metalice și compozite pe bază de spume metalice
		-Spume ceramice și compozite pe bază de spume ceramice
	Parametrii	-Influența parametrilor de testare (viteză de încărcare, temperatură, etc.)
	de interes	-Influența microstructurii (densitate, anizotropie, distribuția porilor, defecte)
	Echipamente	-Mașini cvasi-statice și dinamice de testare
	de interes	-Sisteme de corelare digitală a imaginilor
		-Aparatură pentru analiza microstructurală a materialelor celulare
	Perioada	31 noiembrie – 05 decembrie 2011

S7	Tip cercetare	Stagiu de Doctorat
	În baza	Acord științific bilateral între LUT (Polonia) – UPT (România)
	Titlul	Determinarea experimentală a comportamentului mecanic al spumelor
	cercetării	poliuretanice rigide
	Locație	Department of Solid Mechanics, Lublin University of Technology
		Nadbystrzycka 38 str. 20-618, Lublin, Poland
	Supervizor	Prof. dr. ing. Tomasz Sadowski
	Activități	-Teste cvasi-statice și dinamice de compresiune
	desfășurate	-Teste cvasi-statice și dinamice de mecanica ruperii
	Materiale	-Plăci din spumă poliuretanică rigidă
	utilizate	-Epruvete din spumă poliuretanică rigidă
	Parametrii	-Influența efectului de scară la încovoiere în trei puncte pe epruvete cu
	investigați	crestătură
		-Influența vitezei de încărcare
		-Influența planului de formare al spumelor
		-Influența densității spumelor poliuretanice
		-Influența temperaturii de testare
		-Analiza microstructurală a epruvetelor înainte și după efectuarea testelor
	Echipamente	-Mașină de testare la impact Instron Dynatup de 45 kN
	utilizate	-Ciocan Charpy instrumentat
		-Mașină cvasi-statică universală de întindere-compresiune de 2 kN
		-Incintă termică pentru teste la temperaturi ridicate
		-Mașină de prelucrat probele din spumă poliuretanică
		-Microscop electronic de baleiaj (SEM)
	Perioada	1 februarie – 1 mai 2011

T1	Tip cercetare	Stagiu de Cercetare
	În baza	International Bilateral Agreement SK-RO-0014-12 "Microstructure- mechanical properties relationship for metallic foams", Nr. 653/2013
		National Grant PN-II-ID-PCE-2011-3-0456 "Micro-mechanical modelling of cellular materials with refinements on fracture and damage", Nr. 172/2011
	Titlul	Caracterizarea mecanică a spumelor metalice din aliaje de aluminiu și a spumelor poliuretanice rigide
	cercetam	op militor portationalitor rights
	Locație	Departamentul de Rezistența Materialelor, Universitatea Politehnica din București, Splaiul Independenței, Nr. 313, 060042 București, România
	Supervizor	Prof. dr. ing. Dan Mihai Constantinescu
	Activități	-Teste cvasi-statice de compresiune
	desfășurate	-Teste dinamice de compresiune
	Materiale	-Spume metalice din aliaje de aluminiu
	utilizate	-Spume poliuretanice rigide
	Parametrii	-Influența densității spumei
	investigați	-Influența vitezei de încărcare
		-Influența anizotropiei
	Echipamente	-Sistem pentru încercări axiale statice și dinamice Instron 8872 de 25 kN
	utilizate	-Mașină de testare la impact Ceast 9340 de 90 kN
		-Sistem ARAMIS de corelare digitală a imaginilor
	Perioada	10 – 13 august 2014

1.2.5.2. Stagii de cercetare în țară

1.3. Realizări academice

1.3.1. Activitatea didactică

1.3.1.1. Activitatea didactică pe plan intern

Preocuparea pentru activitatea didactică s-a concretizat încă din perioada studiilor de doctorat (2008-2011), unde, ca voluntar, am efectuat ore de aplicații la disciplinele Rezistența Materialelor (Facultatea de Mecanică, UPT) și Fundamente de Inginerie Mecanică (Facultatea de Chimie Industrială și Ingineria Mediului, UPT).

În februarie 2012 am ocupat, prin concurs, postul de Asistent Universitar pe perioadă determinată, iar mai apoi, în octombrie 2012 am ocupat postul de Asistent Universitar pe perioadă nedeterminată (Decizie Nr. 1351/112/C din 01.10.2012) la Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor, din cadrul Facultății de Mecanică, UPT (2012-2017).

Din februarie 2017 am ocupat, tot prin concurs, postul de Şef de Lucrări (Decizie Nr. 228/112/C din 20.02.2017) în cadrul aceluiași departament de la Facultatea de Mecanică, UPT (2017-2019).

Începând cu prima zi a anului universitar 2019-2020 până în prezent sunt Conferențiar Universitar (Decizie Nr. 441/112/C din 26.03.2019) la Departamentul MRM din cadrul Facultății de Mecanică, UPT (2019-prezent).

În calitate de membru al Departamentului MRM, în toată această perioadă (2012-prezent), activitatea de predare a inclus cursuri / seminarii / laboratoare / proiecte la disciplinele:

- Rezistența Materialelor RM (curs, seminar, laborator): domeniile Inginerie Mecanică (IM), Ingineria Transporturilor (IT) și Ingineria Autovehiculelor (IA), Facultatea de Mecanică, anul II.
- Funamente de Inginerie Mecanică FIM (curs, seminar): domeniile Ingineria Produselor Alimentare (IPA), Ingineria Mediului (IMed) și Inginerie Chimică (IC), Facultatea de Chimie Industrială și Ingineria Mediului, anul II.
- Funamente de Inginerie Mecanică FIM (curs, seminar, laborator): Specializarea Ingineria Sistemelor Electroenergetice (EE), Facultatea de Electrotehnică și Electroenergetică, anul I.
- Fundamente de Inginerie Mecanică și Solicitări Mecanice FIMSM (curs, seminar, laborator):
 Specializarea Electrotehnică (ET), Facultatea de Electrotehnică și Electroenergetică, anul I.
- Calculul Utilajului Chimic CUC (laborator): Domeniul Inginerie Chimică (IC), Facultatea de Chimie Industrială și Ingineria Mediului, anul II.
- Metode Experimentale în Inginerie Mecanică MEIM (curs, laborator): Specializările Inginerie Mecanică (IM), Mașini și Sisteme Hidraulice și Pneumatice (MSHP), Sisteme și Echipamente Termice (SET) și Mașini în Industria Alimentară și Industria Agricolă (MIAIA), Facultatea de Mecanică, anul IV.
- Materiale Compozite. Caracterizare şi Aplicații MCCA (curs, laborator, proiect): Specializarea Inginerie Mecanică Avansată (IMA), Facultatea de Mecanică, anul II Master.

În scopul creșterii nivelului și a gradului de atractivitate al disciplinelor predate, mi-am orientat efortul atât spre îmbunătățirea continuă a conținutului științific, cât și a modului de predare. Mai mult decât atât, în cadrul activităților didactice, pentru o mai bună înțelegere a noțiunilor teoretice, s-au folosit metode moderne de predare corelate aplicativ cu prezentarea unor studii de caz.

Începând cu anul 2013, împreună cu diferite colective de colegi din cadrul departamentului MRM (UPT), am pus la dispoziția studenților, specialiștilor și cercetătorilor monografii, suporturi de curs și îndrumătoare de lucrări practice (§1.2.2.3). Materialele menționate sunt în concordanță cu standardele moderne și prezintă un nivel științific și didactic ridicat.

Pe parcursul activității didactice am coordonat și supravegheat atât activitatea de practică a studenților de la ciclul licență (domeniul Inginerie Mecanică, anul II) în cadrul unui număr de întreprinderi și societăți comerciale, cât și activitatea de Practică Profesională la ciclul de master (Specializarea Inginerie Mecanică Avansată, anul II).

Un aspect important al activității didactice este reprezentat de coordonarea studenților în vederea elaborării proiectelor de diplomă și lucrărilor de disertație. Din 2012 până în prezent, am coordonat activ peste 25 de studenți de la ciclurile de Licență și Master. O preocupare a mea a fost cea de încurajare a studenților coordonați (și nu numai), să se implice în activități de cercetare și să participe la diferite manifestări științifice. Astfel, am coordonat numeroase articole științifice ale studenților publicate în Reviste de specialitate (Scientific Bulletin of the Politehnica University of Timisoara.

Transactions on Mechanics), sau prezentate la diferite Simpozioane studențești din țară (Sesiunea Națională de Comunicări Științifice Studențești - Cluj Napoca, Zilele Tehnice Studențești - Timișoara, Simpozionul de Inginerie Mecanică și Medicală - Timișoara), respectiv Conferințe internaționale (7th International Conference on Advanced Materials and Structures <AMS 2018> - Timisoara, 2nd Workshop on Structural Integrity of Additively Manufactured Materials <SIAMM22> - Brno, Cehia).

Din evaluările anonime și periodice, distinct pentru fiecare disciplină, efectuate de Universitatea Politehnica Timișoara (Platforma online de evaluare a cadrelor didactice de către studenți ee-PRO-D¹⁵) și cele pe care le solicit studenților la sfârșitul fiecărui semestru, reiese că aceștia apreciază în mod deosebit relația directă pe care ei o pot avea cu cadrul didactic, stilul de predare, cantitatea și calitatea informațiilor primite, precum și rigoarea evaluărilor periodice și chiar a notării de la finalul cursurilor

1.3.1.2. Activitatea didactică pe plan internațional

În perioada 1-30 iunie 2017 am fost cadru didactic invitat în cadrul unui acord Erasmus "Visiting Professor Programme 2016-2017 (long visit)"¹⁶ la University of Cagliari (UNICA), Cagliari, Italia. Programul s-a desfășurat la Department of Mechanical, Chemical and Material Engineering (MCME) și a fost finanțat de administrația locală Regione Autonoma della Sardegna. În cadrul stagiului de mobilitate am efectuat seminarii științifice și cercetări experimentale. Seminariile, cu titlul comun: *Cellular materials in Mechanical and Civil Engineering: practical applications and experimental characterization*, au fost dedicate masternazilor, doctoranzilor, cercetătorilor și cadrelor didactice din domeniul ingineriei mecanice și civile. Cercetările științifice s-au realizat în colaborare cu Prof. Francesco Aymerich și Prof. Maria Cristina Porcu pe tema spumelor metalice / polimerice și a compozitelor pe bază de spumă metalică / polimerică.

1.3.2. Formare profesională

În toată această perioadă (2012-prezent), am fost conștient de faptul că formarea profesională trebuie să fie continuă și că este esențial să acumulez noi experiențe și abilități în domeniul cercetării științifice și didactice. Astfel, începând cu anul 2012, am participat la o serie de școli de vară, cursuri de specializare, stagii de practică, workshop-uri, etc.:

2012 – Am participat la cursul de formare profesională "Școala universitară de formare inițială și continuă a personalului didactic și a trainerilor din domeniul specializărilor tehnice și inginerești (DidaTec)", organizat de către Departamentul pentru Pregatirea Personalului Didactic (DPPD) al Universității Politehnica Timișoara. Scopul cursului a fost formarea profesională a cadrelor didactice în blended-learning, dobandirea unor tehnici și tehnologii educaționale moderne, utilizarea Tehnologiei Informației și a Comunicațiilor (TIC) în procesul didactic, planificarea unei cariere

¹⁵ <u>http://eeprod.upt.ro/eval/</u>

¹⁶ https://people.unica.it/visitingprofessor/visiting-professor-2016-2017/

educaționale în domeniul științelor inginerești și identificarea modalităților de promovare a abilităților studenților. Acest curs de formare profesională m-a ajutat să mă familiarizez cu mediul educațional on-line al Universității Politehnica Timișoara, mai exact Campusul Virtual (CV).

- 2014 Am participat la cursul de specialitate "Analysis and Design Optimisation of Laminated Composite Structures", desfăşurat la Aalborg University (AU), Aalborg, Danemarca. În cadrul acestui curs s-au studiat aspecte legate de tipurile şi proprietățile compozitelor, metodele experimentale / numerice / analitice de caracterizare a compozitelor, analiza structurilor compozite, efectele termice care apar în compozite, ruperea şi integritatea compozitelor, principiile generale de proiectare şi optimizare a compozitelor, precum şi aspecte fundamentale ale mecanicii structurilor compozite. Informațiile dobândite m-au ajutat la formarea unui curs de actualiate numit "Materiale Compozite. Caracterizare şi Aplicații", curs predat începând cu anul 2018 la specializarea de master Inginerie Mecanică Avansată, din cadrul Departamentului de Mecanică şi Rezistența Materialelor.
- 2015 Am participat la Școala Internațională de Vară intitulată "The 14th Polish-Ukrainian-German Summer School of Fracture Mechanics «Damage and integrity of structures»", organizată la Ternopil Ivan Pul'uj National Technical University (TNTU), Ternopil, Ucraina. În cadrul școlii de vară s-au studiat abordările de bază ale mecanicii ruperii, conceptele și mecanismele de bază ale oboselii, aplicarea metodologiei mecanicii ruperii la evaluarea integrității structurale, principalele metode de proiectare, fabricare, modelare, monitorizare și testare a compozitelor, tehnicile de monitorizare a îmbătrânirii componentelor structurale și metodele de evaluare a defectelor cauzate de funcționarea pe termen lung a componentelor.
- 2021 Am participat la Școala Internațională de Iarnă "1st Winter school on Trends on Additive Manufacturing for Engineering Applications", în cadrul proiectului international H2020-WIDESPREAD-2018 "Eastern European twinning on Structural Integrity and Reliability of Advanced Materials obtained through Additive Manufacturing (SIRAMM)", organizat de către Universitatea Politehnica Timișoara, Romania.

1.3.3. Funcții și responsabilități

Abilitățile mele administrative și organizatorice sunt validate prin responsabilitățile care mi-au fost atribuite sau prin alegerea mea în diferite funcții la nivel de Departament / Facultate / Universitate:

- Președinte al Boardului specializării de licență Inginerie Mecanică (2020-prezent).
- Membru în Boardul specializării de licență Inginerie Mecanică (2016-2020 și 2020-prezent).
- Membru în Boardul domeniului de licență Inginerie Mecanică (2020-prezent).
- Membru în Boardul specializării de master Inginerie Mecanică Avansată (2020-prezent).
- Membru în Boardul domeniului de master Inginerie Mecanică Avansată (2020-prezent).
- Membru în Senatul Universității Politehnica Timișoara (2017-2020) și (2020-prezent).
- Membru în Comisia pentru Învățământ a Senatului Universității Politehnica Timișoara (2020prezent).

- Membru în Comisia pentru Cercetare Științifică și Relația cu Mediul Economic a Senatului Universității Politehnica Timișoara (2020-prezent).
- Membru în Consiliul Departamentul de Mecanică și Rezistența Materialelor (2016-2020) și (2020prezent).
- Membru în Comisia de evaluare internă a Centrelor de Cercetare din cadrul UPT (2021-prezent).
- Membru în Comisia de Asigurare a Calității (evaluarea și analiza calității pe linie de cercetare) la nivel de departament (2020-prezent).
- Membru în Comisia de Audit, la nivel UPT, privind "Analiza activității de cercetare la nivelul departamentelor și al centrelor de cercetare prin prisma conformității acesteia cu obectivele strategice ale UPT", 2021.
- Membru în Comisia de Licență a programului de studii Inginerie Mecanică.
- Membru în Comisia de Disertație a programului de master Inginerie Mecanică Avansată.
- Membru în Comisia de admitere la programul de master Inginerie Mecanică Avansată.
- Membru în echipa de lucru pentru întocmirea dosarului de acreditare al progamului de licență Inginerie Mecanică, 2021.
- Membru în echipa de lucru pentru întocmirea dosarului de acreditare al progamului de master Inginerie Mecanică Avansată, 2021.
- Membru în diverse comisii de concurs pentru ocuparea unor posturi didactice de Cercetător, Asistent,
 Şef Lucrări şi Conferențiar.
- Membru în Comitetul de securitate și sănătate în muncă la nivelul departamentului.
- Responsabil < Laboratorul "Ștefan Nădăşan" pentru încercări de rezistență, integritate și durabilitate a materialelor, structurilor și conductoarelor > – subdiviziunea Solicitări Mecanice Statice.
- Responsabil cu Practica de Domeniu (Inginerie Mecanică, anul II licență) și Practica Profesională (Inginerie Mecanică Avansată, anul II master) a studenților arondați specializărilor departamentului de Mecanică și Rezistența Materialelor.
- Membru în Comisiile de îndrumare a 6 doctoranzi aflați în stagiul de realizare a tezelor de doctorat.
- Decan de an Facultatea de Mecanică, UPT.
- Membru în Bordul editorial pentru 8 Reviste de specialitate (§1.4.1).
- Director a 2 proiecte de cercetare (§1.2.3.1) și 1 proiect cu industria (§1.2.4.1).
- Membru în 10 proiecte de cercetare (§1.2.3.2) și 11 proiecte cu industria (§1.2.4.2).
- Membru în Comitetul de organizare / științific pentru 5 Conferințe Internaționale (§1.4.1).
- Membru în 4 organizații profesionale științifice (§1.4.2).

1.4. Realizări profesionale

1.4.1. Prestigiul profesional

Impactul activităților profesionale și științifice desfășurate poat fi evaluat în funcție de aprecierile adresate acestora pe plan național și internațional. Cărțile de specialitate, capitolele de cărți, lucrările de recenzie, precum și articolele științifice publicate ca prim autor / autor corespondent sau coautor se bucură de un prestigiu însemnat în rândul publicațiilor de top, fiind de referință pentru diverse manuale, publicații de specialitate sau lucrări de licență / dizertație / doctorat. Referiri concrete la lucrările mele se regăsesc pe diverse site-uri de specialitate, printre care se amintesc: Web of Science, Scopus, Google Scholar, ScienceDirect, Academia.edu sau ResearchGate.

De asemenea, prestigiul profesional în cadrul cercetării este validat și de calitatea de membru în comitetul editorial al unor reviste științifice de prestigiu:

- Din anul 2021 sunt Section Board Member pentru "Polymer Composites and Nanocomposites", secțiune aparținătoare jurnalului Polymers (ISSN: 2073-4360).
- În anul 2020 am fost *Editor* pentru jurnalul Materials Today: Proceedings (ISSN: 2214-7853), volumul 45, jurnal indexat ISI.
- Din anul 2019 sunt *Editorial Board Member* pentru jurnalul Polymers (ISSN: 2073-4360).
- Începând cu anul 2019 sunt *Guest Editor* pentru 6 numere speciale aparținătoare jurnalelor Polymers (ISSN: 2073-4360), Materials (ISSN 1996-1944) și Metals (ISSN: 2075-4701). Toate cele trei jurnale sunt cu factor de impact, indexate ISI și clasate în cuartila Q1.
- În anul 2018 am fost *Editor* pentru jurnalul IOP Conference Series: Materials Science and Engineering (ISSN: 1757-8981), volumul 416(1), jurnal indexat ISI.
- Din anul 2018 sunt Reviewer Board Member pentru jurnalul Materials (ISSN 1996-1944).
- Din anul 2017 sunt *Main Editor* al revistei Acta Technica Corviniensis-Bulletin of Engineering (e-ISSN: 2067-3809), revistă indexată în numeroase baze de date internaționale.
- În anul 2015 am ocupat funcția de *Editor-in-Chief* pentru Buletinul Științific al Universității "Politehnica" din Timișoara. Seria Mecanică (ISSN: 1454-2358).

Organizarea de manifestări științifice (conferințe, simpozioane, workshop-uri, școli de vară) își aduce semnificativ aportul la pestigiul meu profesional. În acest sens, am făcut parte din comitetul de organizare / științific al următoarelor conferințe internaționale:

- 7th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2018), Timisoara, Romania, 28-31 Martie 2018 – comitet de organizare.
- International E-Conference on Mechanical and Material Science Engineering: Innovation and Research (ICMMSE: IR 2018), Nashik, India, 5-6 Iulie 2018 – comitetul ştiinţific.
- 8th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS 2020), Timisoara, Romania, 7-9 Octombrie 2020 – comitet de organizare și co-președinte (împreună cu Dr. Przemysław Golewski și Prof. Liviu Marșavina) la Secțiunea 3 "Materials damage under time-dependent-actions

(fatigue, creep, impact, corrosion) and Computational techniques for advanced engineering materials and structures".

- East Europe Conference on Additively Manufactured Materials (EECAM21), Belgrad, Serbia, 2-4
 Septembrie 2021 comitetul ştiinţific.
- International E-Conference on Mechanical and Material Science Engineering: Innovation and Research (ICMMSE: IR 2021), Nashik, India, 17-18 Septembrie 2021 – comitetul ştiinţific.

1.4.2. Membru al unor organizații profesionale

Participarea regulată și activă la diferite manifestări științifice a condus la integrarea mea în diverse organizații profesionale naționale și internaționale, cele mai importante fiind următoarele:

- Membru al European Structural Integrity Society (ESIS) din anul 2015.
- Membru în Congresul New Trends in Fatigue and Fracture (NT2F) din anul 2014.
- Membru al Asociației Române de Tensometrie (ARTENS) din anul 2010.
- Membru al Asociației Române de Mecanica Ruperii (ARMR) din anul 2009.

1.4.3. Colaborări profesionale în afara UPT

După obținrea titlului științific de Doctor, am dezvoltat și intensificat colaborări profesionale în afara Universității Politehnica Timișoara, având posibilitatea de a lucra cu:

- Dr. Dan Mihai Constantinescu şi Dr. Dragoş Alexandru Apostol (UPB, Bucureşti, România) am publicat împreună 12 articole ştiinţifice indexate Scopus şi am colaborat în două proiecte de cercetare (1 proiect Naţional şi 1 proiect Internaţional).
- Dr. Jaroslav Kovacik (SAS, Bratislava, Slovacia) am publicat împreună 12 articole ştiinţifice indexate Scopus, am colaborat într-un proiect bilateral UPT-SAS de cercetare internaţional şi am efectuat două stagii de cercetare.
- Dr. Tomasz Sadowski (LUT, Lublin, Polonia) am publicat împreună 13 articole ştiinţifice indexate Scopus şi am efectuat 4 stagii de cercetare.
- Dr. Francesco Aymerich şi Dr. Maria Cristina Porcu (University of Cagliari, Cagliari, Italia) am desfăşurat un stagiu de Visiting Professor la University of Cagliari, am coordonat împreună pe Ing. Claudio Ghiani pentru elaborarea lucrării de dizertație (printr-un acord Erasmus) şi am colaborat pe domeniul materialelor compozite pe bază de spumă metalică.

1.4.4. Recenzor reviste de specialitate

Publicarea de articole științifice și participarea la conferințe internaționale de prestigiu au crescut vizibilitaea mea ca cercetător și au condus la desfășurarea unei activități impresionante de recenzor științific. Astfel, începând cu anul 2011 am recenzat peste 300 de lucrări științifice pentru 86

jurnale de specialitate (83 indexate Web of Science și 3 Scopus)¹⁷ și diverse conferințe internaționale.

Cele mai importante 10 jurnale din domeniul meu de activitate, la care am fost recenzor, sunt:

- Additive Manufacturing Factor de impact: 10,998, cuartila Q1 (2/50).
- Composites Part B: Engineering Factor de impact: 9,078, cuartila Q1 (1/28).
- *Acta Materialia* Factor de impact: 8,203, cuartila Q1 (2/80).
- Journal of Materials Science & Technology Factor de impact: 8,067, cuartila Q1 (3/80).
- *Materials & Design* Factor de impact: 7,991, cuartila Q1 (58/338).
- Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Factor de impact: 7,664, cuartila Q1 (3/28).
- Construction and Building Materials Factor de impact: 6,141, cuartila Q1 (7/137).
- *Composite Structures* Factor de impact: 5,407, cuartila Q1 (11/135).
- International Journal of Mechanical Sciences Factor de impact: 5,329, cuartila Q1 (12/135).
- *Materials Science and Engineering: A* Factor de impact: 5,234, cuartila Q1 (8/80).

1.4.5. Premii, titluri, diplome de onoare

În urma activităților academice, profesionale și științifice am primit o serie de premii și distincții, cele mai importante fiind următoarele:

- Premiul "Aurel Vlaicu" al Academiei Române pe anul 2018 pentru grupul de lucrări științifice cu titlul comun "Mechanical characterization of advanced cellular materials", acordat de Academia Română.
- Premiul "CLAAS" pentru EXCELENȚĂ ÎN CERCETARE în domeniul Ingineriei Mecanice în anul universitar 2016-2017, acordat de Universitatea Politehnica Timișoara.
- Distincția ,, Top Peer Reviewer 2019" pentru plasarea în top 1% recenzori în Cross Field pe baza de date globală a evaluatorilor Publons, vizibil în Web of Science.
- Distincția "Top Peer Reviewer 2019" pentru plasarea în top 1% recenzori în Materials Science pe baza de date globală a evaluatorilor Publons, vizibil în Web of Science.
- Distincțiile "Hot Paper" și "Highly Cited Paper" pentru plasarea în primele 0,1% cele mai citate lucrări din baza de date Web of Science în domeniul academic "Chemistry" ("Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications. Polymers 2019, 11, 1667").
- Distincția "2021 Best Paper Awards" și "Premiul I" în recunoașterea publicației remarcabile "Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications. Polymers 2019, 11, 1667", certificat acordat de Multidisciplinary Digital Publishing Institute, Polymers.
- Distincția "The Top 2% of the Most-Cited Scientists in the World"¹⁸ aferentă anului 2020, acordată de prestigioasa Universitate Stanford din SUA.
- 52 de premii UEFISCDI pentru rezultatele cercetărilor științifice.

¹⁷ <u>https://publons.com/researcher/1536165/emanoil-linul</u>

¹⁸ https://elsevier.digitalcommonsdata.com/datasets/btchxktzyw/3

Pe lângă activitatea didactică și profesională, am fost constant preocupat și de activitatea de cercetare științifică, prin participarea la diverse proiecte atât în calitate de Director, cât și în calitate de Membru (§1.2.3). Activitatea mea științifică s-a concretizat prin publicarea unui număr semnificativ de lucrări științifice ca prim autor / autor corespondent sau co-autor, obținând astfel o vizibilitate însemnată atât la nivel național, cât și internațional (§1.2.2). Pe baza activităților de mai sus am dezvoltat parteneriate și activități cu cercetători din:

- România (D.M. Constantinescu, D.A. Apostol, F.A. Stuparu, C. Vălean, P.A. Linul, A.I. Bucur, B.O. Țăranu, R. Bănică, D. Scurtu și C. Chirita).
- Polonia (T. Sadowski, D. Pietras, M. Kneć, K. Korniejenko, M. Łach și J. Mikuła).
- Slovacia (J. Kováčik, J. Jerz, N. Mináriková, A Adamčíková, F Simančík, R Florek, M Nosko, P Tobolka şi P Minár).
- Australia (T. Fiedler, N. Movahedi, M. Taherishargh, S. Broxtermann, D. Lell și K. Al-Sahlani).
- Norvegia (F. Berto și S.M.J. Razavi).
- India (D.K. Rajak, P.H. Wagh, D.D. Pagar şi N.N. Mahajan).
- Italia (G. Epasto, F. Distefano, V. Crupi, C. Ghiani, M. Porcu, F. Aymerich și R. Brighenti).
- SUA (P.L. Menezes, L. Gu și H. Mozafari).
- Iran (O. Mirzaee, O. Khezrzadeh, E. Emadoddin, M.R.M. Aliha, S.S. Mousavi și D.M. Imani).
- Germania (M. Birsan și N. Modler).
- Franța (A. Rusinek, I.O. Pop și D. Chicot).
- Canada (A. Bahmani).

Partea II

2. INTRODUCERE

2.1. Noțiuni generale

2.1.1. Materiale celulare

Din punct de vedere istoric, ideea de a crea materiale celulare artificiale a fost motivată de diverse materiale naturale, care și-au găsit aplicabilitatea practică datorită proprietăților lor unice [1]. Așadar, nu poate fi o simplă coincidență această răspândire a structurilor celulare naturale, ci trebuie să existe un motiv întemeiat pentru aceasta [2, 3]. Multe sisteme biologice precum lemnul [4, 5], osul [1, 6], piatra ponce [7, 8] și fagurii [9, 10] au influențat puternic și au promovat apariția domeniului de studiu al materialelor celulare (Figura 2.1). De fapt, cuvântul *"celular"* este derivat din cuvântul *"celulă"*, numele dat celei mai mici "cavități" care a fost identificată de Robert Hooke, inventatorul microscopului, în 1660, când a examinat microstructura plutei [1]. Astfel, *materialele celulare pot fi definite ca și o rețea interconectată de straturi solide cu forma muchiilor și fețelor celulelor bine definite.*



Figura 2.1. Structuri celulare naturale: pluta (a-secțiune tangențială, b-secțiune transversală, c-secțiune radială), osul (d-aripă, e-femur, f-craniu), piatra ponce (g-i) și fagurii (j, k)

Începând cu secolul al XX-lea, materialele celulare sunt fabricate din materiale de bază dense, iar proprietățile lor sunt investigate sistematic și se determină în ce situații sunt superioare omologilor lor denși (oțel, aluminiu, cupru, etc.). Aceste structuri combină o rigiditate și rezistență relativ ridicată cu o densitate scăzută și sunt utilizate în general în situații în care greutatea trebuie redusă la minimum, adesea cu dimensiunea și forma celulelor potrivite cu cerințele din diferite părți ale structurii pentru a îmbunătăți eficiența. Materialele celulare oferă, de asemenea, o rezistență ridicată la degradare sau rupere bruscă, deoarece structurile lor pot absorbi deformații mari sub încărcări de încovoiere și compresiune [2, 11].

În funcție de morfologia celulelor și de modul de conectare al acestora, materialele celulare se împart în trei mari categorii: cu celule deschise, cu celule închise și cu celule mixte. Dacă materialul solid (matricea) este conținut doar în muchiile celulei (celulele se leagă prin fețe deschise), se poate vorbi de *materiale celulare cu celule deschise* (Figura 2.2a). În cazul în care, atât muchiile, cât și fețele sunt solide, astfel încât celulele sunt închise, necomunicând cu cele vecine, avem de-a face cu *materiale celulare cu celule închise* (Figura 2.2b). Există, de asemenea, materiale celulare care se caracterizează prin porozitate parțial-închisă și/sau parțial-deschisă, aceastea purtând numele de *materiale celulare cu celule mixte* [1].



Figura 2.2. Microstructura spumelor metalice cu celule deschise (a) și închise (b)

Nu este surprinzător faptul că proprietățile structurilor celulare naturale au fost imitate în materialele tehnice fabricate de omul modern [2, 5]. Matricea de bază a materialelor celulare - sau, mai specific, a spumelor - poate fi un polimer (spume polimerice) sau un alt material organic [12, 13], o sticlă, o ceramică (spume ceramice) [14, 15] sau chiar un metal (spume metalice) [16, 17]. Figura 2.3 prezintă exemple de materiale celulare (spume) sintetice cu diverse matrici.

Spumele polimerice – SP (Figura 2.3a) sunt utilizate pe scară largă ca ambalaje de protecție și ca material rezistent la impact, în principal datorită capacității lor de a suporta deformații mari la compresiune la o tensiune relativ scăzută [18-20]. Spumele ceramice – SC (Figura 2.3b) au un volum foarte mare de porozitate (peste 90%) și o rezistență excelentă la temperaturi ridicate și la coroziune chimică, fiind utilizate în general pentru filtrare [21-23]. Spumele metalice – SM (Figura 2.3c) sunt materialele celulare ultraușoare cu proprietăți mult mai avantajoase decât spumele polimerice, găsinduși aplicabilitatea în situațiile în care sunt necesare rezistențe ridicate și performanțe mari de absorbție a energiei [24-26].



Figura 2.3. Tipuri de spume sintetice: spume polimerice (a), spume ceramice (b) și spume metalice (c)

2.1.2. Spume metalice

Spumele metalice aparțin familiei de materiale poroase, încă incomplet caracterizate, care dețin proprietăți fizice, mecanice, termice, acustice și electrice specifice, de dorit în multe aplicații inginerești. O spumă metalică este o structură celulară constând dintr-un metal solid cu pori umpluți cu gaz. De obicei, doar 5-25% din volumul spumei este metalul de bază, restul fiind reprezentat de pori. Spuma metalică se caracterizează structural prin topologia celulară (celule deschise, închise sau mixte), densitatea relativă (raportul dintre densitatea spumei și densitatea solidului din care este fabricată spuma), dimensiunea celulei (celule mici, medii, mari sau mixte), forma celulei (regulată sau neregulată) și anizotropie [27, 28].

Spumele metalice sunt cunoscute pentru porozitatea foarte mare (75-95% din volumul acesteia constând din spații goale sau pline cu gaz), rezistență specifică ridicată (raportul rezistență / densitate) și rigiditate specifică ridicată (raport rigiditate / greutate), performanțe bune de absorbție a energiei, precum și rezistență bună la șocuri termice, presiuni mari, temperaturi ridicate, umiditate, uzură și cicluri termice [1, 29, 30]. Proprietățile de bază ale spumelor metalice depind, în mare parte, de proprietățile materialului din care acestea sunt fabricate. Figura 2.4 prezintă imagini microstructurale cu spume obținute din diferite matrici metalice.

Aluminiul [31-33], magneziul [34-36], zincul [37-39], cuprul [40-43], titanul [44-46], fierul [47-49], staniul [50] sunt doar câteva dintre metalele care au fost spumate (formate în spume metalice) de-a lungul timpului. Cu toate acestea, dintre materialele metalice, aluminiul și aliajele sale sunt cele mai utilizate din punct de vedere comercial datorită numeroaselor avantaje, cum ar fi rezervele sale bogate, greutate specifică redusă, ductilitate ridicată, conductibilitate termică ridicată, rezistență ridicată la coroziune și cost redus [51]. Prin urmare, aluminiul a devenit unul dintre cele mai populare și mai studiate metale poroase. Porii cu gaz din matricea de aluminiu sunt faze funcționale care oferă aluminiului poros performanțe speciale de absorbție a energiei [52], amortizare a vibrațiilor [53], absorbție a sunetului [54], ecranare electromagnetică [55] și izolație sau disipare termică [56].



Figura 2.4. Spume cu matrice metalică de cupru (a), nichel (b), titan (c), fier (d), staniu (e), wolfram (f), magneziu (g), plumb (h), oțel inoxidabil (i), zinc (j), aluminiu (k) și aur (l)

Datorită proprietăților mecanice excelente (§2.3), spumele metalice din aliaje de aluminiu cu celule închise se folosesc în principal ca materiale structurale pentru a suporta încărcări mari și pentru a absorbi energie. De cealaltă parte, datorită permeabilității sau porozității deschise, spumele metalice din aliaje de aluminiu cu celule deschise pot acționa ca materiale funcționale în domeniul filtrării la temperaturi înalte, absorbției sunetului și disipării căldurii (§2.4) [28, 57].

Caracteristicile structurale și funcționale menționate mai sus sunt direct legate de structura celulară a spumei metalice, cum ar fi morfologia, proporția, parametrii geometrici și distribuția celulară

a acestora. Pentru a folosi cât mai bine avantajele de performanță ale spumelor metalice, trebuie dezvoltate procese de producție fiabile pentru a le oferi structuri și performanțe ridicate [58]. Principalele metode de fabricare ale spumelor metalice cu celule închise sunt metoda de spumare prin topire [59], metoda injecției de gaz [60] și tehnica de topire compactă a pulberii [61]. În aceste metode, generarea celulelor este strâns legată de producerea și controlul bulelor de gaz. În comparație, fabricarea spumelor metalice cu celule deschise are principii diferite, iar procesul de replicare este cel mai frecvent utilizat [62-65]. Procesul de replicare poate fabrica spume metalice cu structuri care sunt determinate de modele prestabilite, cu avantajele unui proces simplu, costuri reduse de fabricație și un grad ridicat de control al structurii. Proiectarea și fabricarea modelului, umplerea cu metal și îndepărtarea modelului sunt trei pași principali în procesul de replicare [66].

2.2. Metode de obținere a spumelor metalice

2.2.1. Noțiuni generale

Există multe modalități de fabricare a materialelor celulare de tipul spumelor metalice. Unele metode sunt similare cu tehnicile utilizate pentru spumarea polimerilor, în timp ce altele sunt special concepute pentru a profita de proprietățile avantajoase ale metalelor [67, 68]. Spumele metalice pot fi clasificate pe scară largă pe baza celor patru materii prime, adică metal topit, vapori de metal, pulbere metalică și ioni metalici. Spumele metalice pot fi fabricate cu sau fără ajutorul presiunii fie sub formă solidă, fie sub formă de pulbere. Figura 2.5, prezintă o clasificare a spumelor metalice pe baza metodelor de fabricație "cu presiune asistată" și "fără presiune".



Figura 2.5. Clasificarea spumelor metalice pe baza metodelor de fabricație

Spumele metalice și compozitele pe bază de spume metalice, caracterizate în cadrul Capitolelor 3 și 4, au fost obținute prin tehnologia de turnare, respectiv prin metalurgia pulberilor. Așadar, în cele ce urmează, se va prezenta detaliat modul de obținere al spumelor doar prin cele două procedee.

2.2.2. Obținerea spumelor metalice prin turnare

Procesarea spumelor din stare lichidă este cea mai ieftină metodă de obținere a acestora și cu un important potențial de aplicare pe scară industrială. Asa după cum este prezentat în Figura 2.5, metalul topit este procesat într-o spumă metalică prin spumare directă (cu gaz sau agenți de expandare), folosind o metodă indirectă printr-o spumă polimerică sau, în cele din urmă, prin turnarea metalului topit într-o formă care conține un material în stare solidă al cărui loc va fi luat, după etape ulterioare de prelucrare, de celule/pori. Nu în ultimul rând, o altă posibilitate de obținere a spumelor metalice este de a topi diferite amestecuri de pulberi care conțin un agent de spumare.

Asa cum s-a amintit anterior, o alternativă pentru spumarea directă este adăugarea unui agent de expandare în topitură (spumare directă cu agenți de expandare), în loc de a sufla gaz în aceasta (spumare directă cu gaz). Schema procedeului de spumare directă cu agenți de expandare este prezentată în Figura 2.6.



Figura 2.6. Etapele procesului de spumare directă a topiturii cu agenți de expandare

Inițial, are loc topirea materialelor metalice utilizate ca și matrice de bază, urmată de adăugarea anumitor concentrații specifice de Ca pentru obținerea vâscozitatății dorite (Figura 2.6a). În unele cazuri,

pentru ajustarea proprietăților topiturii și pentru creșterea vâscozității aluminiului topit, Ca poate fi înlocuit prin barbotarea oxigenului, aerului sau a altor amestecuri gazoase prin topitură (care provoacă formarea de alumină), prin adăugarea de alumină sub formă de pulbere, carbură de siliciu, zgură de aluminiu sau resturi de aluminiu spumat sau prin utilizarea aditivilor metalici de creștere a vâscozității. Cu toate acestea, reglarea corectă pare a fi destul de dificilă și necesită cicluri complicate de temperatură și agitare mecanică.

Ulterior, un compus (numit agent de expandare) care eliberează gaz la temperatura la care este menținut metalul topit este dispersat în topitură (Figura 2.6b). În această fază, agentul de expandare se descompune sub influența căldurii și eliberează gaz, care apoi stimulează procesul de spumare. Principalii agenți de expandare care se folosesc în procesul de turnare sunt TiH₂ (hidrură de titan), ZrH₂ (hidrură de zirconiu), MgH₂ (hidrură de magneziu), CaCO₃ (carbonat de calciu) și MgCa(CO₃)₂ (dolomit), dintre aceștia cei mai utilizați fiind TiH₂ și ZrH₂. Spumarea are loc la presiune constantă.

Ulterior procesului de spumare, gazul se nucleează în bule care cresc și în cele din urmă creează un ansamblu de bule cu un volum mai mare decât topitura inițială (Figura 2.6c). În final, după răcirea vasului sub punctul de topire al aliajului, spuma lichidă se transformă în spumă solidă și poate fi scoasă din matriță pentru prelucrare ulterioară (Figura 2.6d). în urma procesului de spumare directă a topiturii cu agenți de expandare se obțin spume metalice de diferite forme și mărimi, cu structură regulată sau neregulată (Figura 2.6e). S-a demonstrat științific că o ajustare atentă a parametrilor procesului de fabricație conduce la spume cu structură foarte omogenă [28].

2.2.3. Obținerea spumelor metalice prin metalurgia pulberilor

În locul metalului topit, pulberile metalice pot fi folosite pentru a realiza structuri metalice poroase. Și în acest caz, există mai multe metode diferite care pot fi aplicate. În unele dintre aceste procese, pulberile sunt procesate într-un precursor compact înainte de etapa de spumare, în altele pulberile (sau fibre, sfere goale etc. care sunt considerate a fi pulberi aici) sunt utilizate pentru procesarea directă [69].

Figura 2.7 prezintă etapele de obținere a spumelor metalice utilizând metaurgia pulberilor. Procesul de producție începe cu alegerea materiilor prime (aliajul metalic și agentul de spumare / expandare), Figura 2.7a. Deși majoritatea ideilor de aplicare se bazează pe spume de aluminiu, această metodă nu se limitează doar la acest material metalic: staniul, zincul, alama, plumbul și alte metale și aliaje pot fi, de asemenea, spumate prin alegerea agenților de spumare și a parametrilor de proces corespunzători [70]. S-a constatat că nu este nici necesar, nici de dorit să fie utilizate pulberi prea aliate, dar că se pot amesteca pulberi elementare în fracțiile corespunzătoare. În acest caz, pulberea moale de Al facilitează compactarea (Al-Cu [71, 72], Al-Si [73, 74], Al-Mg [72, 73], Al-Si-Cu [72, 75], Al-Mg-Si [73, 76-79], Zn-Mg [80], Al-Mg-Zn [76, 78], Al-Zn-Mg-Cu [72, 81], Al-Sn [82-84]), Ni-Sn [72, 85]), iar procesul de formare a aliajului are loc în timpul topirii și spumării.



Figura 2.7. Secvența etapelor de metalurgie a pulberilor utilizate pentru fabricarea spumelor metalice

Ulterior, pulberile metalice - metale elementare, aliaje sau amestecuri de pulberi - se amestecă cu un agent de expandare (Figura 2.7b). Pentru spumarea aliajelor de aluminiu, TiH₂ este încă cel mai

utilizat si probabil cel mai potrivit agent de expandare [86]. Totusi, nepotrivirea dintre intervalul de topire al majoritătii aliajelor de Al si domeniul de descompunere a TiH₂ cauzează probleme, deoarece se formează o presiune a gazului în precursor în timpul încălzirii înainte de a se instala topirea. Acest lucru poate produce pori sferici și de formă neregulată. În unele aliaje, pereții celulari pot conține o microstructură solidificată grosieră cu granule mari de α -Al și eutectic Al-Si. Ca rezultat, peretii celulari sunt ondulați și neuniformi în grosime. O posibilă îmbunătățire a procesului este dat de utilizarea aliajelor cu un interval de topire mai mic, care se apropie de intervalul de descompunere a agentului de expandare [77, 79]. O altă posibilitate este de a schimba intervalul de eliberare a hidrogenului la temperaturi mai ridicate. O modalitate de a face acest lucru este oxidarea pulberilor de TiH₂ [87-97]. Mecanismul de întârziere a hidrogenului este complex si este legat de transformările de fază din hidrură în timpul descompunerii [98-100]. Pe lângă TiH₂, se pot utiliza și alte hidruri. ZrH₂ este o alegere evidentă în acest sens, dar nu pare să aibă un avantaj față de TiH₂ pentru spumarea aliajelor de Al [72, 101]. Pe lângă hidrurile metalice (TiH₂ și ZrH₂), carbonații (CaCO₃) sunt propuși, de asemenea, ca agenți de expandare. Carbonații eliberează CO2 la încălzire și după descompunere lasă în urmă un oxid, spre deosebire de hidruri în care rămâne un atom de metal care va forma un aliaj cu matricea. În plus, reacțiile dintre gazul eliberat (CO și CO2) cu aliajul de aluminiu dau naștere la diferențe pronunțate în caracteristicile spumării cu carbonat și hidrură [102-104]. S-a constatat că adaugarea a 1% în greutate de CaCO₃ în plus fată de 0.5% în greutate TiH₂ duce la expansiuni mult mai mari si celule foarte mici [105].

În următoarea fază amestecul omogenizat, format din pulberi metalice și agent de expandare, este compactat pentru a obține un produs dens, semifabricat (Figura 2.7c). În principiu, compactarea se poate face prin orice tehnică care asigură că agentul de spumare este încorporat în matricea metalică fără nicio porozitate deschisă reziduală. Exemple de astfel de metode de compactare sunt compresiunea uniaxială, extrudarea sau laminarea pulberilor [106]. Trebuie ținut cont de faptul că metoda de compactare aleasă este condiționată de forma dorită a materialului precursor (Figura 2.7d). Cu toate acestea, extrudarea se consideră a fi cea mai economică metodă în acest moment și, prin urmare, este metoda preferată. De obicei, în urma compactării, se realizează profile dreptunghiulare cu secțiuni transversale diferite. În timpul compactării pulberii, filmele de oxid din jurul fiecărei particule de pulbere sunt sparte și, astfel, se realizează o bună consolidare.

Tratamentul termic la temperaturi apropiate de punctul de topire al materialului matricei este următorul pas (Figura 2.7e). În timpul acestui proces, agentul de spumare, care este distribuit omogen în matricea metalică densă, se descompune. Gazul eliberat forțează materialul compactat să se extindă formând astfel structura sa extrem de poroasă. Înainte de spumare, pentru a îmbunătăți condițiile de curgere în timpul spumării în interiorul matrițelor, materialul precursor poate fi prelucrat (în foi, tije, profile, etc.) prin diferite tehnici convenționale, amintite anterior. Densitatea spumei metalice poate fi controlată prin ajustarea conținutului de agent de spumare și alți parametri de spumare, cum ar fi temperaturile și vitezele de încălzire. Dacă se utilizează hidruri metalice ca agenți de spumare, atunci un conținut mai mic de 1% este suficient în majoritatea cazurilor [72].

În urma finalizarii tratamentului termic și scoaterii spumelor din incinta termică, acestea evidențiază caracteristicile (cote și forme) finale. Figura 2.7f prezintă diverse secțiuni transversale prin spume metalice obținute cu ajutorul metalurgiei pulberilor. Se observă că distribuția dimensiunilor și formelor celulelor este aleatorie, ceea ce este tipic pentru un astfel de proces de spumare. Spumarea unei bucăți de precursor într-un cuptor are ca rezultat un "bulgăre" de spumă metalică cu o formă nedefinită, cu excepția cazului în care expansiunea este limitată în anumite direcții. Acest lucru se realizează prin introducerea materialului precursor într-o matriță goală și extinderea acestuia prin încălzire. În acest fel, pot fi obținute piese, simple sau complexe, în forma și dimensiunile dorite. În plus, dacă se optimizează corespunzator parametrii de proces, produsele finite pot prezenta o compoziție precisă și uniformă, asigurând totodată constanță proprietăților în toată masa lor. Mai mult decât atât, procesul permite obținerea spumelor metalice cu dimensiuni și orientare dirijată, la un cost redus de materiale.

2.3. Proprietățile mecanice ale spumelor metalice

2.3.1. Noțiuni generale

Datorită structurii celulare variate și a mecanismelor de cedare complexe, spumele metalice au combinații de proprietăți care nu pot fi obținute utilizând polimeri denși, metale și ceramice sau spume polimerice și ceramice [107, 108]. De exemplu, rezistența mecanică, rigiditatea și absorbția de energie a spumelor metalice sunt mult mai mari decât cele ale spumelor polimerice, proprietăți indispensabile în aplicațiile structurale (componente portante, absorbante de energie, etc.) [109]. Sunt conductoare termic și electric și își mențin proprietățile mecanice la temperaturi mult mai ridicate decât polimerii. În plus, sunt în general mai stabile în medii dure decât spumele polimerice. Spre deosebire de ceramică, acestea au capacitatea de a se deforma plastic și de a absorbi cantități mari de energie. Dacă au celule deschise, ele sunt permeabile și pot avea suprafețe specifice foarte mari, caracteristici necesare pentru aplicații funcționale (schimbătoare de căldură, filtre, suporturi de catalizator, etc.) [110].

Modelarea proprietăților spumelor metalice se bazează în mare măsură pe caracterizarea structurii materialului [111]. Proprietățile spumelor metalice sunt în mare parte determinate de densitatea acestora [112]. Cu toate acestea, tipul (celule închise / deschise / mixte,), forma (celule regulate / neregulate), dimensiunea (de la ordinul "µm" la ordinul "mm"), numărul (procentul de volum), uniformitatea și rugozitatea suprafeței celulelor sunt, de asemenea, parametri structurali importanți care influențează proprietățile spumelor metalice [113]. Deoarece spumele metalice au arhitecturi și microstructuri complexe, măsurarea și parametrizarea caracteristicilor lor reprezintă încă provocări importante [114].

Spumele metalice pot fi caracterizate în multe feluri, testarea lor fiind echivalentă cu testarea oricărui alt material ingineresc. În general, se pot distinge metodele nedistructive (spuma rămâne nedeformată sau este doar puțin afectată în timpul caracterizării) și cele distructive (spuma este deformată ireversibil sau schimbată în alt mod) de testare [115]. Este disponibilă o gamă largă de metode nedistructive pentru caracterizarea materialelor și componentelor, dar cele legate de caracterizarea directă a spumelor metalice sunt următoarele: măsurători de densitate, măsurători de penetrare a colorantului, radiografia cu raze X și radioscopie, tomografie computerizată cu raze X, senzori cu curenți turbionari, măsurători acustice, analiza vibrațională, porozimetrie și permeometrie, măsurători de conductivitate electrică și termică, spectroscopie cu unde difuzive, imagistică cu ultrasunete [116]. De cealaltă parte, dintre testele distructive, cele mai utilizate pentru caracterizarea spumelor metalice se remarcă analiza optică a imaginii, testare mecanică și testarea coroziunii [72].

2.3.2. Definirea proprietăților mecanice

Studiul proprietăților mecanice ale spumelor metalice este un subiect important, având în vedere că majoritatea aplicațiilor sunt în principal structurale. Chiar și spumele ale căror principale proprietăți sunt funcționale, necesită proprietăți mecanice minime pentru a preveni deteriorarea sau ruperea. Spumele metalice și compozitele pe bază de spume metalice sunt solicitate preponderent la compresiune și încovoiere [117]. Analizând rezultatele raportate în literatura de specialitate, s-a constatat că, regasită aproape în toate studiile și aplicațiile destinate spumelor metalice este compresiunea [118-120]. Figura 2.8 prezintă influența densității (0,41 și 0,54 g/cm³) și matricei (AlMg1Si0,6 și AlSi12Mg0,6) asupra comportamentului la compresiune (curbele tensiune-deformație) al spumelor metalice. Rezultatele sunt raportate pe spume din aliaje de aluminiu cu celule închise, obținute prin metalurgia pulberilor [121].



Figura 2.8. Curbele tensiune-deformație la compresiune a spumelor din aliaje de aluminiu cu celule închise: influența densității (a) și tipului de matrice (b)
Se observă că, indiferent de densitate (Figura 2.8a) și tipul matricei (Figura 2.8b), spumele metalice priezintă aproximativ aceleași regiuni caracteristice: regiunea liniar-elastică, regiunea de platou și regiunea de densificare [122-124]. Regiunea liniar-elastică este cea mai redusă regiune din curba tensiune-deformație (0-5% deformație), aceasta fiind caracterizată printr-o creștere liniară pronunțată a tensiunii cu deformația. În regiunea de platou, cea mai extinsă regiune (5-65% deformație), tensiunea rămâne aproape constantă cu deformația (Figura 2.8b - spuma din aliaj AlSi12Mg0,6), sau prezintă o ușoară ecruisare (Figura 2.8b - spuma din aliaj AlMg1Si0,6). Datorită mecanismelor de cedare diversificate, această regiune joacă un rol important în înțelegerea performațielor de absorbție a energiei. În regiunea de densificare (>65% deformație), datorită cedării și compactării celulelor spumei metalice, tensiunea la compresiune crește semnificativ cu deformația. La finalul aceastei regiuni şpuma se comportă aproximativ asemenea materialului solid din care aceasta este cofecționată.

Fiecare regiune caracteristică din curba tensiune-deformație la compresiune este reprezentată de proprietăți mecanice specifice, după cum urmează [125]:

- *modulul de elasticitate* (E): principala caracteristică referitoare la deformabilitatea (rigiditatea) spumei metalice și se determină de pe regiunea liniar-elastică a curbei tensiune-deformație.
- *rezistența la compresiune* (σ_{max}): tensiunea corespunzătoare primului maxim local din curba tensiune-deformație la compresiune. În anumite situații, rezistența la compresiune este asociată cu tensiunea la curgere (σ_y) a spumei metalice.
- *tensiunea de platou* (σ_{pl}): media aritmetică a tensiunilor corespunzătoare unor deformații la compresiune de 20% (σ_{20%}), respectiv 40% (σ_{40%}).
- *tensiunea la densificare* (σ_D): punctul din curba tensiune-deformație la compresiune la care tensiunea este de 1,3 ori tensiunea de platou σ_{pl}.
- deformația la densificare (ε_D): deformația corespunzătoare tensiunii la densificare σ_D. În unele cazuri, ε_D este asociată cu începutul densificării. Pentru obținerea unor performanțe de absorbție a energiei ridicate este de dorit ca deformația la densificare să prezinte valori cât mai mari.
- energia de absorbţie (EA): aria de sub curba tensiune-deformaţie la compresiune, calculată până la
 o deformaţie de 50% (EA_{50%}) sau până la începutul densificării (EA_D). Energia de absorbţie se
 determină cu relaţia (2.1).

$$EA_i = \int_0^{\varepsilon_i} \sigma d\varepsilon \tag{2.1}$$

unde i=50% (pentru o deformație de 50%,) și D (pentru deformația la densificare).

eficiența energiei de absorbție (η): absorbția de energie împărțită la produsul tensiunii maxime (σ_{max})
 și mărimea intervalului de deformare (ε_i). Eficiența energetică se determină cu relația (2.2).

$$\eta_i = \frac{EA_i}{\sigma_{max} \cdot \varepsilon_i} \tag{2.2}$$

unde i=le (pentru zona liniar-elastică), pl (pentru zona de platou), 50% (pentru o deformație de 50%) și d (pentru zona de densificare).

2.3.3. Investigații ale proprietăților mecanice

În ultimele decenii, mulți cercetători au efectuat investigații ample pentru înțelegerea comportamentului la compresiune al spumelor metalice. În acest sens, s-au utilizat condiții de încărcare cvasi-statice [126-128] și dinamice [129-131], temperaturi joase [132-134] și înalte [135-137], spume cu celule deschise [138-140] și închise [141-143], spume fragile [121, 144] și ductile [72, 145], respectiv spume metalice convenționale [146-148], compozite [149-151], sintactice [152-154] sau hibride [155-157]. Majoritatea cercetărilor s-au concentrat pe determinarea proprietăților de rezistență și a performanțelor energiei de absorbție [158]. Figura 2.9 prezintă, în formă schematizată, o comparație între absorbția de energie tipică a unui solid elastic complet dens și o spumă metalică. Datorită comportamentului mecanic, spumele metalice sunt capabile să absoarbă cantități mari de energie la niveluri scăzute ale tensiunii [159]. La un anumit nivel de deformare solidul dens absoarbe în mod natural mai multă energie, dar această situație nu reprezintă o condiție realistă. Capacitatea de a menține tensiunea de vârf la un nivel scăzut, în timp ce absoarbe energia cinetică, face din spumele metalice un excelent absorbant de energie în mod eficient.



Figura 2.9. Curbele tipice tensiune-deformație la compresiune. Comparație între enegia absorbită de un solid dens și o spumă metalică

De asemenea, s-a constatat că, pentru un procentaj similar de porozitate, rezistența spumelor metalice este de aproximativ 30 de ori mai mare decât a spumelor polimerice [13, 160]. S-a constatat că spumele metalice prezintă eficiențe majore ale energiei de absorbție dacă sunt utilizate în cobinație cu diferite secțiuni (tuburi cu secțiune circulară, pătrată, hexagonală, triunghiulară) [161]. În acest sens,

tuburile umplute cu spumă metalică au cunoscut o diversificare majoră în ultimii ani, în special în cadrul aplicațiilor din industria auto. Astfel, tuburi de aluminiu [162] / oțel [163] umplute cu spume metalice convenționale [164] / compozite [165] / sintactice [166] și testate axial [167] sau radial [168] la diferite temperaturi, au fost identificate în literatură ca și structuri compozite avansate. Pe lângă performanțele energiei de absorbție, compozitele pe bază de spumă metalică prezintă rezistențe mecanice și mecanisme de deformare/cedare net superioare secțiunilor goale [169]. Toate aceste caracteristici, considerabil îmbunătățite, sunt datorate efectului de intaracțiune dintre spuma metalică și secțiunea utilizată [170].

S-a demonstrat științific că întărirea prin îmbătrânire a spumelor de aluminiu [171] îmbunătățește rezistența spumelor cu celule de dimensiuni mari, dar nu și a celor cu celule de dimensiuni reduse, un efect atribuit acumulărilor de defecte. S-a constatat că spumele de aluminiu gradate în funcție de densitate prezintă o creștere lină a tensiunii de platou, spre deosebire de spumele uniforme care prezintă o tensiune de platou aproape constantă. Unele spume metalice dense, realizate din aliaje fragile sau de înaltă rezistență, se comprimă doar până la o deformație de maxim 20%, prezentând în final o forfecare bruscă/catastrofală la impact [172]. Această problemă poate fi rezolvată prin utilizarea unei structuri laminate care cuprinde o multitudine de straturi metalice spumate. Materialul interpus între straturi, de preferință foiță subțire de aluminiu, acționează pentru a distribui forța aplicată asupra probei. Întărit în acest fel, aluminiul spumat nu se mai foarfecă brusc, ci se comprimă până la o deformație de aproximativ 65% din înălțimea structurii inițiale. Mai mult, capacitatea de amortizare a spumelor metalice este între 5 și 10 ori mai mare decât cea a metalelor din care acestea sunt confecționate.

2.4. Aplicațiile spumelor metalice

2.4.1. Noțiuni generale

Pentru evaluarea și identificarea domeniilor de aplicabilitate ale spumelor metalice este nevoie de respectarea unor criterii de bază. Primul aspect, crucial, este legat de morfolologia celulelor [1]. Multe aplicații inginerești necesită ca un anumit tip de mediu (lichid, gazos), să poată trece prin spuma metalică. Astfel, în funcție de tipul mediului, spuma trebuie să prezinte diferite *"grade de deschidere"*, variind de la "foarte deschis" (celule deschise) până la "închis complet" (celule închise) (vezi Figura 2.2). Un alt aspect important este legat de *alegerea metalelor sau aliajelor metalice* din care poate fi fabricat un anumit tip de spumă. Trebuie ținut cont de faptul că, componentele structurale trebuie să fie ușoare, deoarece altfel ar fi făcute din metale sau aliaje masive convenționale. Prin urmare, spumele de aluminiu, magneziu, oțel sau titan sunt preferate pentru astfel de aplicații. Pentru aplicații medicale, titanul poate fi preferat datorită compatibilității sale cu țesutul. Oțelul inoxidabil sau titanul este necesar pentru aplicațiile în care sunt implicate medii agresive sau apar temperaturi ridicate. În cele din urmă, trebuie luate în considerare *problemele legate de procesare și costuri* [173, 174]. Tehnologia trebuie să fie disponibilă pentru a aduce metalul selectat în forma necesară și pentru a-l încorpora într-un ansamblu

unde își are funcția. Așadar, o tehnologie de fabricare a spumei metalice va fi inutilă dacă componenta necesară nu poate fi fabricată la un preț rezonabil.

Spumele metalice sunt utilizate de mulți ani și diverse companii produc aceste materiale pentru diferite aplicații. Aplicațiile existente ale spumelor metalice acoperă un domeniu larg și apar în mod continuu noi utilizări ale acestora. Astfel, evoluții comerciale importante, în cadrul *aplicațiilor structurale*, au avut loc în ultimii 25 ani pe spume metalice cu celule închise și compozite pe bază de spume metalice. De cealaltă parte, cele mai importante aplicații comerciale ale spumelor metalice cu celule deschise se regăsesc în cadrul *aplicațiilor funcționale*. Figura 2.10 prezintă aplicațiile spumelor metalice grupate în funcție de morfologia celulelor (celule deschise, închise sau mixte) și tipul aplicației (aplicație funcțională sau structurală). Diferența dintre aplicațiile funcționale și structurale ale spumelor se face gradual.



Figura 2.10. Aplicațiile spumelor metalice funcție de morfologia celulelor și domeniul de utilizare

Este dificil de enumerat toate aplicațiile prezente și potențiale ale spumelor metalice. Cu toate acestea, este posibil să se identifice unele astfel încât să indice gama largă de circumstanțe în care pot fi utilizate spume metalice. După cum se poate observa în Figura 2.11, aplicațiile majore ale spumelor metalice, în jur de 32%, sunt direcționate către industriile auto (26%) și aerospațială (6%). În plus, 26% din cerere merge către industria prelucrătoare reprezentată de producția de materiale (10%), ingineria de fabricație (5%) și fabricarea de componente (11%). Nu în ultimul rând, o pondere majoră, de aproximativ 16%, a spumelor metalice este regăsita în domeniul cercetării și inovării [175].

Pe lângă criteriile de bază enumerate anterior (morfologia celulelor, alegerea materialelor, procesarea spumelor și costuri), utilizarea materialelor ingineresti în diverse aplicații este condiționată de mai mulți factori, printre care cei mai importanti sunt legați de siguranța în exploatare, reducerea costului, creșterea confortului, reducerea greutății și dimensiunilor componentelor, reducerea emisiilor acustice și termice, reducerea consumului de materie primă cu beneficii ulterioare de mediu, creșterea reciclabilității.



Figura 2.11. Distribuția aplicațiilor privind spumele metalice în diverse sectoare industriale

Ținând cont de proprietățile superioare ale spumelor metalice (proprietăți bune de rezistență și rigiditate, capacități excelente de absorbție a energiei, materiale ușoare, proprietăți acustice și termice bune, permeabilitate ridicată, etc.), acestea oferă o posibilă soluție pentru unele dintre problemele menționate. Reprezentarea schematizată din Figura 2.12 rezumă principalele domenii de utilizare a spumelor metalice [176].



Figura 2.12. Principalele domenii de utilizare a spumelor metalice

Cercurile interioare reprezintă domeniile majore de aplicabilitate ale spumelor metalice care trebuie distinse: aplicații structurale (construcție ușoară, energie de absorbție) și aplicații funcționale (amortizare, izolare). Casetele exterioare dreptunghiulare ilustrează proprietățile spumelor metalice (densitate, rigiditate, rezistență, forma curbei tensiune-deformație, amortizare mecanică, conductivitate termică, energie de absorbție, permeabilitate, etc.) care sunt responsabile pentru avantajul în domeniul dat. O aplicație ideală a spumelor metalice ar fi obținerea unei piese ultraușoare, cu proprietăți excelente de absorbție a energiei și cu proprietăți deosebite de absorbție a sunetului sau a căldurii (zona galbenă - intersecția celor trei cercuri - din Figura 2.12). Astfel de aplicații multifuncționale sunt, desigur, dificil de găsit și de cele mai multe ori proiectanții se mulțumesc să găsească o aplicație dublă în care, de

exemplu, un panou structural ușor serveste ca un absorbant de sunet în același timp, sau un compozit usor care absoarbe energie de impact [177].

2.4.2. Aplicații structurale

Aplicațiile structurale ale spumelor metalice (Figura 2.13), în special cu celule închise, se regăsesc preponderent în următoarele sectoare industriale:

- Industria auto (Figura 2.13a-d): componente uşoare (capote, uşi, plafoane), absorbante de energie în caz de accident (elementele de rigidizare, compartimentele bateriilor unui vehicul electric), controlul zgomotului (podeaua maşinii) [178-184].
- Industria aerospațială (Figura 2.13e): datorită performanțelor ridicate și costurilor reduse de producție, compozitele pe bază de spumă metalică încep să înlocuiască treptat componentele tip fagure. În plus, contrar compozitelor tip fagure, panourile de tip sandwich cu miez din spumă metalică pot fi fabricate cu uşurință sub formă curbată sau ondulată [185, 186].
- Industria maritimă: construcția în intregime/parțială a bărcilor, platforme elevatoare, pereții structurali ai navelor, platforme de antene, dulapuri pirotehnice [187, 188].



Figura 2.13. Aplicații structurale ale spumelor metalice

- Industria feroviară (Figura 2.13f, g): urmează aceleași reguli ca și industria auto, dar la scară mult mai mare [189-194].
- Industria constructoare (Figura 2.13h): clădiri inteligente/portabile, decorațiuni interioare/exterioare, strat de protecție, lifturi, uși și trape ușoare de incendiu [188, 195, 196].

- *Industria sportului*: protecție tibie, căști de protecție.
- Industria biomedicală (Figura 2.13i): proteze, implanturi dentare [197, 198].

2.4.3. Aplicații funcționale

De cealaltă parte, spumele metalice cu celule deschise, și nu numai, iși găsesc aplicabilitatea în aplicații funcționale (Figura 2.14), dintre acestea cele mai importante fiind:

- *Filtrare și separare* (Figura 2.14a): filtre care rețin și separă particulele solide sau fibrele dispersate într-un lichid (pentru curățarea topiturii polimerilor reciclați, pentru îndepărtarea drojdiei din bere sau pentru uleiul contaminat) și filtre care rețin particulele solide sau lichide dispersate într-un gaz (filtrarea fumului de motorină) [176].
- Schimbătoare de caldură şi maşini de răcire (Figura 2.14b, c): spumele foarte conductoare pe bază de cupru sau aluminiu pot fi folosite ca schimbătoare de căldură. Suprafața mare, rezistența scăzută la curgere și conductivitatea termică bună le fac candidați promițători pentru maşinile de răcit [199-201].
- Suporturi pentru catalizatori (Figura 2.14d): eficacitatea catalizei depinde în mod critic de o suprafață mare de interfață între catalizator și gazele sau lichidele care trebuie reacționate. În acest sens, datorită structurii poroase, spuma metalică este candidatul ideal [202, 203].
- Depozitarea și transferul lichidelor: uleiul este depozitat în interstițiile dintre pori și este lăsat să curgă încet, înlocuind astfel uleiul uzat; apa poate fi păstrată în porii spumei și eliberată lent pentru controlul automat al umidității; parfumul poate fi depozitat și lăsat să se evapore încet; rolele poroase pot reține și distribui apa sau adezivii pe suprafețe; spumele metalice foarte deschise pot fi folosite pentru a stoca fluide la o temperatură constantă și uniformă în condiții criogenice; spuma poate reduce mişcările nedorite ale lichidului în rezervoarele parțial umplute [204, 205].
- *Controlul fluxului de fluid*: limitatoarele de debit fabricate prin metalurgia pulberilor sunt mai fiabile și mai precise decât supapele de micrometrizare convenționale. Spumele metalice sunt folosite ca redresoare de curgere în tunelurile de vânt sau distribuitoare de debit în supape [205, 206].
- Amortizoare (Figura 2.14e): componentele pentru amortizarea sunetului, a impulsurilor de presiune sau a vibrațiilor mecanice [28, 207-211].
- *Electrozi pentru baterie*: materialele celulare cu suprafața extrem de mare sunt utilizate în celulele de combustie. Spumele de nichel cu celule deschise sunt utilizate ca electrozi în bateriile NiCd reîncărcabile. Spumele de plumb pot servi, de asemenea, drept suport pentru materialul activ din bateriile cu plumb [207,212, 213].
- Dispozitive de oprire a flăcării: spumele metalice cu conductivități termice ridicate pot fi utilizate pentru oprirea propagarii flăcării în gazele combustibile. S-a demonstrat că spumele cu celule deschise sunt capabile să oprească flăcările chiar și atunci când acestea se deplasează cu viteze de până la 550 m/s [176, 206].

- Aplicații electrochimice: Spumele de nichel pot fi folosite ca material pentru electrozi în reactoare electrochimice sau pentru a îmbunătăți procesele electro-catalitice [214-217].
- *Purificarea apei*: spumele cu celule deschise ajuta la reducerea concentrației de ioni nedoriți dizolvați în apă [218].
- Control acustic: spumele metalice cu celule deschise pot fi utilizate ca dispozitive de control al undelor sonore, iar cele cu celule închise se pot utiliza ca adaptoare de impedanță pentru sursele de ultrasunete [219].



Figura 2.14. Aplicații funcționale ale spumelor metalice

3. SPUME METALICE

În funcție de tehnologia de producere (§2.2) și de domeniul de aplicație (§2.4), spumele metalice prezintă caracteristici diferite (§2.3). Utilizarea acestor materiale celulare ușoare în diferite structuri inginerești avansate, necesită cunoașterea detaliată a comportamentului mecanic. Așadar, acest capitol prezintă influența temperaturii (-196, 25, 150, 300 și 450°C), anizotropiei (după cele trei direcții ortogonale), direcției de încărcare (axial și radial), vitezei de încărcare (1,67·10⁻⁴ m/s - 3,72 m/s) și densității (0,350-1,39 g/cm³) asupra proprietăților mecanice ale spumelor metalice.

3.1. Influența direcției de încărcare și temperaturii

3.1.1. Noțiuni generale

În general, există două moduri de accidente auto: impact din orice direcție (față, spate, stânga și dreapta) și răsturnare. Toate caracteristicile de rezistență la impact sunt proiectate pentru aceste moduri tipice de accident (zone de deformare față / spate și airbag-urile pentru impact frontal și posterior, respectiv zonele laterale stânga / dreapta pentru impact lateral) [220-222]. Probabilitatea apariției diferitelor tipuri de coliziuni este prezentată în Figura 3.1.



Figura 3.1. Analiza statistică a tipurilor de coliziuni în transportul rutier

Cercetarile și rapoartele disponibile indică faptul că, *coliziunea frontală* (vezi Figura 3.1, "Frontal – 16%", "Frontal-dreapta – 16%" și "Frontal-stanga – 32%") este tipul predominant de

coliziune pentru toate tipurile de vehicule, în coliziuni simple sau multiple de vehicule, reprezentând aproximativ 64% din toate accidentele. Datorită vitezei mari de impact și, în consecință, a forțelor de impact și a energiei mari, coliziunea frontală este, de asemenea, considerată cea mai severă. În cazul unui impact pe toată lățimea (Frontal – 16%), absorbția de energie a structurii este maximizată, iar integritatea compartimentului ocupantului este menținută, cu excepția cazurilor de accidente de mare viteză [223]. În cazul unei coliziuni frontale, energia cinetică este absorbită prin deformarea barei, părții frontale a vehiculului, iar în cazurile severe se deformează planșa de bord din compartimentul pasagerilor. Punțile, roțile (jantele) și motorul limitează lungimea deformabilă. Așadar, lungimi adecvate de deformare sunt necesare pentru a minimiza accelerațiile în compartimentul pasagerilor.

În cazul *impactului lateral* (vezi Figura 3.1, Lateral – 20%), al doilea cel mai frecvent tip de impact (aproximativ 20% din toate accidentele), există un grad de risc ridicat de accidentare a ocupanților vehiculului datorită capacității reduse de absortie a energiei de către elementele de rezistență a structurii părții laterale a vehiculului (stâlpi și articulații usi, zonele superioare și inferioare ale stâlpilor), și datorită gradului ridicat de deformare interioară rezultat.

Coliziunile din spate (vezi Figura 3.1, Posterior – 6%) reprezintă doar 6% din accidentele de vehicule. Acest lucru se datorează faptului că acest tip de impact are cea mai mică probabilitate de a se produce și deoarece vitezele la care se produce coliziunea sunt scăzute [223].

Datorită proprietăților fizice și mecanice unice [224-226], spumele metalice au devenit tot mai utilizate în ultimii ani, în comparație cu materialele metalice complet dense [227-229]. Structura ușoară, precum și proprietățile de rezistență la impact ale acestui tip de material poros, l-au făcut un candidat promițător pentru aplicații care necesită o absorbție mare de energie în timpul coliziunilor [28, 230-232]. Industria auto este una dintre cele mai importante sisteme care poate folosi pe scară largă spuma metalică ca una dintre componentele principale.

Cu toate acestea, pe lângă direcția de impact (frontală sau laterală), temperatura de testare reprezintă un factor important care influențează comportamentul materialelor celulare. Datorită gamei largi de aplicații (§2.4), este necesar să se studieze detaliile comportamentului mecanic al spumelor metalice la temperaturi mai mari, respectiv mai mici de 25°C. Pentru a-și putea controla proprietățile structurii este important ca proiectanții să ia în considerare câteva proprietăți importante ale acestui material la temperaturi mai ridicate. De exemplu, fenomenul de ardere a clădirilor, care utilizează panouri compozite cu miez din spumă metalică, necesită investigarea proprietăților mecanice ale materialului la temperaturi mult mai mari decât temperatura camerei. De asemenea, componentele de rigidizare (umplute cu spumă) ale autovehiculelor, aflate în apropierea motoarelor, sunt solicitate unor variații de temperatură de-a lungul ciclului de funcționare. În plus, compozitele pe bază de spume metalice, utilizate în construcția aeronavelor (spațiu) sau autoturismelor (regiuni arctice), sunt solicitate la temperaturi negative.

Prin urmare, acest subcapitol prezintă detaliat influența temperaturii de testare (25, 150, 300 și 450°C) și direcției de încărcare (frontal / axial și lateral / radial) asupra comportamentului mecanic al epruvetelor cilindrice din spumă metalică. Studiul se concentrează în special pe mecanismele de cedare care au loc în microstructura spumei, proprietățile de rezistență și pe performanțele energiei de absorbție. Mai mult, potrivit cu temperatura de testare, se realizează o corelație între macrostructură, microstructură și curbele tensiune-deformație ale spumelor investigate. În finalul subcapitolului, se prezintă o comparație a proprietățior mecanice pentru cele două direcții de încărcare, funcție de temperatura de testare.

3.1.2. Programul experimental

3.1.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor

Pentru fabricarea spumelor metalice (SM) din aliaje de aluminiu cu celule închise s-a utilizat procedeul de turnare (§2.2.2). În acest scop, aliajul de aluminiu A356 (7,6% Si şi 0,41% Mg) s-a topit într-un creuzet din oțel inoxidabil la o temperatură de 700°C. Pentru a obține vâscozitatea dorită a suspensiei, în topitură s-a adăugat 2% calciu granulat, urmat de o agitare timp de 10 minute, la o turație de 500 rpm. Mai departe, s-a adaugat 1% pulbere de TiH₂ (hidrură de titan) tratată termic, aceasta fiind amestecată timp de 1 minut la o turație de 1000 rpm. În cele din urmă, pentru formarea bulelor prin procesul de nucleație, amestecul a fost turnat într-o matriță din oțel inoxidabil și menținut timp de 3 minute la 700°C. Tratamentul termic al pulberii de TiH₂ s-a efectuat la 500°C, timp de 2 ore. Astfel, în urma proceselor menționate, s-au produs blocuri din spumă de aluminiu cu dimensiunile 200 mm × 140 mm × 40 mm (vezi Figura 3.2a).



Figura 3.2. Bloc turnat din SM (a), structura celulară a spumelor obținute (b) și epruveta cilindrică prelevată (c)

Figura 3.2b prezintă morfologia macrostructurii spumei obținute. Din Figura 3.2b se poate observa cu ușurință că spuma evidențiază o structură cu celule închise. Densitatea (ρ) s-a calculat ca raport între masa (m) și volumul (V) epruvetelor, iar porozitatea (P) acestora ca raport între volumul porilor (V_p) și volumul total (V_T) al materialului poros. Datorită dimensiunilor mari și împrăștierii aleatorii a celulelor, densitatea epruvetelor a variat în intervalul 0,38 - 0,46 g/cm³. Densitatea medie rezultată a fost de 0,42 g/cm³. Probele cu densitate mai mare sau mai mică de 10% au fost excluse din programul experimental. Porozitatea P a spumei de aluminiu s-a obținut în jurul valorii de 85%. După

cum se poate observa din macrostructura spumei metalice (Figura 3.2b), distribuția porozității este destul de omogenă, cu morfologii variate de la forme sferice la forme elipsoide. De asemenea, se constată că majoritatea celulelor se află în domeniul dimensional 2,5 - 4,5 mm, în timp ce grosimea pereteților celulelor variază între 0,2 - 0,6 mm.

Prelevarea epruvetelor cilindrice, cu diametrul (*d*) de 20 mm și înălțimea (*h*) de 20 mm (Figura 3.2c), din blocul de spumă produs, s-a realizat cu ajutorul unei mașini cu descărcare electrică cu tăiere cu fir. Această metodă de tăiere este preferată în detrimentul altora (frezare, strunjire, etc.), deoarece previne deteriorarea structurilor poroase. În plus, pentru a se obține o structură asemănătoare, toate epruvetele supuse testării s-au prelevat dintr-un singur bloc de spumă.

Figura 3.3 prezintă imagini microstructurale (SEM) ale spumei metalice turnate, cu un detaliu asupra formei și parametrilor geometrici ale celulelor (lungimea celulelor și grosimea pereților celulelor).



Figure 3.3. Morfologia spumelor metalice turnate: forma (a) și parametri geometrici (a, b) ai celulelor

3.1.2.2. Configurarea testelor experimentale

Testele axiale și radiale de compresiune cvasi-statică s-au efectuat pe o mașină universală de testat LBG TC100 (LBG srl, Azzano San Paolo (BG), Italy), având o celulă de forță de 100 kN. În cadrul testelor experimentale s-a folosit o viteză constantă (10 mm/min) de deplasare a traversei mobile, respectiv patru temperaturi de testare: 25, 150, 300 și 450°C. Pentru testele efectuate la temperaturi ridicate (150, 300 și 450°C), mașina a fost echipată cu o incintă termică.

Pentru obținerea unei distribuții omogene a temperaturii și un echilibru termic în toata masa probelor, înainte de fiecare temperatură de testare menționată, probele s-au plasat și păstrat în incinta termică timp de 10 minute. Mai mult, pentru a preveni orice reducere a temperaturii după preîncălzire, probele din spumă s-au testat în interiorul incintei termice. Abaterea de la fiecare temperatură de testare s-a regăsit în intervalul $\pm 3^{\circ}$ C.

Figura 3.4a prezintă modul de prelevare al epruvetelor din blocul de spumă turnat continuu, parametrii geometrici ai epruvetelor și direcția de încărcare.



Figura 3.4. Bloc din spumă metalică (a) și direcțiile de încărcare (b) ale epruvetelor prelevate

După cum se poate vedea în Figura 3.4, epruvetele cilindrice din spumă metalică evidențiază două configurații diferite de încărcare, și anume:

- direcția de încărcare axială (AL);
- direcția de încărcare radială (*RL*).

Prin urmare, sarcina de compresiune a fost aplicată după cele două direcții ortogonale de încărcare a epruvetelor, așa cum este schematizat în Figura 3.4b. Pentru a testa reproductibilitatea și fiabilitatea rezultatelor, s-au investigat câte trei probe pentru fiecare condiție de testare (direcție de încărcare, respectiv temperatură de testare), conform cu standardul ISO 13314-11 [125].

3.1.3. Încărcarea axială

3.1.3.1. Comportamentul mecanic

Pe baza datelor furnizate de mașina de testat s-au obținut curbele caracteristice la compresiune forță (*F*) – deplasare (Δ). Ulterior, folosind parametrii geometrici ai epruvetelor cilindrice (d = 20 mm și h = 20 mm), curbele *F*- Δ au fost convertite în grafice tensiune (σ) – deformație (ε). Figura 3.5 prezintă o comparație a curbelor tensiune-deformație funcție de temperatura de testare.



Figura 3.5. Curbele axiale tensiune-deformație ale spumelor metalice. Influența temperaturii

După cum se poate vedea din Figura 3.5, curbele tensiune-deformație obținute la temperaturi ridicate sunt similare cu cele raportate de către alți cercetători pe diferite tipuri de materiale celulare [233, 234]. Curbele tensiune-deformație prezintă trei regiuni caracteristice de deformare:

- regiunea liniar-elastică (Zona A), ~ 0-5%: caracterizată prin comprimarea și încovoierea elastică a pereților celulelor. Aceasta regiune se termină cu apariția primului punct de maxim (vârf), numit tensiune de curgere sau rezistența la compresiune a spumei.
- regiunea de platou (Zona B), ~ 5-60%: identificată prin apariția unor fluctuații (oscilații) ale tensiunii în stadiile incipiente ale compresiunii. Această regiune se regăsește între punctul de curgere și punctul de început al densificării. Oscilațiile observate pe curba tensiune-deformație la 25°C se datorează în principal fragilității aliajului de aluminiu utilizat pentru producerea spumei [235].
- regiunea de densificare (Zona C), ~ 60-85%: tensiunea creşte considerabil ca urmare a forțelor exercitate de pereții și muchiile celulelor care intră în contact unele cu altele. Aceasta regiune se încheie cu deformarea totală a epruvetei, caz în care spuma se comportă asemenea solidului din care este confecționată.

Principalii parametrii mecanici ai fiecărei epruvete din spumă s-au determinat pe baza standardul ISO 13314-11 [125] (§2.3.2). Valorile acestor proprietăți sunt prezentate în Tabelul 3.1 în funcție de temperatura de testare utilizată.

Figura 3.6 prezintă variația tensiunii de platou (Figura 3.6a), tensiunii la densificare (Figura 3.6a) și deformației la densificare (Figura 3.6b) cu temperatura de testare. Toate cele trei proprietăți $(\sigma_{pl}, \sigma_D \text{ şi } \varepsilon_D)$ scad polinomial cu creșterea temperaturii. După cum se poate observa din Figura 3.6 și Tabelul 3.1, prin creșterea temperaturii de la 25 la 450°C, proprietățile de rezistență $(\sigma_{pl} \text{ și } \sigma_D)$ scad de 2,72 ori, iar deformația la densificare ε_D de 1,5 ori.

Temp.	Zona liniar-elastică			Zona d	Zona de densificare			
[°C]	E [MPa]	σ _y [MPa]	σ20% [MPa]	σ40% [MPa]	σ50% [MPa]	σ _{pl} [MPa]	бр [%]	σD [MPa]
	1 °1	[••]	[••]	[••]	[••]	[••]	[, •]	[••]
25	245,60±9,3	6,87±1,8	5,79±0,8	5,41±0,7	6,73±0,9	6,00±0,6	66,70±3,4	7,80±0,9
150	186,93±4,4	6,29±1,5	5,43±0,4	5,86±0,3	6,01±0,6	5,28±0,4	56,11±2,9	6,86±0,5
300	123,40±1,0	4,62±0,9	4,47±0,7	5,28±0,8	5,69±0,4	4,63±0,3	52,38±2,4	6,02±0,7
450	100,77±2,5	2,62±0,3	2,03±0,1	2,47±0,1	3,38±0,1	2,20±0,1	44,57±2,1	2,86±0,1

Tabelul 3.1. Proprietă	tile mecanice ale s	numelor metalice la	a diferite tem	peraturi de testare.	Încărcare axială
I aberai esti i roprieta	the meetinee are b	pullieloi metunee n		peraturi de testare.	mourouro umunu

unde *E* este modulul de elasticitate longitudinal, σ_y este tensiuna de curgere sau rezistența la compresiune a spumei, $\sigma_{20\%}$ este tensiunea corespunzătoare unei deformații de 20%, $\sigma_{40\%}$ este tensiunea corespunzătoare unei deformații de 40%, $\sigma_{50\%}$ este tensiunea corespunzătoare unei deformații de 50%, σ_{pl} este tensiunea de platou, ε_D este deformația la densificare, iar σ_D este tensiunea corespunzătoare deformației la densificare ε_D .



Figura 3.6. Variația tensiunilor (a) și a deformației la densificare (b) cu temperatura pentru SM solicitate axial

În cadrul primei regiuni de deformare (A), tensiunea crește aproximativ liniar cu creșterea deformației până la o valoare de maxim local (numită tensiune de curgere, σ_y), pereții celulelor fiind însoțiți de o deformare elastică (sub o deformație de 5%). Ca rezultat, se obține primul punct de maxim (1^M) pe curba tensiune-deformație (vezi Figura 3.7), punct în care are loc o creștere a deformației (ε^M) fără o creștere a tensiunii (σ^M). Neomogenitățile care se găsesc în pereții celulelor și forma acestora se comportă asemenea unor concentratori de tensiune suplimentari, slăbind capacitatea portantă a epruvetei din spumă metalică. După această valoare de maxim σ^M , tensiunea scade semnificativ la o valoare minimă (σ^m). Corespunzător acestei tensiuni minime, îi este asociat cel de-al doilea punct caracteristic de pe curba tensiune-deformație, notat cu (1^m), respectiv deformația ε^m .



Figura 3.7. Detaliu al curbei tensiune-deformație pentru SM solicitată axial (150°C)

Tabelul 3.2 prezintă valorile proprietăților mecanice corespunzatoare celor două puncte caracteristice analizate $(1^{M}$ și $1^{m})$, funcție de temperatura de testare.

Temperatura	σ^{M}	ε ^M	σ ^m	ε	Δσ	Δε	$\Delta\sigma/\sigma^{M}$
[°C]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[%]
25	6,87±1,8	4,75±0,5	3,89±0,4	10,66±1,0	2,98	5,91	43,40
150	6,29±1,5	4,39±0,6	3,86±0,1	9,20±0,5	2,43	4,80	38,69
300	4,62±0,9	6,45±0,4	3,20±0,2	12,47±1,5	1,42	6,02	30,69
450	2,62±0,3	5,01±0,3	1,99±0,2	15,23±0,7	0,63	10,23	24,02

Tabelul 3.2. Valorile tensiunilor și deformațiilor corespunzatoare punctelor 1^M și 1^m. Încărcare axială

unde σ^M este primul punct de maxim care corespunde rezistenței la compresiune (sau tensiunii de curgere), ε^M este deformația la compresiune corespunzătoare tensiunii σ^M , σ^m este tensiunea minimă regăsită imediat dupa primul punct de maxim 1^M, ε^m este deformația la compresiune corespunzătoare tensiunii σ^m , $\Delta\sigma = \sigma^M - \sigma^m$ este amplitudinea tensiunii, iar $\Delta\varepsilon = \varepsilon^m - \varepsilon^M$ este amplitudinea deformației.

Figura 3.8 prezintă variația raportului $\Delta\sigma/\sigma^{M}$ cu temperatura de testare. Acest raport scade semnificativ odată cu creșterea temperaturii, de la valoarea de 44% (25°C) la valoarea de 24% (450°C).

Această variație liniară a raportului $\Delta\sigma/\sigma^M$ este dată de relația (3.1), și prezintă un coeficient de determinare R²=0.997.

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma^M} = -0.046T[^{\circ}C] + 44.957 \tag{3.1}$$

În ceea ce privește rezultatele raportate în Tabelul 3.2 și variația din Figura 3.8 se poate concluziona că, prin creșterea temperaturii de la 25 la 450°C, valoarea amplitudinii deformației $\Delta \varepsilon$

aproape se dublează (1,73 ori) în timp ce valoarea amplitudinii tensiunii $\Delta\sigma$ scade semnificativ (4,73 ori). Se pare că, în ciuda reducerii rezistenței epruvetei, prin creșterea temperaturii, structura celulară a spumei tinde să fie comprimată cu o plasticitate mai pronunțată la niveluri mai scăzute de temperaturi.



Figura 3.8. Variația raportului $\Delta\sigma/\sigma^{M}$ cu temperatura de testare pentru SM solicitată axial

Același comportament a fost observat și de către Shojaei și colab. [236] pe aliaje de aluminiu testate sub încărcări de compresiune la temperaturi înalte. În timpul procesului de deformare la cald, densitatea dislocării este afectată. La testul de compresiune efectuat la temperatura camerei dislocațiile cresc remarcabil și are loc întărirea (ecruisarea) materialului, prin urmare tensiunea de curgere σ_y crește rapid. Odată cu creșterea temperaturii, apar unele fenomene, cum ar fi recristalizarea dinamică și înmuierea pereților celulelor, iar σ_y scade considerabil. De asemenea, după cum este evident din curbele tensiune-deformație înregistrate (vezi Figura 3.5), creșterea temperaturii în timpul testului de compresiune reduce semnificativ oscilațiile din zona platoului. Reducerea unor astfel de ondulații, la temperaturi mai ridicate, este legată de înmuierea structurii celulare a aliajului de aluminiu. Înseamnă că, prin creșterea temperaturii în timpul testelor de compresiune cvasi-statică, spuma fragilă din aliaje de aluminiu se va comporta asemenea unui material ductil, prezentând un grafic tensiune-deformație mai neted. Acest comportament este destul de evident la temperaturi de aproximativ $0, 5 \cdot T_m$ (T_m – temperatura de topire). Influența creșterii temperaturii asupra structurii celulare a aliajului de aluminiu este descrisă în secțiunea următoare.

3.1.3.2. Analiza macro și micro-structurală

Înainte de efectuarea testelor de compresiune, unele defecte inerente din microstructura spumei, cum ar fi micro-porii (pori imaturi, incomplet dezvoltați) sunt vizibili în pereții celulelor (vezi Figura 3.9a). Aceste defecte de producție, impreuna cu pereții subțiri ai celulelor (vezi Figura 3.9b) și cu microfisurile existente, influențează într-o oarecare măsură proprietățile mecanice ale structurii celulare. Imaginile obținute în timpul testelor de compresiune la temperatura camerei (25°C), arată clar până la trei zone (benzi) principale de deformare, perpendiculare pe direcția de încărcare (Figura 3.9b) [237].



Figura 3.9. Imagini macroscopice cu procesul de deformare axială a SM la 25°C

Prin creșterea până la 6% a deformației, acești micro-pori din pereții celulelor au efecte negative și acționează ca niste concentratori locali de tensiune. Acești concentratori slăbesc rezistența spumei metalice, ducând ulterior la inițierea fisurilor. Prima zonă posibilă de deformare "1" se identifică in punctele (regiunile) cele mai slabe ale epruvetei, unde spumele încep să se deformeze și apare prima fisură (fisura F1 din Figura 3.9b). Mai mult, unele semne ale deformării plastice a pereților mai subțiri ai celulelor pot fi detectate după inițierea fisurii F1 (a se vedea săgețile din Figura 3.9b). Deformarea continuă a pereților celulelor spumei este reprezentată de a doua "2" și a treia "3" zonă de deformăre (vezi Figura 3.9b). Aceste zone de deformare (1, 2 și 3), apărute încă din stadiile incipiente ale deformării la compresiune, se identifică cu diferite porțiuni ale epruvetei în care apar fisuri și deformări plastice ale pereților celulelor. Inițierea (Figura 3.9b) și propagarea (Figura 3.9c) fisurii F1, ca urmare a comprimării probei până la o deformație de 17%, slăbește structura și reduce rezistența pereților celulelor, provocând cedarea acestora și apariția primei benzi de deformare ("I", Figura 3.9c). Prin creșterea în continuare a deformației până la 35%, și împreună cu inițierea și propagarea fisurilor F2 și F3, apare a doua bandă de deformare ("II", Figura 3.9d). Dezvoltarea benzii II conduce la scăderea capacității portante a structurii și apariția deformațiilor plastice locale mari ale pereților celulelor (a se vedea săgețile din Figura 3.9d), respectiv la inițierea unor noi fisuri în microstructura spumei (fisurile F4 și F5 din Figura 3.9d). Toate aceste deformații și fisuri se identifică în zona de apariție a ultimei benzii de deformare ("III", Figura 3.9e). Analizând cele prezentate, se poate menționa faptul că mecanismele dominante de cedare la 25°C sunt reprezentate de propagarea fisurilor și deformarea plastică a pereților celulelor.

Deformarea plastică permanentă a celulelor este evidentă în interiorul benzilor de deformare, în timp ce toate celulele din afara benzilor se deformează elastic și par să-și păstreze forma originală, rămânând aproape nedeformate (a se vedea celulele de deasupra benzilor din Figura 3.9e). Prin creșterea din ce în ce mai mult a deformației (48%), întreaga epruvetă începe să se densifice de jos în sus, procesul de densificare finalizându-se în partea superioară a acesteia (Figura 3.9f). Acest comportament a fost studiat și de către Duarte și colab. [238], dar pe alt tip de spumă metalică.

În comparație cu alte temperaturi de testare mai ridicate (150, 300 si 450°C), din Figura 3.5 se poate deduce ușor că încărcarea necesară pentru deformarea plastică a pereților celulelor este mai mare la temperatura camerei (25°C). În această condiție, pereții celulelor rezistă articulațiilor plastice, prin urmare este necesară o încărcare mai mare pentru deformarea epruvetei, iar rezistența la compresiune va crește. La 25 și 150°C, tensiunile de vârf inițiale (corespunzătoare punctului 1^M) scad brusc și, după aceste zone de tranziție, ambele curbe prezintă o formă oscilantă (vezi Figura 3.5). De fapt, la aceste două temperaturi are loc ruperea / cedarea fragilă a pereților celulelor. Semnele zdrobirii (spargerii) pereților celulelor și detașarea unor părți ale probelor deformate la aceste temperaturi sunt detectate în imaginile macroscopice din Figurile 3.10a și 3.10b, rezultat atribuit ruperii fragile a structurii poroase.



Figura 3.10. Imagini macroscopice ale SM deformate axial la diferite temperaturi de testare

Prin creșterea temperaturii la 150°C, același comportament este evident ca și în cazul temperaturii de 25°C, dar datorită unei înmuieri ușoare a pereților celulelor, nivelul tensiunii scade (vezi Figura 3.6). La temperatura de 300°C, deoarece tensiunea maximă inițială scade cu 36% în comparație

cu 150°C, se pare că structura celulară începe să se înmoaie (vezi Figura 3.5). Semnele ruperii (deformării fragile) în curba tensiune-deformație sunt încă vizibile la această temperatură, dar creșterea temperaturii testului până la 450°C a schimbat total morfologia curbei, într-una de tip ductil. Dincolo de punctul de curgere (1^M), se poate observa că forma oscilantă a curbelor descrise la temperaturile menționate mai sus este eliminată complet. În acest caz, la 450°C (aproximativ $0, 7 \cdot T_m$), are loc înmuierea pereților celulelor, iar întreaga epruvetă se comportă asemenea unui material ductil. Așa cum se arată în imaginile macroscopice ale probelor deformate (vezi Figura 3.10d), structura poroasă are capacitatea de a fi comprimată fără ruperea semnificativă a pereților celulelor. Același comportament a fost raportat și de către Sahu și colab. [239], dar pe alte tipuri de spume metalice.

După efectuarea testelor, epruvetele au fost tăiate în lungul axei longitudinale și prelucrate pe mașina de șlefuit cu bandă Jean Wirtz-Phoenix 4000, utilizând hârtii metalografice (vezi Figura 3.11).



Figura 3.11. Imagini microstructurale ale SM cu zona marginală (a-d) și centrală (e-h) la diferite temperaturi

Ulterior probele au fost înglobate în rășină și șlefuite în continuare, iar la final au fost lustruite. Probele nu au fost atacate metalografic. Celulele deformate din zona centrală a epruvetelor au fost studiate la magnitudinea de 20×. Analiza probelor s-a făcut cu un microscop stereoscopic Olympus SZ61, utilizându-se ca soft de achiziție și procesare a imaginii Quick PHOTO MICRO 2.2.

După cum se poate vedea în Figura 3.11, pentru toate probele, deformarea porilor este mai evidentă și pronunțată în zona centrală (vezi Figurile 3.11e-h) decât în zona de margine (vezi Figurile 3.11a-d). În același timp, odată cu creșterea temperaturii de testare, deformarea porilor se accentuează, observându-se că la 450°C aceștia dispar complet în zona centrală (Figura 3.11h). Cu toate acestea, sub încărcările de compresiune impuse, toți porii s-au deformat. La temperatura camerei și la 150°C, există unele semne de fisurare și detașare a pereților celulelor (vezi Figurile 3.10a și 3.10b). Așa cum a fost descris în secțiunea anterioară, acest fenomen este legat de fragilitatea materialului matricei de aluminiu, în special la 25°C. Crescând temperatura de testare la 300°C, morfologia structurii deformată dispărând, observându-se doar cațiva pori izolați. În cele din urmă, proba comprimată la 450°C prezintă un comportament asemănător celei testate la 300°C, cu observația că la această temperatură toți porii din partea centrală a epruvetei sunt compactați între ei. Ca și observația generală se poate menționa faptul că odată cu creșterea temperaturii de testare, structura celulară a epruvetelor prezintă o tranziție fragil (25°C) \rightarrow ductil (450°C).

Pentru a identifica temperatura de tranziție (T_t) de la un comportament fragil la unul ductil, Figura 3.12 prezintă variația tensiunii de curgere cu temperatura de testare. Așa cum s-a descris anterior, conform curbelor tensiune-deformație, tensiunea de curgere scade brusc odată cu creșterea temperaturii.



Figura 3.12. Variația tensiunii de curgere cu temperatura pentru SM solicitate axial. Tranziția fragil → ductil

Din Figura 3.12 se poate vedea ușor că temperatura de 192°C împarte graficul în două regiuni diferite. Aceasta înseamnă că spuma testată la temperaturi mai mici decât acest punct de tranziție (P_t) se

comportă asemenea unui material fragil. Pe de alta parte, datorită înmuierii matricei aliajului de aluminiu la temperaturi mai mari de 192°C, mecanismul de cedare este schimbat în unul de tip ductil. Acest comportament a fost confirmat de imaginile macroscopice (Figura 3.10) și microscopice (Figura 3.11) prezentate anterior. S-a remarcat faptul că această temperatură de tranziție fragil \rightarrow ductil (T_t = 192°C) este raportată pentru prima dată în literatură, pentru spumele din aliaje de aluminiu cu celule închise, de către Movahedi și colab. [237].

3.1.3.3. Energia de absorbție

Deoarece spumele metalice prezintă începutul instabilității mecanice în microstructura lor, zona de platou este importantă în proiectarea amortizoarelor pentru atenuarea șocurilor și/sau pentru reducerea impactului. Având în vedere că spumele din aliaje de aluminiu cu celule închise sunt utilizate ca și componente structurale active în aplicațiile de siguranță a autovehiculelor și a clădirilor, este foarte importantă efectuarea unor investigații privind absorbția de energie. În cele ce urmează, se va acorda o atenție deosebită influenței temperaturii de testare asupra performanțelor energiei de absorbție (EA) ale spumelor metalice. În acest sens, Figura 3.13a prezintă curbele tensiune-deformație până la începutul deformației la densificare ε_D , pentru fiecare temperatură de testare (vezi Tabelul 3.1) [237]. Așadar, aria hașurată de sub fiecare curbă corespunde cantității de energie absorbită pe unitatea de volum până la ε_D și poartă numele de energie de absorbție la densificare (*EA*_D). Energia de absorbție s-a calculat conform standardului ISO 13314-11 [125], folosind ecuația (2.1). Figura 3.13b prezintă variația energiei de absorbție la densificare cu deformația pentru diferite temperaturi de testare.



Figura 3.13. Curbele axiale tensiune-deformație (a) și energie de absorbție-deformație (b) ale spumelor metalice la diferite temperaturi de testare

S-a observat că, odată cu creșterea temperaturii de la 25 la 450°C, panta curbei energie de absorbție - deformație scade semnificativ. Așadar, creșterea temperaturii de testare reduce capacitatea epruvetei din spumă de a absorbi încărcările la deformații maxime.

După cum se poate observa în Figura 3.14 și Tabelul 3.3, la deformații joase (de la zero la \mathcal{E}^{M}), structura celulară a probelor testate absoarbe aproximativ aceeași cantitate de energie (între 0,27-0,42 MJ/m³) pentru toate temperaturile [237]. Zona deformațiilor joase (0-5%) este reprezentată de către regiunea liniar-elastică a curbei tensiune-deformație. În cazul temperaturilor joase (25 și 150°C), regiunea platoului (între \mathcal{E}^{M} și \mathcal{E}_{D}) absoarbe cea mai mare cantitate de energie (aproximativ de două ori) în comparație cu regiunea de densificare (de la \mathcal{E}_{D} până la o deformație de 80% – $\mathcal{E}_{80\%}$).



Figura 3.14. Variația energiei de absorbție a SM cu temperatura de testare pentru diferite regiuni ale curbei tensiune-deformație. Încărcare axială

Pe măsură ce temperatura de testare crește la 450°C, regiunea platoului își pierde proprietățile de absorbție a energiei până la o valoare minimă de 1,64 MJ/m³. În mod contrar, regiunea de densificare prezintă cea mai mare valoare de absorbție a energiei (8,25 MJ/m³) la cea mai înaltă temperatură (450°C). Pentru zona platoului și zona de densificare, energia de absorbție descrește / crește aproximativ liniar cu temperatura de testare, urmând ecuațiile (3.2) și (3.3).

$$EA_{pl} = -0.014 \cdot T + 7.803, \qquad R^2 = 0.999 \tag{3.2}$$

$$EA_d = 0.012 \cdot T + 3.304, \qquad R^2 = 0.990 \tag{3.3}$$

unde EA_{pl} este energia absorbită pe zona platoului, iar EA_d este energia absorbită pe zona de densificare.

Mai mult, Figura 3.14 arată că regiunea platoului și regiunea de densificare absorb aceeași cantitate de energie ($EA_{pl} = EA_d = 5,39 \text{ MJ/m}^3$) la o temperatură de 175°C. Tabelul 3.3 prezintă detaliat valorile energiei de absorbție pentru fiecare zonă caracteristică a curbei tensiune-deformație [237].

Temperatura	Zona liniar-elastică	Zona de platou	Zona de densificare	EA la densificare	
1ºC1	EA _{le}	EA _{pl}	EAd	EAD	
	[MJ / m ³]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	[MJ/m ³]	
25	0,42±0,09	7,47±0,47	3,43±0,25	7,89±0,53	
150	0,34±0,09	5,70±0,33	5,12±0,31	6,04±0,33	
300	0,36±0,07	3,85±0,29	6,97±0,39	4,7±0,44	
450	0,27±0,03	1,64±0,27	8,25±0,48	1,91±0,13	

Tabelul 3.3. Valorile EA pentru fiecare zonă caracteristică a curbelor tensiune-deformație. Încărcare axială

unde EA_{le} este energia absorbită pe zona liniar-elastică, iar EA_D este energia absorbită la densificare.

Pe de altă parte, pe baza datelor experimentale și folosind relația (2.1) [125], în Figura 3.15 se propune o corelație liniară a energiei de absorbție la densificare EA_D cu temperatura de testare, sub forma ecuației (2.4):

$$EA_D = -0.014 \cdot T[^{\circ}C] + 8.220, \quad R^2 = 0.998$$
 (3.4)



Figura 3.15. Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru SM solicitate axial

Un alt parametru care caracterizează absorbția de energie este parametrul de eficiență energetică (η) . Parametrul η este definit ca raport între energia absorbită *EA* și tensiunea de curgere σ_y , și se calculează cu relația (2.2) [125]. Tabelul 3.4 prezintă detaliat valorile eficienței energetice pentru fiecare zonă caracteristică a curbei tensiune-deformație [237].

Figura 3.16 prezintă variația eficienței energetice la densificare η_D cu temperatura de testare.

Temperatura	Zona liniar-elastică	Zona de platou	Zona de densificare	η la densificare	
	ηıe	η _{pl}	ηa	η	
	[-]	[-]	[-]	[-]	
25	0,06±0,01	0,97±0,07	0,47±0,03	1,03±0,05	
150	0,06±0,01	0,86±0,05	0,42±0,03	0,92±0,05	
300	0,08±0,01	0,70±0,08	0,36±0,02	0,78±0,05	
450	0,05±0,01	0,63±0,05	0,36±0,01	0,68±0,03	

							^	
T-L-L-1-2 4	571 1.	··· · · · · · · · · · · · · · · · · ·	, , , , , , , , , , , , , , , , , , ,	1 1	· ·	1 6 4	T ~	· 1~
I aneilii 3 4	valorile <i>i</i>	<i>n</i> nentrii fiecare zona	i caracteristica a	acurpeior	tensiline-	deformatie	Incarcare	ax1a1a
I aberui et it	v uloi lie i	pennia needie zone	i curactoribilea t	i curocior	temorane	acioinaçie.	mourouro	umunu

unde η_{le} este eficiența energetică pe zona liniar-elastică, η_{pl} este eficiența energetică pe zona de platou, η_d este eficiența energetică pe zona de densificare, iar η_D este eficiența energetică la densificare.



Figura 3.16. Variația eficienței energetice la densificare cu temperatura pentru SM solicitate axial

Din Figura 3.16 se observă că eficiența energetică η_D scade liniar odată cu creșterea temperaturii de testare, conform ecuației (3.5).

$$\eta_D = -0.0008 \cdot T[^{\circ}C] + 1.0453, \quad R^2 = 0.995$$
 (3.5)

Ecuațiile (3.4) și (3.5) sunt foarte importante în aplicațiile practice și ar putea fi utile pentru estimarea valorilor energiei de absorbție și efeicienței energetice în intervalul de temperaturi 25-450°C.

3.1.4. Încărcarea radială

Datorită gamei largi de aplicații inginerești, pe lângă încărcările axiale (frontale), deja prezentate în Subcapitolul 3.1.2 [25, 26, 65, 118, 119, 121, 132-136, 144, 145, 161, 162, 181, 238], structurile confecționate din spumă metalică se vor confrunta și cu încărcări laterale (radiale) [163, 164, 168]. Spre exemplu, coliziunile laterale între 1980 și 2001 au condus la o scădere cu 24% a ratei de deces la un milion de mașini înregistrate. Deși considerabil, acest număr este încă mult mai mic comparativ cu scăderea de 52% a coliziunilor frontale din aceeași perioadă. Motivul principal al acestui procentaj, încă ridicat al coliziunilor laterale, este dat de creșterea nepotrivirii dimensiunilor și materialelor utilizate în construcția autoturismelor [3, 117, 223, 232]. Și în acest caz, principalele elemente de rezistență solicitate lateral (stâlpii și articulațiile ușilor, zonele superioare și inferioare ale stalpilor, etc.), pot fi confecționate din spume metalice cu performanțe superioare în ceea ce privește energia absorbită la impact. Așadar, este necesară cunoașterea detaliată a comportamentului la compresiune laterală / radială al spumelor metalice.

3.1.4.1. Comportamentul mecanic

Figura 3.17 prezintă curbele forță (F) – deplasare (Δ) ale epruveteleor cilindrice din spumă metalică încărcate radial la diferite temperaturi de testare. Toate curbele forță-deplasare evidențiază comportamentul caracteristic la compresiune al materialelor celulare de tipul spumelor metalice. Deformarea inițială a probelor are loc în regiunea elastică (A) cu o relație aproape liniară între forță și deplasare. Apoi, în regiunea platoului (B), comprimarea probelor are loc sub o încărcare aproape uniformă odată cu creșterea deplasării. În cele din urmă, datorită compactării probelor, forța necesară pentru deformarea epruvetelor crește rapid în regiunea de densificare (C) [240].



Figura 3.17. Curbele radiale forță-deplasare ale spumelor metalice. Influența temperaturii

După cum se poate vedea, creșterea temperaturii de testare de la 25 la 450°C deplasează curbele forță-deplasare la valori mai mici ale încărcării. Astfel, forța necesară pentru deformarea radială a epruvetelor din spumă, la temperatura camerei (25°C), este în general mai mare decât la celelalte trei temperaturi (150, 300 și 450°C). Probele comprimate la 25 și 150°C prezintă unele oscilații în regiunea de platou. Aceste oscilații sunt asociate cu fragilitatea matricei aliajului de aluminiu A356 din care sunt fabricate spumele metalice. Prin creșterea temperaturii în timpul testului de compresiune de la 300 la 450°C, curbele forță-deplasare arată o forță aproape uniformă în regiunea de platou. Acest lucru este atribuit înmuierii aliajului A356 la temperaturi ridicate.

În Tabelul 3.5 sunt enumerate principalele proprietăți mecanice ale spumelor testate după direcția radială [241]. Toate proprietățile sunt reduse prin creșterea temperaturii de testare.

Temp.	Zona liniar	-elastică (A)	Zo	na de platou	Zona de densificare (C)		
[°C]	F _y [kN]	$\Delta_{y} [mm]$	F20% [kN]	F40% [kN]	F _{pl} [kN]	$\Delta_{\rm D} [\rm mm]$	F _D [kN]
25	1,22 (3,31)	1,04 (3,42)	1,89 (7,78)	1,81 (6,11)	1,85 (1,51)	10,58 (5,34)	2,41 (1,45)
150	0,90 (7,11)	0,78 (5,11)	1,71 (5,96)	1,66 (2,87)	1,69 (1,52)	10,51 (9,56)	2,20 (1,56)
300	0,65 (9,72)	0,65 (9,27)	1,50 (1,36)	1,60 (3,33)	1,55 (6,23)	9,56 (0,82)	2,01 (7,05)
450	0,40 (7,86)	0,35 (9,43)	0,61 (8,70)	0,69 (8,66)	0,65 (9,16)	9,52 (4,60)	0,85 (7,86)

Tabelul 3.5. Proprietățile mecanice ale spumelor metalice la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială

unde F_y este forța de curgere la compresiune a spumei, Δ_y este deplasarea la curgere corespunzătoare forței F_y , $F_{20\%}$ este forța corespunzatoare unei deformații de 20%, $F_{40\%}$ este forța corespunzătoare unei deformații de 40%, F_{pl} este forța de platou, Δ_D este deplasarea la densificare, F_D este forța corespunzătoare deplasării la densificare Δ_D , iar DS este deviația standard exprimată în [%].

Figura 3.18 prezintă variația la compresiune radială a diferitelor forțe (de curgere, de platou și la densificare) cu temperatura de testare a epruvetelor din spumă de aluminiu.



Figura 3.18. Variația forței de curgere, platou și densificare cu temperatura pentru SM solicitate radial

La sfârșitul regiunii elastice (vezi Figura 3.17), forța de curgere (F_y) scade liniar cu temperatura de la 25 la 450°C (vezi Figura 3.18). S-a obținut că la temperatura de 450°C, forța de curgere este de până la 3 ori mai mică decât la 25°C. Similar cu forța de curgere, forța necesară pentru deformarea

epruvetei în regiunea platoului (F_{pl}) scade treptat și liniar de la 25 la 300°C; în timp ce, de la 300 la 450°C, se observă o scădere bruscă a forței de platou F_{pl} cu temperatura. În regiunea de densificare (C), indiferent de temperatura de testare, spumele prezintă diferențe foarte mici ale deplasării la densificare Δ_D . Aceasta înseamnă că regiunea C este aproape independentă de temperatura de testare. Pe de altă parte, similar cu forța de platou, forța la densificare (F_D) arată o tendință descendentă mai lină între 25 și 300°C, respectiv scade brusc de la 300 la 450°C. În plus față de tiparul variației, cele două forțe prezintă aproximativ același procent de degradare, și anume de 64,86% pentru forța de platou și 64,73% pentru forța la densificare.

3.1.4.2. Analiza macro și microstructurală

Procesul de compresiune radială a probelor cilindrice din spumă metalică, la 25°C, este prezentat în Figura 3.19 la diferite deplasări, cu intervale de 4 mm [138].



Figura 3.19. Imagini macroscopice cu procesul de deformare radială a SM la 25°C

Datorită poziționarii radiale, zona de încărcare dintre epruvetă și plăcile mașinii de testat este limitată doar la celulele periferice (superioare și inferioare) ale spumei [168, 241]. Aceste celule sunt cele mai predispuse să fie încărcate și deformate în etapele inițiale ale compresiunii radiale (vezi celulele marcate cu puncte galbene din Figura 3.19a). Prin urmare, comprimarea inițială a epruvetei are ca rezultat inițierea unor microfisuri în pereții celulelor marcate cu puncte galbene (Figura 3.19a). Așadar, epruveta din spumă metalică, încărcată radial, se va deforma doar în zonele sale de contact cu plăcile de încărcare ale mașinii de testat (vezi ovalele galbene din Figura 3.19b).

Pe măsură ce testul de compresiune progresează, zonele de contact se aplatizează treptat, iar deformarea probei este transferată către următoarele celule adiacente (vezi săgețile roșii din Figura

3.19b). În această etapă de deformare este vizibil flambajul pereților celulelor. Aceste celule, care inițiază a doua etapă de deformare, sunt marcate cu puncte roșii în Figura 3.19a.

La o deplasare de 8 mm, deformarea celulelor este mai pronunțată în comparație cu etapa anterioară. Ovalele roșii mai mici din Figura 3.19c arată celulele deformate ale spumei prin diverse mecanisme de cedare, cum ar fi ruperea fragilă, încovoierea pereților celulelor și curgerea fețelor celulelor. Deformarea succesivă a celulelor vecine scade rezistența materialului datorită dezvoltării în probă, la aproximativ 45°, a unei benzi de forfecare (vezi ovalul galben din Figura 3.19c). Scăderea forței, observată în curba forță-deplasare din Figura 3.17, la 25°C, este, cel mai probabil, legată de formarea benzii de forfecare în această etapă.

O compresiune radială suplimentară asupra epruvetei are ca rezultat dezvoltarea accentuată a benzii de forfecare deja formate. Acest fenomen determină deformarea plastică a celulelor spumei în imediata ei vecinătate (vezi săgețile galbene din Figura 3.19d). Creșterea continuă a forței radiale duce la o compactare pronunțată a celulelor, făcându-le într-un final să intre în contact unele cu altele. În această etapă spuma începe să se comporte asemenea materialului solid din care este fabricată.

Figura 3.20 prezintă imaginile microstructurale ale epruvetelor din spumă, deformate la diferite temperaturi [138].



Figura 3.20. Imagini microstructurale ale spumelor metalice testate la diferite temperaturi. Încărcare radială

Pentru a putea fi comparate imaginile SEM, toate epruvetele au fost încărcate cvasi-static la compresiune până la aceeași forță maximă. Se observă că la 25 și 150°C are loc o rupere fragilă a pereților celulelor. Acest tip de rupere a fost, de asemenea, observat sub formă de "oscilații" și "scăderi de forță" în curbele forță-deplasare din Figura 3.17. În plus, la 300°C, pe lângă ruperea fragilă, există câteva semne de deformare ductilă a pereților celulelor (vezi Figura 3.20). Ovalele roșii arată curgerea plastică aparentă a matricei din aluminiu în detrimentul micro-fisurilor.

Conform precizărilor anterioare, creșterea temperaturii de testare împiedică formarea benzilor de forfecare și, prin urmare, se obține o regiune netedă a platoului (vezi Figura 3.17). Acest fenomen este asociat cu înmuierea matricei aliajului de aluminiu la temperaturi ridicate [133]. La 450°C este observată deformarea ductilă a matricei spumei, fără nici un indiciu semnificativ de cedare fragilă (vezi Figura 3.20). În acest caz, recristalizarea dinamică a aliajului matricei influențează ductilitatea spumei la temperaturi mai ridicate în timpul compresiunii (§3.1.3.1). De asemenea, acest fenomen a fost observat și în cazul spumelor sintactice cu matrice metalică, testate la temperaturi mai ridicate [242].

3.1.4.3. Energia de absorbție

Curbele energie de absorbție (EA) – deplasare (Δ) ale spumelor metalice investigate, sub încărcare radială, sunt prezentate în Figura 3.21 [138, 241]. După cum se poate observa, energia de absorbție a spumelor metalice scade odată cu creșterea temperaturii de testare. Similar curbelor forțădeplasare, diferența majoră, în termenii capacității de absorbție a energiei, se regăsește între temperaturile de 300 și 450°C.



Figura 3.21. Curbele radiale energie de absorbție-deplasare ale spumelor metalice. Influența temperaturii

Tabelul 3.6 prezintă valorile energiei de absorbție la diferite niveluri ale deformației [241]. Se observă că la deformații mici, sub 10%, spumele absorb o cantitate foarte mică de energie. Marea majoritate a energiei este absorbită în zona de patou, deoarece aceasta corespunde celei mai extinse regiuni din curba forță-deplasare.

Temperatura	Energia de absorbție la diferite niveluri ale deformației [J]								
[°C]	EA10%	EA20%	EA30%	EA40%	EA50%	EA60%	EA70%	EA80%	EAd
25	2,29	5,86	9,30	12,78	16,99	22,30	32,21	44,72	18,35
150	1,92	4,03	6,97	9,14	11,75	15,39	21,45	37,88	15,40
300	1,26	3,12	6,15	8,55	10,20	14,23	21,00	35,01	10,68
450	0,37	1,58	2,83	4,21	5,62	7,49	10,49	16,60	6,00

Tabelul 3.6. Valorile EA la diferite niveluri ale deformației funcție de temperatura de testare. Încărcare radială

În Figura 3.22 este prezentată variația energiei de absorbție la densificare (EA_D) cu temperatura de testare a spumelor metalice solicitate radial. Înmuierea matricei spumelor duce la o scădere considerabilă a capacității de absorbție a energiei. Valorile energiei de absorbție la densificare scad liniar cu temperatura, cu peste 67%, urmând ecuația (3.6).

$$EA_D = -0.029 \cdot T[^{\circ}C] + 19.403, \quad R^2 = 0.997$$
 (3.6)



Figura 3.22. Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru SM solicitate radial

3.1.5. Comparație axial-radial

3.1.5.1. Comportamentul mecanic

Raportul de anizotropie (axial / radial) este considerat un parametru important care influențează proprietățile mecanice ale spumelor metalice încărcate axial (AL), respectiv radial (RL). Zu și colab. [243] au arătat că raportul de anizotropie este influențat semnificativ de densitatea relativă. Prin urmare, în această investigație, datorită utilizării aceleiași densități pentru toate probele din spumă, parametrul raportului anizotropiei a fost considerat constant.

În Figura 3.23 se prezintă o comparație axial-radial a curbelor forță-deplasare pentru fiecare temperatură de testare [241]. După cum se poate observa, indiferent de temperatura de testare și direcția

de încărcare, curbele forță-deplasare prezintă aceeași morfologie [237]. În comparație cu direcția axială, sub încărcări radiale, regiunea liniar-elastică s-a dovedit a avea loc la deplasări mult mai mici (de ordinul 0,4 mm, corespunzătoare unei deformații sub 2%).



Figura 3.23. Curbele forță-deplasare a SM la diferite temperaturi de testare. Comparație axial-radial

Sub încărcări axiale, curbele forță-deplasare evidențiază un punct de curgere $(F_{y,AL})$ cu o valoare de vârf la sfârșitul regiunii liniar-elastice, în timp ce pentru încărcări radiale punctul inițial de curgere $(F_{y,RL})$ este considerabil mai mic (cu aproximativ 60%). Acest fenomen este legat de trei factori principali, și anume [241]:

- variația zonei de încărcare în timpul compresiunii radiale (de la o linie la o suprafață);
- zona de încărcare mult mai mică pentru direcția radială (40 mm², vezi Figura 3.24a) comparativ cu direcția axială (314 mm², vezi Figura 3.24b);
- anizotropia spumei metalice.



Figura 3.24. Zona de contact dintre epruveta cilindrică din SM și plăcile de încărcare ale mașinii de testat la compresiune: încărcare axială (a) și încărcare radială (b)

Conform imaginilor macrostructurale ale probelor cilindrice din spumă de aluminiu, suprafața de încărcare pentru direcția axială prezintă un număr mai mare de celule (între 40-50 celule) decât în cazul direcției radiale (între 7-10 celule).

În ciuda raportului de anizotropie constant și având în vedere aceeași densitate a spumei pentru fiecare direcție de încărcare, atât variația ariei reale de încărcare, cât și numărul de celule care vor prelua sarcina aplicată, par să afecteze predominant rezultatele la fiecare temperatură de testare. În acest caz, zona liniar-elastică și începutul zonei platoului sunt afectate de primii doi factori menționați, și abia după aceea anizotropia porilor ajunge să joace un anumit rol, valabil doar pentru sfârșitul zonei platoului și zona densificării. Din aceste motive, valorile densificării sunt foarte similare pentru încărcarea axială și cea radială, iar rezultatele anterioare acestei zone (de exemplu, punctele de curgere) diferă semnificativ.

Figura 3.25 prezintă variația proprietăților mecanice ale spumelor metalice cu temperatura de testare pentru direcția axială și radială de încărcare [241]. Se observă că, în ceea ce privește proprietățile mecanice, direcția axială iese în evidență ca fiind cea mai favorabilă.

Având în vedere Figurile 3.23 și 3.25a, se pare că poziționarea diferită a epruvetei cilindrice sub plăcile dispozitivului de încărcare influențează semnificativ capacitatea portantă a structurii celulare. De asemenea, după cum este evident, în ambele condiții de încărcare (direcție axială și radială), creșterea temperaturii duce la o scădere a forței la curgere F_y (vezi Figura 3.25a). O comparație între cele două direcții de încărcare investigate arată că pentru direcția axială, reducerea procentuală a punctului de curgere a fost de aproximativ 70% odată cu creșterea temperaturii de testare de la 25 la 450°C. Inițial sa obținut o scădere bruscă de la 25 la 150°C (aproximativ 32%), urmată de o ușoară scadere între 150-450°C. Pe de altă parte, pentru direcția radială s-a observat o scădere (de 67%) aproape liniară cu creșterea temperaturii, neobservându-se scăderi bruște ale forței de curgere ($F_{y,RL}$).



Figure 3.25. Variația proprietăților mecanice cu temperatura de testare a SM. Comparație axial-radial

După cum este evident din Figurile 3.23 și 3.25b, creșterea temperaturii de testare reduce efectul direcției de încărcare (axial sau radial), în timp ce, la temperaturi mai mici, direcția de încărcare este mai dominantă decât temperatura. Această competiție (temperatură-anizotropie) este foarte importantă pentru proiectanții care doresc să utilizeze spume metalice în aplicații practice la diferite temperaturi. Astfel de rezultate îi ajută să poată lua în considerare cea mai bună poziționare a spumei pentru a identifica cea mai mare eficiență a structurii compozite.

Forțele de curgere $F_{y,AL}$ și $F_{y,RL}$ sunt considerate punctele axiale și radiale de cedare plastică a epruvetelor și, conform lui Gibson și Ashby [1], acestea sunt o funcție a raportului de anizotropie (R_{an}) conform ecuației (3.7).

$$\frac{F_{y,AL}}{F_{y,RL}} = \frac{2R_{an}}{1 + (1/R_{an})}$$
(3.7)

După cum se poate observa din Figura 3.25b, la fiecare temperatură specifică, raportul forțelor de curgere $F_{y,AL} / F_{y,RL}$ este constant (un astfel de raport nu are nicio relație cu valorile anizotropiei porilor), obținându-se o variație aproximativ liniară cu temperatura. Figura 3.25b demonstrează că, indiferent de direcția de încărcare a epruvetelor, anizotropia nu influențează comportamentul spumei metalice pe regiunea liniar-elastică. Aceasta confirmă, aspectele menționate mai sus, că poziționarea epruvetelor influențează prima parte a curbei forță-deplasare.

Figura 3.25c prezintă variațiile forțelor de platou ($F_{pl,AL}$ și $F_{pl,RL}$) cu creșterea temperaturii de testare. Rezultatele evidențiază o scădere ușoară și liniară a forțelor de platou de la 25 până la 300°C, urmată de o scădere bruscă în intervalul 300-450°C. Ambele încărcări (axială și radială) prezintă același tipar, cu observația că valorile forțelor de platou pentru încărcarea axială sunt mai mari decât cele ale încărcării radiale ($F_{pl,AL} > F_{pl,RL}$). Mărimea forței de platou este influențată de rezistența structurii celulare a spumei din aliaj de aluminiu. După cum este evident din Figura 3.25c, panta de reducere a curbei F_{pl} -T pentru direcția axială este mai mare decât cea pentru direcția radială. Aceasta înseamnă că, în condiții de încărcare axială, efectul de creștere a temperaturii de testare este mai evident decât pe direcția radială. Acest aspect este legat de procesul diferit al transferului de căldură între aceste două direcții de încărcare. O tendință similară este evidentă și pentru variația forței de curgere cu temperatura. Chiar dacă la temperatura de 300°C forța de curgere F_y prezintă valori mai mari în favoarea direcției axiale (Figura 3.25a), se pare că structura celulară a spumei își pierde stabilitatea pe zona platoului, iar forța de platou F_{pl} prezintă valori aproximativ egale pentru cele două direții de încărcare (Figura 3.25c).

Densificarea epruvetei scade odată cu creșterea temperaturii de testare, iar la 450°C cele două direcții de încărcare (axială și radială) prezintă puncte de densificare aproximativ egale (9,54 mm). După cum se poate vedea din Figura 3.25d, între 25 și 300°C, epruvetele testate radial se densifică mai repede decât cele încărcate axial ($\Delta_{D,RL} < \Delta_{D,AL}$). Una dintre cele mai importante proprietăți, care a fost afectată de creșterea temperaturii de testare la compresiune, este punctul de densificare. Conform investigațiilor efectuate de Degischer și Kriszt [225], punctul de densificare al metalelor celulare este dependent de densitatea relativă a structurii spumei. În acest studiu, datorită utilizării spumelor cu densitate aproape similară, efectul temperaturii de testare duce la o scadere atât a deplasării la densificare (Δ_D), cât și a forței corespunzătoare punctului de densificare (F_D). Un astfel de comportament este cel mai evident la temperaturi mai mari de 150°C (de exemplu de la 150 la 300°C), când reducerea deplasării la densificare este considerabil mai mare în comparație cu creșterea temperaturii de testare peste 150°C schimbă comportamentul spumei din unul fragil în unul ductil. Comparativ cu celelalte temperaturi mai inferioare, creșterea temperaturii la 450°C conduce la o densificare mai rapidă a

structurii celulare. Cel mai important argument pentru acest fenomen este legat de înmuierea pereților celulelor și implicit capacitatea lor scăzută de a prelua încărcări de compresiune la temperaturi ridicate. După cum se poate observa, pentru ambele condiții de încărcare, peste temperatura de 150°C este detectată o scădere a începutului densificării. Cu toate acestea, creșterea temperaturii de testare prezintă un efect mai mare pentru direcția axială de încărcare, în special în intervalul 150-450°C. Pe de altă parte, în conformitate cu Figura 3.25 și Tabelul 3.5, nu există nici o schimbare considerabilă a deplasărilor la densificare după direcția radială de la 150 la 450°C, iar de la 300 la 450°C densificarea nu s-a modificat evident în condițiile încărcării radiale.

3.1.5.2. Energia de absorbție

Figura 3.26 prezintă variația energiei de absorbție cu temperatura de testare, atât pentru direcția axială, cât și pentru direcția radială [241].



Figura 3.26. Curbele energie de absorbție-deplasare a SM la diferite temperaturi. Comparație axial-radial

Din Figura 3.23 se poate observa că o cantitate foarte mică de energie este absorbită în zona liniar-elastică, deoarece această zonă este relativ mică: sub o deformație de 5% (o deplasare de 1 mm)

108
pentru direcția axială, respectiv sub o deformație de 2% (o deplasare de 0,4 mm) pentru direcția radială. Cea mai mare cantitate de energie este absorbită în zona platoului, deoarece în această zonă au loc principalele mecanisme de cedare din spumă [244].

Energia de absorbție *(EA)* este reprezentată de aria de sub curbele forță-deplasare. Pentru a putea compara rezultatele, energia de absorbție a fost calculată până la o deplasare de 16 mm, utilizând ecuația (2.1). Figura 3.27 prezintă o comparație a energiei de absorbție la diferite niveluri de deplasare atât pentru cele două direcții de încărcare (axială și radială), cât și funcție de temperatura de testare [241].



Figura 3.27. Variația energie de absorbție-deplasare a SM la diferite temperaturi. Comparație axial-radial

Conform Figurii 3.27, energia absorbită scade odată cu creșterea temperaturii de testare atât pentru direcția axială (EA_{AL}), cât și pentru direcția radială (EA_{RL}). La toate temperaturile investigate, în domeniul deplasărilor mici (<12 mm), energia de absorbție este mai mare pentru direcția de încărcare axială ($EA_{AL} > EA_{RL}$). La temperatura de 25°C și la o deplasare de 14 mm, ambele condiții de încărcare arată valori aproximativ similare ale energiei de absorbție ($EA_{AL} \approx EA_{RL}$). Cu toate acestea, creșterea temperaturii de testare a schimbat această tendință, și așa cum se poate vedea în Figura 3.27, la deplasări mai mari (16 mm), valorile energiei de absorbție pentru direcția radială sunt mai mari decât cele obținute după direcția axială ($EA_{RL} > EA_{AL}$). Acest lucru este atribuit efectului temperaturii asupra forței de platou F_{pl} , descris anterior. Conform rezultatelor obținute, efectul creșterii temperaturii asupra reducerii forței de platou în direcția axială ($F_{pl,AL}$) este mai evident comparativ cu direcția radială ($F_{pl,RL}$). Pe baza rezultatelor experimentale prezentate în Tabelul 3.5, Figura 3.28 prezintă două corelații liniare (ecuațiile (3.8) și (3.9)) ale energiei de absorbție la densificare (EA_D) funcție de temperatura de testare (intervalul de temperaturi 25-450°C).



Figura 3.28. Variația energiei de absorbție la densificare a SM cu temperatura. Comparație axial-radial

$$EA_{D,AL} = -0.048 \cdot T[^{\circ}C] + 28.653, \quad R^2 = 0.992$$
 (3.8)

$$EA_{D,RL} = -0.029 \cdot T[^{\circ}C] + 19.403, \quad R^2 = 0.997$$
 (3.9)

unde $EA_{D,AL}$ este energia de absorbție la densificare după direcția axială, iar $EA_{D,RL}$ este energia de absorbție la densificare după direcția radială.

Ecuațiile (3.8) și (3.9) sunt importante pentru aplicațiile inginerești din punct de vedere al proiectării structurilor care conțin spume metalice. Efectuarea testelor de compresiune la temperaturi ridicate, în condiții axiale și radiale, este mai dificilă decât la temperatura camerei. În acest sens, prin aceste ecuații, valorile energiei de absorbție (EA_{D,AL} și EA_{D,RL}) pot fi estimate în funcție de temperatura de interes, desigur în intervalul 25-450°C.

3.2. Influența temperaturii și anizotropiei

3.2.1. Noțiuni generale

Spumele metalice, asemănătoare majorității materialelor celulare, sunt anizotrope, și pot fi fabricate în diferite moduri pentru a obține o anizotropie structurală (geometrică) sau o anizotropie materială (proprietate mecanică) [28, 245]. Cu toate acestea, în unele cercetări, parametrii geometrici ai celulelor, cum ar fi dimensiunile celulelor și morfologia acestora, influențează comportamentul mecanic al materialelor poroase [246, 247]. S-a constatat că principalele proprietăți mecanice ale materialelor celulare variază semnificativ în funcție de numărul de celule sau de mărimea constituenților [113, 124,

248-253]. Ramamurty si Paul [248], luând în considerare micromecanismele de deformare, au raportat că variabilitatea proprietătilor de rezistentă este legată de varianta dimensiunii celulelor spumei metalice. Rezultatele statistice ale lui Zheng și colab. [249] arată că performanțele energiei de absorbție a spumelor pot fi îmbunătătite prin cresterea neregularității celulelor. Manonukul și colab. [250] au studiat anizotropia geometrică și izotropia proprietătilor mecanice după două direcții, utilizând probe cilindrice din spumă metalică cu dimensiuni diferite ale celulelor. Ei au obtinut că spumele investigate experimental prezintă un comportament izotrop după cele două direcții de încărcare. Investigația lui Sulong si colab. [124], efectuată pe o spumă metalică sintactică, a evidențiat o anizotropie nesemnificativă a proprietăților mecanice. Autorii au observat că proprietățile spumei au fost puțin mai mari în cazul în care materialul a fost încărcat paralel cu direcția de turnare. Efectul localizării inițiale a materialului precursor în matrită, asupra structurii spumei si comportamentului la compresiune, a fost investigat de Nosko și colab. [251]. Testele de compresiune au arătat că anizotropia structurală influențează semnificativ valorile tensiunii și deformației, aceasta conducând la dispersia tensiunii de cedare. Vesenjak si colab. [252] au efectuat simulări numerice statice si dinamice pe spume metalice pentru a investiga efectul anizotropiei materiale. Pe baza datelor obținute prin tomografie computerizată, aceștia au constatat că, datorită procedurii de fabricație, spuma a prezentat o anizotropie ortotropă. Raportul anizotropiei geometrice al spumelor din aliaje de aluminiu (Al-Si), cu diferite densităti relative, a fost studiat de Mu si colab. [113]. Rezultatele lor arată că spumele metalice încărcate în directie transversală prezintă un raport mai mic al amplitudinii tensiunii. Mai mult, s-a constatat ca spumele metalice prezintă valori mai mari ale tensiunii și energiei de absorbție în direcția longitudinală decât în cea transversală. Park și Nutt [253] au observat că, datorită formei celulelor spumei, rezistenta de curgere a fost de trei ori mai mare în direcția transversală decât în cea longitudinală.

După cum se poate observa în studiile enumerate mai sus, anizotropia spumei este considerată un parametru important care afectează în mod semnificativ comportamentul la compresiune al spumelor metalice, testate la temperatura camerei. Prin urmare, acest subcapitol își propune să detalieze comportamentul la compresiune (proprietățile mecanice și performanțele de absorbție a energiei) al spumelor metalice sub diferite condiții de încărcare (trei direcții ortogonale) și diferite temperaturi de testare (-196, 25 și 250°C). În plus, conform temperaturii de testare și direcției de încărcare, se prezintă modificarea procentuală a proprietăților normalizate.

3.2.2. Programul experimental

3.2.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor

Procedeul de obținere al spumelor investigate este prezentat în detaliu în Secțiunea 3.1.2.1. Inițial, spumele din aliaje de aluminiu s-au obținut sub formă de blocuri (vezi Figura 3.2a) [132]. Ulterior, pentru a se investiga influența anizotropiei, blocurile din spumă s-au prelucrat sub formă

de epruvete cubice cu dimensiunile 20 mm \times 20 mm \times 20 mm. Figura 3.29 prezintă imagini macrostructurale ale spumelor metalice pentru cele trei direcții investigate.



Figura 3.29. Structura SM în funcție de direcția de încărcare: direcția X (a), Y (b) și Z (c)

Din Figura 3.29 se poate remarca, cu ușurință, că spumele obținute evidențiază o structură cu celule închise, având forme circulare și eliptice. Dintr-o simplă vizualizare a imaginilor obținute, pe cele trei direcții de încărcare, se poate observa că spumele prezintă diferențe notabile în ceea ce privește structura, dimensiunile și distribuția celulelor. Prin urmare, este de așteptat ca acest aspect să influențeze rezultatele experimentale.

3.2.2.2. Configurarea testelor experimentale

Programul experimental este prezentat în detaliu în Secțiunea 3.1.3.2. În acest caz, pe lângă incinta termică necesară pentru efectuarea testelor la temperaturi ridicate (descrisă în §3.1.3.2), mașina de testat a fost echipată cu un compartiment de răcire pentru temperaturi scăzute. Așadar, compartimentul de răcire, împreună cu o instalație de azot lichid (LN), s-a utilizat pentru testele efectuate la temperatura de criogenare (-196°C), în timp ce incinta termică s-a utilizat pentru testele efectuate la temperatura de 250°C. Testele la temperatura camerei (25°C) s-au efectuat pe un dispozitiv de compresiune universal, acesta permițând înregistrarea în timp real a secvențelor de deformare ale probelor din spumă. Imaginile prelevate pe durata testelor s-au utilizat pentru a defini mecanismele de cedare din spumă.

Pe lângă temperaturile diferitele de testare (-196, 25 și 250°C), s-au investigat în detaliu și anizotropia spumei după cele trei direcții de încărcare (direcția X – de creștere spumei, respectiv direcțiile Y și Z – în planul de formare al spumei). Astfel, încărcarea dupa direcția X s-a efectuat în afara planului de formare al spumei, în timp ce încărcarea după direcțiile Y și Z aparțin planului de formare. Anizotropia spumei s-a investigat la toate cele trei temperaturi menționate.

Figura 3.30 prezintă o probă cubică de spumă, împreună cu un detaliu al direcțiilor de încărcare. Pentru o descriere mai ușoară a comportamentului la compresiune și a rezultatelor experimentale, se adoptă următoarea convenție de notare: direcția de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD) / temperatura de testare (CT, RT și HT), unde CT înseamnă temperatura de criogenare, RT temperatura camerei, iar HT temperatura ridicată. De exemplu, notația X-LD/RT corespunde unei spume metalice din aluminiu testată la temperatura camerei pentru direcția X de încărcare.



Figure 3.30. Epruveta cubică din SM împreună cu direcțiile de încărcare

Pentru a se obține o distribuție omogenă a temperaturii în toată masa probei și pentru a se ajunge la un echilibru termic în structura celulară spumei metalice, atât probele testate la temperatura criogenică, cât și cele testate la temperatura ridicată au fost păstrate în dispozitivul adecvat (compartimentul de răcire pentru –196°C și incinta termică pentru 250°C) timp de 10 minute. Mai mult, pentru a se evita modificarea temperaturii în timpul testului (creșterea temperaturii pentru testele criogenice sau scăderea temperaturii pentru testele la temperatură ridicată), testele de compresiune s-au efectuat în interiorul incintelor de răcire / încălzire.

3.2.3. Comportamentul mecanic

Pe durata testelor experimentale de compresiune s-au înregistrat toate datele privind încărcarea și deplasarea epruvetelor. Astfel, folosind parametrii geometrici ai epruvetelor, Figurile 3.31 și 3.32 prezinta curbele tensiune (σ) – deformație (ϵ) și energie de absorbție (EA) – deformație (ϵ) pentru toate condițiile de testare [132].

Epruvetele din spumă metalică au fost supuse unui test de compresiune până la o deformație de aproximativ 80%, acesteia corespunzându-i o deformare de 16 mm. Asemănător celor prezentate în Secțiunile 3.1.3.1 și 3.1.4.1, indiferent de direcția de încărcare și de temperatura de testare analizată, spumele au prezentat un comportament tipic materialelor celulare, evidențiind trei zone distincte (liniar-elastică, platou și densificare), cu trei caracteristici diferite [114, 254].



Figura 3.31. Curbele tensiune-deformație (a, c, e) și energie de absorbție-deformație (b, d, f) ale SM pentru diferite direcții de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD). Influența temperaturii

Indiferent de direcția de încărcare, prin creșterea temperaturii de testare s-a observat o reducere a oscilațiilor în curbele tensiune-deformație. Această reducere considerabilă a numărului și amplitudinii oscilațiilor de la -196 \rightarrow 250°C este legată de înmuierea structurii poroase a spumelor [133]. S-a



observat că atât temperatura de testare (-196, 25 sau 250°C), cât și direcția de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD) influențează semnificativ nivelurile tensiuni și energiei de absorbție.

Figura 3.32. Curbele tensiune-deformație (a, c, e) și energie de absorbție-deformație (b, d, f) ale SM pentru diferite temperaturi de testare (-196, 25 și 250°C). Influența direcției de încărcare

În urma prelucrării datelor experimentale s-au obținut proprietățile mecanice ale spumelor din aliaje de aluminiu cu celule închise. Acestea au fost determinate conform standardului ISO 13314-11 [125]. Tabelul 3.7 prezintă principalele proprietăți la compresiune ale spumelor în funcție de direcția de încărcare și temperatura de testare [132].

Direcția de	Temperatura	σ	ε _y	σ20%	O 40%	σ _{pl}	σD	CD3
încărcare	[°C]	[MPa]	[%]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[%]
	-196	12,20	4,19	4,19	7,67	9,26	9,05	58,23
X-LD	25	7,68	6,18	6,18	6,26	5,98	5,95	60,32
	250	5,07	3,21	3,21	3,88	4,32	3,55	65,42
Y-LD	-196	10,69	4,36	7,40	6,47	5,81	8,41	56,50
	25	6,08	5,09	4,88	4,33	4,37	4,37	58,30
	250	4,18	3,61	3,63	3,35	4,23	3,92	62,85
Z-LD	-196	11,47	4,33	8,26	8,46	8,27	8,09	57,34
	25	7,22	5,87	5,73	5,75	5,76	4,96	59,09
	250	4,82	3,63	4,40	3,51	3,72	4,71	61,77

Tabelul 3.7. Proprietățile mecanice ale SM în funcție de direcția de încărcare și temperatura de testare

Energia de absorbție (EA) s-a determinat prin integrarea curbei tensiune-deformație, utilizând limite variabile de integrare, ecuația (2.1) [125]. În Tabelul 3.8 sunt prezentate valorile energiei de absorbție în funcție de temperatura de testare (-196, 25 și 250°C) și direcția de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD) la anumite deformații reprezentative, folosind un pas al deformației de 10% [132].

Direcția de	Temperatura	Energia de absorbție la diferite niveluri ale deformației [MJ/m ³]								
încărcare	[°C]	EA10%	EA _{20%}	EA30%	EA40%	EA50%	EA60%	EA70%		
	-196	0,87	1,46	2,33	3,14	3,92	4,92	5,97		
X-LD	25	0,52	1,01	1,63	2,31	2,93	3,59	4,45		
	250	0,36	0,70	1,13	1,55	1,99	2,54	3,37		
Y-LD	-196	0,76	1,23	1,90	2,69	3,45	4,20	5,11		
	25	0,40	0,71	1,17	1,64	2,37	2,53	3,09		
	250	0,33	0,65	1,08	1,49	1,92	2,34	3,02		
Z-LD	-196	0,78	1,34	2,18	3,01	3,90	4,89	5,87		
	25	0,49	0,94	1,50	2,05	2,63	3,23	4,10		
	250	0,35	0,68	1,10	1,51	1,95	2,41	3,15		

Tabelul 3.8. Valorile EA la diferite niveluri ale deformației funcție de direcția de încărcare și temperatura

Prin analiza datelor prezentate în Tabelul 3.8 se poate observa că în zona deformațiilor joase (<10%, regiunea liniar-elastică A), indiferent de direcția de încărcare și temperatura de testare, spumele metalice absorb o cantitate neglijabilă de energie (sub 0,9 MJ/m³). Pe măsură ce deformațiile cresc (10-60%, regiunea de platou B), datorită structurii celuare și a mecanismelor de cedare care au loc la nivel microstructural, spumele absorb cantități semnificative de energie (peste 4 MJ/m³).

Figura 3.33 prezintă procesul de deformare la compresiune cvasi-statică al epruvetelor din spumă metalică pentru cele trei direcții de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD), la temperatura camerei (25°C) [132]. Nu a fost posibilă prezentarea mecanismelor de cedare la celelalte două temperaturi de testare (temperaturile de criogenare și ridicate) deoarece epruvetele din spumă au fost, fie complet imersate în azot lichid (-196°C), fie complet închise în interiorul incintei termice (250°C).





• Celule eliptice paralele cu LD

Figura 3.33. Imagini macroscopice cu procesul de deformare al SM, la 25°C, în funcție de direcțiile de încărcare

٠

Celule eliptice înclinate față de LD

Din Figura 3.33 (la o deformație de 0%), se poate observa că, în funcție de direcția de încărcare, structura spumei este predominant guvernată de un anumit tip de celule și orientare a acestora. Pentru o vizualizare mai ușoară a tipului și orientării celulelor predominate, Figura 3.34 prezintă procentul de distribuție al celulelor în structura spumei în funcție de direcția de încărcare. În timpul procesului de comprimare al epruvetelor, s-a observat că celulele circulare (punctele negre din Figura 3.33) prezintă cel mai mic rol în procesul de cedare / deformare. În Figura 3.34, se poate vedea că celulele circulare se găsesc într-un procent de 22-34% în microstructura spumei [132]. Contrar, orientarea celulelor eliptice influențează semnificativ procesul de deformare. Prin urmare, rezistența la compresiune a spumei pentru diferite direcții de încărcare este dată în principal de orientarea celulelor eliptice.



Figura 3.34. Distribuția celulelor în structura SM pentru direcțiile de încărcare X-LD (a), Y-LD (b) și Z-LD (c)

În plus, în probele cubice, așa cum se poate vedea în Figura 3.33 la o deformație de 0%, defectele intrinseci care apar în structura spumei (cum ar fi cavitățile intracelulare sau microporii – CI și pereții

subțiri ai celulelor – PS) și mărimea lor, contribuie în plus la definirea mecanismelor de cedare. Indiferent dacă zonele defecte sunt perpendiculare, paralele sau înclinate față de direcția de încărcare (în funcție de formarea / creșterea spumei), acești micropori au un efect negativ asupra capacității portante a epruvetei și, fiind concentratori de tensiune, scad rezistența spumelor [255, 256].

În cazul direcției X-LD de încărcare, celulele eliptice (aproximativ 34,1% din numărul total de celule) sunt orientate cu diametrul mare paralel cu direcția aplicării sarcinii de compresiune (punctele albastre din Figura 3.33), acestea putând tolera o tensiune / încărcare mai mare (vezi Tabelul 3.7). Pentru a doua direcție de încărcare (Y-LD), diametrul mare al celulelor eliptice (aproximativ 63,4% din numărul total de celule) din structura spumei este perpendicular pe direcția sarcinii aplicate (punctele roșii din Figura 3.33). Așadar, datorită poziționării celulelor, spuma va prelua cel mai scăzut nivel de solicitare comparativ cu celelalte două direcții de încărcare (vezi Tabelul 3.7). În cele din urmă, direcția Z-LD se caracterizează printr-un aranjament al celulelor eliptice la un anumit unghi (majoritatea în jur de 45°) față de direcția de încărcare a epruvetelor (punctele galbene din Figura 3.33). Prin urmare, datorită înclinației celulelor din structura spumei, epruvetele vor tolera o încărcare mai mică decât cele pe direcția X-LD, dar mai mare comparativ cu direcția Y-LD (vezi Tabelul 3.7). Atunci când epruvetele sunt supuse unei deformații de 10%, defectele microstructurale, precum cavitățile intracelulare CI și pereții subțiri PS ai celulelor, reprezintă principalele zone incipiente ale promovării instabilității structurale. O comprimare suplimentară a acestor defecte va face mai ușoară deformarea epruvetelor din spumă metalică.

Așa cum se poate vedea în Figurile 3.31 și 3.32, spumele metalice investigate prezintă oscilații foarte mari între punctul de curgere și începutul densificării. Prin urmare, pentru toate temperaturile investigate, este foarte importantă asocierea acestor oscilații cu anizotropia spumei. Cea mai pronunțată scădere în curba tensiune-deformație se obține imediat după punctul de curgere, unde tensiunea variază foarte mult de la o valoare maximă (1^{M}) la o valoare minimă (1^{m}). Diferența dintre tensiunea maximă și cea minimă poartă numele de amplitudinea tensiunii ($\Delta \sigma$) și este reprezentată în detaliu în Figura 3.35a. Pentru a vedea mai ușor influența temperaturii de testare și a direcției de încărcare asupra amplitudinii tensiunii $\Delta \sigma$, Figura 3.35b prezintă variația acesteia cu temperatura de testare, pentru fiecare direcție de încărcare.

Din Figura 3.35b se poate observa că, indiferent de direcția de încărcare, toate variațiile amplitudinii tensiunii $\Delta\sigma$ prezintă același tipar odată cu creșterea temperaturii de testare [132]. Cea mai mare scădere se obține pentru X-LD/CT (70,77%), în timp ce cea mai mică $\Delta\sigma$ se obține pentru Y-LD/HT (23,23%). Saltul major al amplitudinii tensiunii este obținut de la -196 \rightarrow 25°C (50,61% pentru X-LD și 52,93% pentru Z-LD), în timp ce de la 25 \rightarrow 250°C se obține cea mai mică scădere (28,92% pentru X-LD și 46,49% pentru Z-LD). Dimpotrivă, chiar dacă Y-LD evidențiază valori mai mici ale principalelor proprietăți (vezi Tabelele 3.7 și 3.8), se pare că această direcție prezintă o deformare mai stabilă a epruvetelor cu temperatura de testare, având astfel valori aproximativ egale ale amplitudinii

tensiunii de la $CT \rightarrow RT$ (61,37%) și de la $RT \rightarrow HT$ (63,70%). Acest tipar, din Figura 3.35b, confirmă rezultatele obținute în Figura 3.31 și Tabelul 3.7 pentru valorile rezistenței la curgere. Prin urmare, microstructura spumei influențează semnificativ mecanismele de cedare și rezistența la compresiune a epruvetelor din spumă metalică [257].



Figura 3.35. Curba tensiune-deformație (a) și variația amplitudinii tensiunii cu temperatura de testare (b) pentru spumele metalice. Influența direcției de încărcare

În conformitate cu temperatura de testare și direcția de încărcare, Figura 3.36 compară Modificarea Procentuală Relativă (MPR) normalizată a tensiunii de curgere, tensiunii de platou, tensiunii de densificare și energiei de absorbție la densificare pentru toate epruvetele din spumă metalică [132]. Proprietățile de rezistență și performanțele energiei de absorbție au fost normalizate în conformitate cu rezultatele experimentale obținute la temperatura camerei (25°C) [258]. Prin urmare, conform temperaturii de testare, modificarea procentuală relativă este reprezentată de o Creștere Procentuală Relativă (CPR) în cazul testelor criogenice (-196°C), respectiv de o Scădere Procentuală Relativă (SPR) pentru testele efectuate la 250°C.

Odată cu scăderea temperaturii de testare, de la $25 \rightarrow -196^{\circ}$ C, se obține o creștere semnificativă a tuturor proprietăților. Interesant este faptul că, la -196°C, chiar dacă direcția Y-LD are proprietăți mult mai mici decât direcția X-LD, creșterea procentuală relativă a epruvetei X-LD/CT este semnificativ sub creșterea procentuală relativă a epruvetei Y-LD/CT (a se vedea Figurile 3.36a, c, d). Singura excepție este făcută de tensiunea de platou normalizată, care are creșterea procentuală relativă mai mare pe direcția X-LD, comparativ cu direcția Y-LD (vezi Figura 3.36b). În toate cazurile, creșterea procentuală relativă după direcția Z-LD se găsește între celelalte două creșteri procentuale relative. Se pare că distribuția înclinată a celulelor eliptice în microstructura spumei duce la o deformare stabilă a epruvetelor dupa direcția Y-LD și, de asemenea, la menținerea constantă a creșterii procentuale relative în timpul testelor efectuate la temperatura de criogenare. Pe de altă parte, odată cu creșterea temperaturii testului, de la $25 \rightarrow 250^{\circ}$ C, s-a observat o scădere a proprietăților. Tensiunea de curgere normalizată are aproximativ aceeași valoare a scăderii procentuale relative pentru toate direcțiile de încărcare (Figura 3.36a). Ca și în cazul creșterii procentuale relative, tensiunea de platou și energia de absorbție la densificare au prezentat cea mai mică scădere procentuală relativă pentru direcția Y-LD de încărcare, în timp ce valori similare au fost obținute pentru direcțiile X-LD și Z-LD (Figurile 3.36b, d). În ceea ce privește tensiunea de densificare normalizată, la 250°C, scăderea procentuală relativă a epruvetelor Y-LD este doar puțin sub cea a epruvetelor Z-LD. În acest caz direcția X-LD prezintă cea mai mare scădere procentuală relativă a tensiunii la densificare. Se pare că la temperaturi înalte, celulele eliptice înclinate ale spumelor sunt deformate mult mai neregulat decât în cazul temperaturii de criogenare, ducând astfel la o distribuție destul de împrăștiată a scăderii procentuale relative în comparație cu creșterea procentuală relativă.







Figura 3.36. Modificarea Procentuală Relativă a tensiunii de curgere (a), tensiunii de platou (b), tensiunii de densificare (c) și energiei de absorbție (d) în funcție de temperatura de testare și direcția de încărcare

Prin urmare, în funcție de temperaturile de funcționare (-196, 25 sau -196°C) ale ansamblului, este foarte importantă alegerea tipului de spumă folosit (mai precis direcția de încărcare aleasă). Dacă ansamblul funcționează în condiții normale de temperatură (25°C), se recomandă utilizarea spumelor încărcate după direcția X-LD, deoarece prezintă proprietăți de rezistență și performanțe ale energiei de absorbție mult mai bune comparativ cu celelalte două direcții (Y-LD și Z-LD). În caz contrar, dacă ansamblul funcționează la temperaturi extreme (-196 sau 250°C), se recomandă utilizarea spumelor încărcate după direcția Y-LD, deoarece acestea au cea mai mare creștere procentuală relativă și cea mai mica scădere procentuală relativă, comparativ cu direcțiile X-LD și Z-LD.

3.3. Influența densității și vitezei de încărcare

3.3.1. Noțiuni generale

Așa după cum s-a raportat anterior (§2.3), proprietățile mecanice ale materialelor celulare depind direct de cele ale materialului solid din care acestea sunt fabricate și de densitatea lor relativă (raportul dintre densitatea spumei și densitatea solidului). În plus, comportamentul la compresiune al spumelor este influențat și de topologia (celule deschise sau închise), dimensiunea și forma celulelor (§3.2) [28]. Se știe că spumele metalice, în special cele fabricate din aluminiu și aliajele sale, sunt utilizate pe scară largă într-o serie de aplicații critice (§2.4). Această aplicabilitate extinsă a spumelor este o consecință directă a structurii lor celulare. Cu toate acestea, studiile privind deformarea și ruperea spumelor de aluminiu sunt încă la început, în comparație cu materialele convenționale, cum ar fi cazul materialelor solide (oțel, aliminiu, etc.). Chiar dacă au fost efectuate investigații ample în acest domeniu, o parte semnificativă a cadrului teoretic și experimental necesar nu este încă pe deplin dezvoltat pentru această clasă relativ nouă de materiale.

Montanini [259] a investigat performanța structurală a spumelor din aliaje de aluminiu sub încărcări statice și dinamice de compresiune. Au fost analizate trei tipologii de spumă (M-PORE, CYMAT și SCHUNK) într-o gamă largă de densități (de la 0,14 până la 0,75 g/cm³), realizate prin diferite procese de fabricație. Rezultatele raportate de autor au arătat că spumele M-PORE și CYMAT prezintă o sensibilitate neglijabilă cu viteza de deformație, în timp ce spumele SCHUNK prezintă o sensibilitate semnificativă. Liu și colab. [260] au studiat două spume de aluminiu diferite (din aluminiu pur și aliaj de aluminiu 6063) cu scopul de a explica comportamentul la impact, modul de deformare și capacitatea de absorbție a energiei. Rezultatele lor au arătat că impactul conține două etape distincte: compresiunea inițială și zdrobirea / deformarea treptată. Autorii au raportat că creșterea forțelor de vârf, din curbele caracteristice, s-a datorat efectului de micro-inerție. Capacitatea de absorbție a energiei a spumei din aliaj de aluminiu a fost superioară celei de aluminiu pur. Scalarea rezistenței la compresiune cu porozitatea spumelor de aluminiu a fost investigată de către Kovacik și colab. [261]. S-a observat că rezistența la compresiune a spumelor de aluminiu se apropie de pragul de percolație cu T_f ~ 1,9 - 2,0 aproape independent de aliajul matricei, dimensiunea epruvetei și învelișul de suprafață. Raj și colab. [126] au investigat influența densității relative (între 0,06 și 0,4), asupra comportamentului la compresiune al spumelor de aluminiu. Rezultatele studiului au indicat faptul că tensiunea de platou crește odată cu creșterea densității relative a spumei. În plus, la viteze mari de deformație, autorii au observat o creștere a capacității de absorbție a energiei. Saadatfar și colab. [262] au folosit tomografia cu raze X pentru a studia structura 3D a patru probe de spumă metalică, fabricate în condiții diferite. Ei au caracterizat forma și dimensiunea celulelor și au încercat să le coreleze cu parametrii de fabricație.

Modelarea și predicția comportamentului spumelor de aluminiu necesită o cunoaștere detaliată a răspunsului mecanic al microstructurii lor. Principala problemă este legată de caracterul stochastic al structurii spumei. Majoritatea studiilor raportate în literatura de specialitate se concentrează pe investigații separate: fie pe influența densității spumelor, fie pe influența vitezei de încărcare asupra proprietăților mecanice. Prin urmare, scopul principal al acestui subcapitol este de a realiza o analiză statistică a microstructurii spumelor metalice, de a determina comportamentul mecanic sub dubla influență a densității $(0,35-0,55 \text{ g/cm}^3)$ și vitezei de încărcare $(1,67\cdot10^{-4} \text{ m/s} - 3,72 \text{ m/s})$, și de a identifica mecanismele de cedare ale acestora.

3.3.2. Analiza statistică a microstructurii spumelor

Testele experimentale au fost precedate de o analiză statistică a microstructurii spumelor. Probele analizate au fost lustruite și apoi pulverizate în negru pentru a se observa cu ușurință microstructura spumei. Spumele au fost scanate, iar evaluarea cantitativă a structurii spumei a fost efectuată utilizând software-ul Image Pro Plus (Media Cybernetics Inc., SUA). Acest software face posibilă determinarea următorilor parametri structurali [121]:

- fracția pătrată a pereților porilor în zona aleasă (densitatea locală a spumei);
- numărul de pori din zona aleasă;
- aria porilor în locația aleasă și distribuția acestora în clase predefinite;
- diametrul aparent al porilor şi distribuția acestora în clase predefinite;
- forma porilor, definită de raportul dintre axele majore şi minore ale unei elipse echivalente (raportul de aspect), adică elipsa cu aceeaşi arie ca şi porul investigat;
- orientarea porilor, determinată de unghiul dintre orientarea axei majore a elipsei echivalente şi axa verticală a secțiunii.

Exemplul unei astfel de evaluări statistice, pentru probele semicilindrice cu diametrul de 40 mm, înălțimea de 51 mm și densitatea spumei de 0,41 g/cm³, este prezentat în Figura 3.37 [121].



Figura 3.37. Evaluarea statistică a microstructurii unei epruvete semicilindrice din SM cu densitatea de 0,41 g/cm³: distribuția porilor (a), diametrul mediu (b), raportul de aspect (c) și orientarea porilor (d)

Figura 3.38 prezintă distribuția densității pentru o epruvetă din spumă metalică cu densitatea medie de 0,41 g/cm³ [121]. Este evident faptul că distribuția și diametrul mediu al porilor pot fi influențate de porii mici existenți în structura spumei. Prin urmare, probabilitatea existentei microporilor de o anumită dimensiune în interiorul pereților acestora a fost utilizată pentru a determina dimensiunea medie a porilor de 4,5 mm. Din Figura 3.38a se observă că porii nu sunt sferici, ci prezintă raportul maxim al aspectului (lungimea elipsei echivalente minore la majore) de 0,5 și 0,7. De asemenea, orientarea predominantă a porilor este la 0, 45 și 90 de grade față de axa verticală a structurii.

Simančík [263] a raportat că spumele cedează inițial în dreptul stratului cu porozitatea cea mai mare sau cu densitatea cea mai mică. Pentru a verifica această idee, structura spumei a fost împărțită în 10 regiuni independente (perpendiculare pe direcția de încărcare la compresiune a epruvetei semicilindrice), cu lățime constantă de 5 mm. Densitatea a fost calculată pentru fiecare regiune, iar poziția celei mai poroase regiuni a fost găsită în zona centrală a epruvetei. Mai exact, între 15-20 mm măsurat din partea de jos a epruvetei, spuma a prezentat o densitate în jurul valorii de 0,60 g/cm³ (Figura 3.38b). De asemenea, cele mai dense regiuni au fost găsite la cele două capete ale epruvetei (partea inferioară și superioară), cu o valoare maximă a densității (peste 1,40 g/cm³) în intervalul de dimensiuni 0-5 mm, reprezentând partea inferioară a epruvetei (Figura 3.38b).



Figura 3.38. Structura SM cu densitatea de 0,41 g/cm³ (a) și distribuția locală a densității în benzi perpendiculare pe direcția de încărcare (b), respectiv în suprafețe (c)

Câmpul de deformații de pe suprafața spumelor metalice, rezultat în urma încărcărilor mecanice, poate fi măsurat folosind o tehnică cunoscută sub denumirea de *"harta deformațiilor de suprafață"*. Suprafețele metalelor celulare sunt neregulate, membranele celulare apărând ca vârfuri și adâncituri, permițând utilizarea imagisticii optice in-situ pentru a furniza o hartă a deformațiilor de suprafață [28]. Investigarea precisă a imaginilor a arătat că defectele structurale reale au fost mult mai complexe. Zona deteriorată nu s-a aflat doar în interiorul celui mai slab strat de pori, perpendicular pe forța aplicată, ci aproximativ 1/3 din lungimea sa se abate de la această într-o direcție mai densă. Aşadar, s-a propus ca imaginea investigată să fie mai complexă și distribuția densității a fost calculată pentru 100 de dreptunghiuri care acoperă structura originală. Graficul de distribuție a densității în interiorul epruvetei, în funcție de împărțirea imaginii originale în cele 100 de dreptunghiuri 4 mm × 5 mm, este prezentat în Figura 3.38c. Legenda acestei figuri arată faptul că densitatea spumei variază între 0,20 și 2,00 g/cm³. Diagrama distribuției densității din Figura 3.38c evidențiază două posibile direcții de inițiere a cedării epruvetei, de la cel mai slab strat (Stratul 1 și/sau Stratul 2). Dar, înaintea efectuării testului de compresiune, nu se poate stabili care dintre cele două direcții posibile va fi favorizată de inițierea / propagarea fisurilor.

3.3.3. Programul experimental

3.3.3.1. Materiale și pregătirea epruvetelor

Spumele metalice au fost fabricate din aliaje de aluminiu (AlSi12Mg0.6), utilizând tehnologia metalurgiei pulberilor (§2.2.3). Compoziția aliajului este formată din 87,6% AlSi12; 12% AlMg5 și 0,4% TiH₂ ca agent de spumare. Aceste spume se regăsesc în literatura de specialitate sub denumirea tradițională de spume Alulight. Inițial, au fost confecționate epruvete cilindrice cu diametrul de 40 mm și înălțimea de 51 mm (Figura 3.39a).



Figura 3.39. Epruveta cilindrică din SM cu înveliș de suprafață (a), împreună cu cele două jumătăți ale epruvetei obținute prin tăierea cu un plan în lungul axei longitudinale (b, c)

Apoi, epruvetele au fost tăiate cu fir în lungul axei verticale, conform Figurii 3.39a. O jumătate din epruvetă a fost utilizată pentru testele cvasi-statice (Figura 3.39b), iar cealaltă jumatate pentru testele dinamice (Figura 3.39c). Astfel, cele două jumătăți ale epruvetei originale au prezentat o structură și densitate aproape identică, obținându-se diferențe nesemnificative în termenii densității. Așadar, abaterea densității este considerată suficient de mică, iar rezultatele cvasi-statice și cele dinamice pot fi comparate. Unele diferențe minore se datorează structurii celulare, a mărimii porilor / celulelor și a grosimii pereților celulelor.

Spumele metalice investigate au avut densități cuprinse între 0,35-0,55 g/cm³. Figura 3.40 prezintă structura celulară a spumelor investigate pentru trei densități diferite [121]. Din Figura 3.40 se poate observa că spumele metalice investigate prezintă o structură cu celule închise distribuite aleatoriu. Toate epruvetele din spumă metalică au prezentat înveliş de suprafață, cu grosimea între 0,09-0,24 mm, excepție făcând zona planului de tăiere unde învelişul lipsește.



Figura 3.40. Structura celulară a SM pentru trei densități diferite: 0,35 (a), 0,42 (b) și 0,55 (c) g/cm³

3.3.3.2. Configurarea testelor experimentale

Testele experimentale au fost efectuate pe epruvete semicilindrice (vezi Figura 3.39). Testele cvasi-statice au fost efectuate pe o mașină de testare Instron de 15 kN, iar cele dinamice / de impact pe o mașină de testare Instron-Dynatup de 40 kN. Încărcările aplicate au fost măsurate cu ajutorul unor celule de forță integrate în mașinile de testare, iar deplasarea traversei mașinilor a fost utilizată pentru a defini deformația axială a epruvetelor. Testele experimentale au fost efectuate la temperatura camerei $(25^{\circ}C)$ cu o viteză constantă a traversei de $1,67 \cdot 10^{-4}$ m/s pentru testele statice și 3,72 m/s pentru testele dinamice. Testele au fost efectuate conform standardului ISO 13314:11 [125].

3.3.4. Comportamentul mecanic

Comportamentul la compresiune este raportat sub forma curbelor tensiune-deformație. Așa după cum se poate observa, curbele caracteristice prezintă trei zone distincte de deformare tipice materialelor celulare, prezentate detaliat în Secțiunea 3.1.3.1. Indiferent de regimul de testare (cvasi-

static sau dinamic) sau densitatea spumei (0,35-0,55 g/cm³), aceste regiuni sunt ușor de observat și identificat în Figura 3.41 [121].



Figura 3.41. Curbele tensiune-deformație la compresiune cvasi-statică (a) și dinamică (b) ale SM

Figura 3.42 prezintă o comparație între curbele tensiune-deformație cvasi-statice și dinamice [121]. Epruvetele analizate au prezentat o densitate de 0,40 g/cm³ pentru proba testată cvasi-static și 0,42 g/cm³ pentru cea testată dinamic. Se poate observa că, comportamentul dinamic prezintă valori mai mari comparativ cu cel cvasi-static. De asemenea, oscilațiile din zona platoului sunt mai pronunțate în cazul testelor dinamice, comparativ cu cele efectuate cvasi-static.



Figura 3.42. Curbele tensiune-deformație ale SM la compresiune. Comparație cvasi-static - dinamic

Rezultatele obținute pentru spumele investigate sunt în concordanță cu rezultatele raportate în literatură [26, 144]. Practic, s-a obținut o tensiune de curgere mai mare și o zonă mai scurtă a platoului pentru testele dinamice. Structura aproape identică a permis studierea efectului structurii spumei asupra

curbei tensiune-deformație pentru diferite viteze de încărcare. Investigațiile s-au concentrat pe analiza primei scăderi semnificative în tensiune (amplitudinea tensiunii), imediat după punctul de curgere. Parametrii calculați pentru diferite densități sunt prezentați în Tabelele 3.9 și 3.10, în funcție de regimul studiat [121].

Nr.	ρ	Dp	σy	σ _{pl}	CD3	ε _y	σ	ε	Δε	Δσ	$\Delta_{\rm y}$	Δ_p/D_p	$\Delta\epsilon/\sigma_y$
probă	[g/cm ³]	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[mm]	[%]	[%]
1	0,35	6,02	3,41	2,84	49,18	1,215	0,98	4,605	2,43	3,39	1,732	28,8	71,26
2	0,37	3,87	4,34	2,17	48,54	1,332	1,77	3,870	2,57	2,538	1,299	33,6	59,22
3	0,40	3,90	5,67	2,47	43,16	1,471	3,01	3,005	2,66	1,534	0,767	19,7	46,91
4	0,41	3,96	4,61	2,90	64,33	1,017	2,29	2,860	2,32	1,843	0,942	23,8	50,33
5	0,42	2,92	5,44	2,85	46,78	1,150	3,20	2,556	2,24	1,406	0,720	24,6	41,18
6	0,51	3,03	8,90	4,14	50,18	1,087	5,27	2,620	3,63	1,533	0,785	25,9	40,79
7	0,52	4,66	7,26	4,79	57,83	1,079	3,30	4,758	3,96	3,679	1,884	40,4	54,55
								Media	2,83	2,275	1,161	28,1	52,03
Deviația standard								0,68	0,942	0,484	6,9	10,81	

Tabelul 3.9. Proprietățile cvasi-statice ale SM obținute prin metalurgia pulberilor. Influența densității

Tabelul 3.10. Proprietățile dinamice ale SM obținute prin metalurgia pulberilor. Influența densității

Nr.	ρ	Dp	σy	σ _{pl}	CD3	ε _y	σ ^m	ε ^m	Δε	Δσ	$\Delta_{\rm y}$	Δ_p/D_p	$\Delta\epsilon/\sigma_y$
probă	[g/cm ³]	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[mm]	[%]	[%]
1	0,40	3,87	6,49	6,49	61,62	3,274	1,95	5,791	4,54	2,52	1,289	33,30	69,95
2	0,41	3,96	5,06	5,06	53,38	3,308	1,27	5,774	3,79	2,47	1,260	31,79	74,90
3	0,42	3,03	4,37	4,37	53,28	2,313	1,21	5,715	3,16	3,40	1,742	57,56	72,31
4	0,46	4,66	6,92	6,92	60,21	3,058	1,49	5,340	5,43	2,28	1,168	25,05	78,47
5	0,47	2,92	7,60	7,33	53,61	3,260	2,40	5,586	5,20	2,33	1,191	40,72	68,42
6	0,53	6,02	9,45	10,00	56,78	3,010	2,64	5,370	6,81	2,36	1,206	20,05	72,06
7	0,55	3,90	10,0	9,45	64,63	3,249	2,22	6,531	7,78	3,28	1,641	42,11	77,80
								Media	5,24	2,66	1,366	35,75	73,42
Deviația standard								1,63	0,47	0,233	12,11	3,81	

unde ρ este densitatea spumei, D_p este diametrul aparent al porilor, iar Δ_y este deplasarea corespunzătoare primului salt în tensiune.

O regiune similară a fost investigată de Peroni și colab. [264]. Cu toate acestea, datorită dispersiei mari a dimensiunii porilor, grosimii pereților și formei porilor, densitatea spumelor a variat

considerabil. Luând în considerare neomogenitățile mari ale materialului testat, rezultatele testului sunt destul de împrăștiate și acest lucru a cauzat probleme în evaluările proprietăților mecanice asupra efectului densității.

Totuși, ca o observație generală, se poate spune că valorile cvasi-statice ale tensiunii de curgere și tensiunii de platou sunt mai mici decât cele dinamice, cu aproximativ 15-30%. Noutatea este că, pentru prima dată, spumele din aliaje de aluminiu cu înveliş de suprafață, fabricate prin tehnologia metalurgiei pulberilor, au fost testate la viteze mici și mari nu numai la porozitate constantă, ci și cu o structură aproape identică. Teste similare, pe o structură aproape identică, însă fără înveliş de suprafață, au fost efectuate pe spume de aluminiu Alporas obținute prin procesul de topire [265]. Din acest motiv (vezi Figura 3.41) părți mari ale curbelor tensiune-deformație sunt identice sau similare, atât pentru testele de compresiune cvasi-statice, cât și pentru cele dinamice. Acest lucru a permis nu numai observarea dependențelor obișnuite ale vitezei de încărcare, cum ar fi tensiunea de curgere (σ_y) mai mare, tensiunea de platou (σ_{pl}) mai mică, scurtarea regiunii platoului și densificarea mai timpurie în cazul compresiunii dinamice, dar au fost observate și următoarele efecte [121]:

- Prima scădere în tensiune care apare după tensiunea de curgere la compresiune este 52% din tensiunea de curgere pentru testele cvasi-statice şi 74% pentru cele dinamice (vezi valorile Δε/σ_y în Tabelele 3.9 şi 3.10) în intervalul de densități investigat 0,35-0,55 g/cm³. Diferența dintre tensiunea de curgere pentru rezultatele cvasi-statice şi cele dinamice şi, de asemenea, diferența dintre amplitudinea primei căderi în tensiune care apare după tensiunea de curgere poate fi atribuită efectelor micro-inerțiale din spumă. S-a confirmat deja în literatură că dependența vitezei de deformație a materialului matricei şi a gazului prins în pori poate fi neglijată pentru spumele de aluminiu [265].
- Aceeaşi scădere a tensiunii de curgere are originea în proprietățile de material, geometria epruvetei şi, de asemenea, în grosimea învelişului de suprafață. În acest caz, spuma poate fi modelată ca un tub metalic exterior cu o anumită grosime (având grosimea învelişului de suprafață) umplut cu miez de spumă metalică cu porozitate variabilă. În intervalul de porozitate investigat, miezul interior al spumei este semnificativ poros, astfel variațiile de porozitate pot fi neglijate şi rolul predominant îl joacă în acest caz grosimea suprafeței învelişului, ceea ce duce la o scădere procentuală aproape constantă a tensiunii de curgere. Desigur, pot fi observate şi unele excepții (a se vedea proba 1 pentru încărcarea cvasi-statică din Tabelul 3.9).
- S-a propus inițial [266] că intervalul de deformații corespunzător primei căderi în tensiune, care apare după tensinea de curgere, depinde în principal de structura spumei, adică în special de diametrul aparent al porilor (dimensiunea porilor care poate fi găsită cel mai probabil în structura spumei). Dacă se continuă cu modelul propus, după tensiunea de curgere, învelişul de pe suprafață și miezul interior al spumei sunt deja rupte (au cedat). În acest caz, mecanismul de deformare posibil (similar cu articulațiile plastice ale tuburilor de aluminiu) nu poate fi guvernat de diametrul exterior al

epruvetei. Aşadar, dimensiunea caracteristică a porilor miezului interior din spumă este cea care controlează deformarea maximă posibilă a epruvetei înainte de creșterea suplimentară a tensiunii. Practic, dimensiunea porilor celui mai slab strat de pori este cea care dictează magnitudinea deformației (vezi Figura 3.38). Prin urmare, în prima aproximare, dependența intervalului de deformație corespunzător primei scăderi a tensiunii, asupra diametrului aparent al porilor, a fost investigată mai atent pentru probele cvasi-statice. Mai mult, presupunerea unei structuri identice a fost folosită, și același diametru aparent al porilor a fost utilizat și pentru evaluarea testelor dinamice. S-a observat că intervalul de deformație corespunzător este de aproximativ 20-36% din diametrul aparent al porilor observați pentru testele cvasi-statice, respectiv 23-49% pentru testele dinamice. Este evident că, din cauza efectelor micro-inerției în cadrul testelor dinamice, întregul strat de cedare este mai mult rearanjat decât în cazul testelor cvasi-statice. În timpul testului cvasi-static de compresiune, părți ale stratului deformat încep să interacționeze mai repede, prevenind astfel scăderea în continuare a tensiunii la deformații mici.

După cum era de așteptat, imaginile macroscopice prelevate pe durata testului de compresiune cvasi-statică, au arătat că spuma metalică cedează din zona celui mai slab strat determinat cu ajutorul imagisticii optice. Comportamentul structurii unei spume metalice este prezentat în Figura 3.43 în intervalul de deformatții 0-41% [121].





Se poate concluziona că tensiunea de curgere (σ_y) și scăderea în tensiune $(\Delta \sigma)$ sunt guvernate de proprietățile materialului matricei spumei, porozitate, geometria epruvetei, grosimea învelișului suprafeței spumei și efectele micro-inerției. Acest lucru este în analogia testelor experimentale de compresiune efectuate pe tuburi din aluminiu. Cu toate acestea, deformarea suplimentară, adică scăderea tensiunii cu creșterea deformației este guvernată de structura spumei (porozitate) și poate fi corelată cu diametrul aparent al porilor (cel mai probabil micro-pori regăsiți în pereții porilor). Trebuie subliniat faptul că toate aceste proprietăți mecanice sunt puternic dependente de densitate.

Așa după cum s-a menționt anterior, regiunea de platou are o mare importanță în alegerea spumelor pentru amortizare / ambalare sau aplicații unde este necesară o absorbție a energiei [267]. Din acest motiv, Tabelul 3.11 prezintă efectul densității spumei asupra rezistenței la compresiune cvasistatică și dinamică a spumelor măsurate la deformații de 20% și 50% [121].

Cvasi-static	Densitate [g/cm ³]	0,35	0,37	0,40	0,41	0,42	0,51	0,52
	σ20%,cs [MPa]	2,54	2,03	2,55	2,63	3,98	4,38	4,33
	σ50%,cs [MPa]	3,20	2,72	4,53	4,87	5,06	7,88	6,29
Dinamic	Densitate [g/cm ³]	0,40	0,41	0,42	0,46	0,47	0,53	0,55
	σ20%,d [MPa]	2,74	2,65	3,26	3,11	4,33	4,13	5,12
	σ50%,d [MPa]	4,32	3,77	4,30	5,76	4,90	5,49	7,63

Tabelul 3.11. Valorile tensiunilor $\sigma_{20\%}$ și $\sigma_{50\%}$ funcție de regimul de testare și densitatea spumei

Figura 3.44 prezintă variația tensiunilor dinamice ($\sigma_{20\%,d}$ și $\sigma_{50\%,d}$) funcție de tensiunile cvasistatice ($\sigma_{20\%,cs}$ si $\sigma_{50\%,cs}$) [121].



Figura 3.44. Variația tensiunilor dinamice ($\sigma_{20\%,d}$ și $\sigma_{50\%,d}$) funcție de tensiunile statice ($\sigma_{20\%,cs}$ și $\sigma_{50\%,cs}$)

Pe baza datelor experimentale, se propun două corelații liniare, sub forma ecuațiilor (3.10) și (3.11), care sunt utile pentru estimarea tensiunilor dinamice. Desigur, aceste ecuații sunt valabile în domeniul de densități investigat.

$$\sigma_{20\%,d} = 0,882 \cdot \sigma_{20\%,cs} + 0,793, \qquad R^2 = 0,886 \tag{3.10}$$

$$\sigma_{50\%,d} = 0,674 \cdot \sigma_{50\%,cs} + 1,843, \qquad R^2 = 0,843 \tag{3.11}$$

Ecuațiile (3.10) și (3.11) sunt importante în aplicațiile practice, deoarece testele dinamice se efectuează mult mai dificil decât cele cvasi-statice. În acest sens, prin aceste ecuații, valorile tensiunilor dinamice ($\sigma_{20\%,d}$ și $\sigma_{50\%,d}$) pot fi estimate în funcție de cele cvasi-statice ($\sigma_{20\%,cs}$ și $\sigma_{50\%,cs}$), care se obțin relativ ușor. În urma testelor de compresiune cvasi-statică și dinamică, structura spumei prezintă o distrugere totală a celulelor, acest fapt ducând la inițierea densificării. În momentul densificării, datorită umplerii golurilor din pori, spuma acționează asemenea unui material solid [13, 244].

3.3.5. Mecanismele de cedare

Problema efectuării unor investigații experimentale cât mai precise, destinate obținerii unor câmpuri de deplasări de mare acuratețe este de mare actualitate. Pentru a identifica mecanismele de cedare ale spumei metalice, s-a ales metoda Corelarii Digitale a Imaginilor (Digital Image Correlation – DIC), denumită și metoda Corelării Video a Imaginilor (Video Image Correlation – VIC). În cazul de față s-a utilizat sistemul de corelare ARAMIS 2D, fiind la ora actuală deosebit de eficient și de mare perspectivă. Deoarece probele din spumă metalică prezintă o suprafață neregulată cu găuri (celule) mari (vezi Figura 3.45a), pentru a crea o suprafață plană, golurile s-au umplut cu plastilină albă (vezi Figura 3.45b). Ulterior, epruveta analizată a fost vopsită (dată cu spray) în vederea obținerii unor pete cu dimensiuni, formă și distribuție aleatoare, care pe fundalul culorii inițiale, vor asigura un bun contrast și o identificare ulterioară ușoară ale acestora (vezi Figura 3.45c).



Figura 3.45. Pregătirea SM pentru analiza DIC: structura inițială a SM (a), umplerea celulelor SM cu plastilină (b), obținerea prin pulverizare a unui model aleatoriu (c) și înregistrarea procesului de deformare (d)

În principiu, metoda se bazează pe utilizarea imaginilor înregistrate simultan de către o cameră video (vezi Figura 3.45d). Prin utilizarea metodei corelării digitale a imaginii se analizează forma și dimensiunile obiectului măsurat prin imagini digitale preluate de senzori și prin alocarea de coordonate carteziene pixelilor imaginilor. Metoda permite efectuarea unor investigații experimentale de mare precizie (de ordinul micronilor), cu magnitudini variind de la câțiva microni la câțiva centimetri și totodată a monitorizării simultane a unor suprafețe relativ mari din structurile supuse analizei. Pentru determinarea distribuției deplasărilor pe epruveta investigață, Figura 3.46 prezintă în detaliu curba fortă-deplasare cu stagiile specifice (Stagiul $1 \rightarrow 7$) care vor fi analizate [144].

În Figura 3.47 se prezintă modelul stochastic (aleatoriu), secțiunile investigate (S0, S1 și S2), concentrația deformației și distribuția majoră a deformatiei pe înălțimea epruvetei pentru șapte stagii diferite de încărcare (0,66; 1,93; 2,08; 2,14; 2,00; 1,64 și 1,44 kN) [144]. Datele vectorului de deplasare din analiză au fost utilizate pentru a obține *hărțile de deformare a suprafeței* în diferite etape ale istoricului de încărcare. Aceste hărți oferă imagini colorate care afișează importanța formării benzilor

pentru rezistența și rigiditatea globală a epruvetelor din spumă de aluminiu. Acestea furnizează detalii importante despre mecanismul de deformare pentru evoluția și cedarea epruvetei încărcate [268].



Figura 3.46. Detaliu cu stagiile specifice ale curbei forță-deplasare la compresiune

În prima etapă de încărcare, la o forță de 0,66 kN, se observă că atât deformația (Stagiul 1, Figura 3.47b) cât și distribuțiile majore ale deformației (Stagiul 1, Figura 3.47c) sunt constante pe toată înăltimea epruvetei, pentru toate cele trei secțiuni analizate (S0, S1 și S2).

Odată cu creșterea forței la o valoare de 1,93 kN (Stagiul 2, Figura 3.47b), deformațiile principale (majore) evidențiază faptul că benzile de deformare apar la 45° în direcția de încărcare, indicând un mod de deformare zonal. În Figura 3.47c a Stagiului 2, variația majoră a deformației de-a lungul secțiunii S0 indică prima deformație de vârf. Aceasta înseamnă că în intervalul de 10-15 mm (măsurat din partea superioară a epruvetei), primul rand de celule suferă prima deformație majoră (aproximativ 3%).

Când forța ajunge la 2,08 kN, acest rând de celule, menționat mai sus, prezintă o rupere fragilă; acest lucru fiind confirmat și de discontinuitatea prezentată în graficul deformațiilor principale prezentat în Figura 3.47c din Stagiul 3.

La o creștere ușoară a forței, până la valoarea de 2,14 kN, după punctul de curgere se poate vedea că o altă secțiune numită S1 indică prima deformație de varf (Stagiul 4, Figura 3.47c). Această secțiune prezintă unele deformări destul de mari, de aproximativ 9,5%.

Se poate observa că, atunci când al doilea rând de celule cedează, epruveta începe să-și piardă capacitatea portantă, ducând la o scădere a forței până la o valoare de 2 kN (Stagiul 5).

În cele din urmă, de-a lungul secțiunii S2, al treilea rând de celule cedează, ducând la o scădere bruscă a forței până la o valoare de 1,44 kN (Stagiul 7). Acest proces continuă până la ruperea finală a epruvetei.





Figura 3.47. Modelul stochastic (a), hărțile de deformare ale suprafețelor în diferite etape ale istoricului de încărcare, împreună cu secțiunile investigate și deformația procentuală (b), și distribuția majoră a deformațiilor pe înălțimea epruvetei (c) pentru șapte stagii diferite de încărcare

3.4. Influența densității asupra coeficientului lui Poisson

3.4.1. Noțiuni generale

Atunci când un material este comprimat într-o direcție, de obicei tinde să se extindă în celelalte două direcții perpendiculare pe direcția încărcării. Acest fenomen se numește efectul Poisson. Coeficientul lui Poisson, *v*, este o măsură a acestui efect. Datorită cerinței ca modulul lui Young și modulul de forfecare să aibă valori pozitive, pentru un material izotrop și cu comportament liniar-elastic, coeficientul lui Poisson nu poate fi mai mic de -1,0 și nici mai mare de 0,5. Majoritatea materialelor au

valori ale coeficientului lui Poisson cuprinse între 0,0 și 0,5. În anumite cazuri rare, un material (numit auxetic) se va micșora de fapt pe direcția transversală atunci când este comprimat (sau se va extinde când este întins), ceea ce va produce o valoare negativă a raportului Poisson [269].

Spumele de aluminiu, datorită caracterului lor metalic și proprietăților ușoare, au atras interes din partea comunităților științifice și tehnologice din 1990 [71, 270]. Evident, originea lor datează de la începutul secolului al XX-lea [271] și au fost periodic reinventate și uitate până în 1990 [272-277]. Multe articole, cărți și lucrări de conferințe au fost publicate din 1990 până în prezent în acest domeniu, majoritatea concentrându-se pe proprietățile mecanice [26, 53, 107, 113, 121, 123, 126, 132, 142, 144, 145, 176, 189, 190, 229, 235, 256, 260, 268, 278-280], termice [56, 140, 165, 195, 199, 224, 228], electrice [199, 281], respectiv acustice [81, 199, 208-211].

S-a observat ca literatura de specialitate prezintă deficiențe semnificative în raportarea detaliată a rezultatelor cu privire la măsurarea experimentală a dependenței coeficientului lui Poisson de densitate. În spatele acestei lipse de rezultate, există mai multe motive. Practic, în aplicațiile industriale în care se utilizează spume (de obicei, ca absorbante de energie de impact [278]), această valoare nu este atât de importantă. Prin urmare, pentru analizele numerice, coeficientul lui Poisson este adesea considerat a fi egal cu coeficientul lui Poisson al solidului din care este fabricată spuma. Pe de altă parte, datorită structurii celulare a spumelor de aluminiu, nu este o sarcină simplă măsurarea experimentală a acestei valori. Mai mult, datorită deformațiilor plastice sau ruperilor fragile timpurii ale spumelor metalice, chiar și la sarcini mici pentru astfel de materiale extrem de poroase, rezultatele experimentale nu sunt rezonabile.

Conform studiilor anterioare, coeficientul lui Poisson pentru aluminiu pur și aliaje de aluminiu se regăsește în intervalul 0,31-0,34 [28]. Gibson și Ashby [1] au susținut ideea că coeficientul lui Poisson al spumelor de aluminiu este egal cu coeficientul lui Poisson al metalului matricei sau aliajului metalic folosit, acesta fiind independent de densitate. Pe de altă parte, pentru modelarea în regiunea plastică, de cele mai multe ori se presupune că *v* plastic al spumelor de aluminiu este zero [28]. Această situație se găsește, de obicei, și în cazul altor categorii de materiale inginerești. Oamenii de știință care utilizează modelarea cu elemente finite a materialelor poroase sau a ceramicii, în timpul analizelor numerice presupun, uneori, că *v* este egal cu $\sim 0,3$ [282]. Cu toate acestea, cele mai recente descoperiri din cercetarea aurului nanoporos sunt în contradicție cu acest lucru. Mangipudi și colab. [283] au obținut valori ale coeficientului lui Poisson în jur de 0,18, valori semnificativ mai mici decât coeficientul lui Poisson al aurului pur (0,42). Rezultatele experimentale ale autorilor indică, de asemenea, că coeficientul lui Poisson plastic al aurului nanoporos investigat este diferit de zero. Prin urmare, este un alt motiv pentru a măsura experimental coeficientul lui Poisson al spumelor de aluminiu.

Datorită efectelor negative care pot apărea la prinderea epruvetelor în dispozitivele mașinilor de testat și deformării plastice a pereților foarte subțiri ai celulelor, la niveluri de solicitare reduse, nu este ușoară obținerea proprietăților elastice ale spumei de aluminiu din testele de tracțiune / compresiune.

De obicei, acestea se determină prin efectuarea unui ciclu de încărcare-descărcare în timpul testării; cu toate acestea, există deja un anumit nivel de deformare plastică chiar și în stadiile incipiente ale încărcării, care afectează rezultatele. În schimbul testelor mecanice distructive (întindere / compresiune sau teste de indentare), este mai potrivit să se utilizeze metode de testare nedistructive. O posibilitate este utilizarea vibrațiilor libere ale epruvetelor de o anumită geometrie. Această tehnică de vibrație a fost utilizată pentru determinarea modulului lui Young al spumelor de aluminiu din anii 1990 [270]. Totuși, această tehnică necesită bare / tije cu o lungime mult mai mare decât diametrul. În acest caz, modulul este proportional cu densitatea si frecventa de rezonantă la pătrat. Din păcate, determinarea modulului de forfecare este foarte sensibilă la eterogenitatea din interiorul spumei. Prin urmare, nu este posibilă utilizarea acestei tehnici pentru măsurarea coeficientului lui Poisson. Tehnica excitării prin impuls (Impulse Excitation Technique, IET) [284] este o tehnică de caracterizare nedistructivă, utilizată pentru determinarea proprietăților elastice și ale frecărilor interne ale unui material. Metoda excitării prin impuls măsoară frecvențele rezonante pentru a calcula modulul lui Young, modulul de forfecare, coeficientul lui Poisson si frecarea internă a probelor în formă de disc. Principiul de măsurare se bazează pe atingerea probei cu un proiectil mic și înregistrarea semnalului de vibrație indus cu un microfon sau vibrometru laser. Ulterior, semnalul de vibrație înregistrat în domeniul timpului este convertit în domeniul frecventei printr-o transformare Fourier rapidă. Software-ul dedicat poate determina frecventa de rezonantă cu o precizie ridicată pentru a calcula proprietătile elastice pe baza teoriei clasice a grinzilor. Avantajul acestei metode este că se poate aplica materialelor poroase și fragile, datorită deformțiilor mici.

3.4.2. Programul experimental

3.4.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor

Spumele metalice din aliaje de aluminiu au fost fabricate utilizând tehnologia metalurgiei pulberilor (§2.2.3). Spumele au avut la bază o pulbere de Al 99,7 (Fe 0,13%, Si 0,10%, iar restul Al) cu dimensiunea între 63-400 μ m. Pulberea a fost amestecată împreună cu un agent de spumare (0,7% TiH₂), avand o granulație sub 60 μ m și o dimensiune d₅₀ = 14,52 μ m. Amestecul obținut a fost presat izostatic la rece și apoi extrudat continuu la cald, la 500°C, într-un precursor spumabil. Diferitele cantități de precursor au fost spumate într-o matriță de oțel la 800°C, rezultând astfel spuma din aliaje de aluminiu cu celule închise. Densitatea dorită a fost obținută prin menținerea în matrița de oțel la diferite intervale de timp a precursorului.

Spumele s-au obținut sub formă de plăci rectangulare cu dimensiunile 140 mm × 140 mm × 8,3 (9,61) mm (vezi Figura 3.48a) [285]. Densitățile plăcilor din spumă au fost cuprinse între 0,43-1,55 g/cm³. Spumele cu densități mai mari au fost fabricate prin întreruperea procesului de spumare în etapele incipiente ale evoluției gazului de la agentul de spumare. Acestea din urmă au prezentat o anizotropie mai pronunțată comparativ cu spumele de densitate mică.

Epruvetele utilizate pentru determinarea coeficientului lui Poisson au fost tăiate din plăci de spumă, folosind o mașină de frezat. Geometria tipică a epruvetelor este prezentată în Figura 3.48b, aceasta reprezentând un disc cu diametrul de 60 mm și grosimea de 8,3 (9,61) mm.



Figura 3.48. Placă din spumă metalică (a) și epruvete disc prelevate din placă (b)

Figura 3.49 prezintă microstructura spumelor metalice investigate, pentru diferite densități regăsite în intervalul 0,433- 0,688 g/cm³.



Figura 3.49. Microstructura spumelor de aluminiu investigate pentru diferite densități: 0,433 (a), 0,453 (b), 0,469 (c), 0,504 (d), 0,540 (e) și 0,688 (f) g/cm³

Epruvetele din spumă cu o densitate de 1,55 g/cm³ nu au putut fi utilizate pentru determinarea coeficientului lui Poisson, deoarece raportul frecvențelor de rezonanță f_1/f_2 (a se vedea mai jos definiția)

a fost în afara intervalului cerut de metoda de măsurare utilizată. Cu toate acestea, acest rezultat a indicat faptul că metoda de măsurare utilizată a fost suficient de precisă pentru a detecta probe eterogene și anizotrope. Prin urmare, numai spumele care s-au încadrat în intervalul de densități 0,433-1,394 g/cm³ au fost luate în considerare.

3.4.2.2. Configurarea testelor experimentale

Pentru măsurarea coeficientului lui Poisson s-a utilizat metoda excitării prin impuls (IET), utilizând dispozitivul de testare nedistructivă Analizor de Frecvență și Amortizare de Rezonanță (Resonant Frequency & Damping Analyser – RFDA), Figura 3.50. Principiul de măsurare este unul simplu și conține patru pași [286]:

- *poziționarea epruvetei disc*: se face pe un suport de rezemare format dintr-un cadru metalic și fire de nailon;
- producerea unui impuls mecanic: se realizează cu ajutorul unei bile de oțel cu diametrul de 6 mm, lipită pe o tija de plastic cu lungimea de 100 mm;
- detectarea vibrațiilor: se pot utiliza trei tipuri de traductori: senzor piezoelectric (contact), microfon (fără contact) și vibrometru laser (fără contact);
- analizarea semnalului: analizarea semnalului începe odată cu detectarea vibrațiilor mecanice de către traductor, acestea fiind transformate într-un semnal electric care este trimis la calculator unde programul de analiză al semnalului este scris în limbajul de programare LabVIEW.



Figura 3.50. Imagine de ansamblu cu interfața și elementele componente ale dispozitivului de testare RFDA

Pentru determinarea proprietăților elastice cu ajutorul RFDA basic se pot utiliza trei geometrii de epruvete: rectangulare (Figura 3.51a), discuri (Figura 3.51b) și bare cilindrice (Figura 3.51c). Pentru fiecare tip de epruvetă utilizată se folosește un anumit mod de rezemare specific.

În cazul de față, testele vibraționale au fost efectuate pe epruvete disc din spumă metalică, conform standardului ASTM E 1876 [284]. Din raportul dintre frecvența de încovoiere și cea de antiîncovoiere (vezi Figura 3.52), folosind o soluție numerică propusă de Martincek [287] și Glandus [288], se calculeză coeficientul lui Poisson. Practic, coeficientul lui Poisson este determinat folosind frecvențele rezonante ale primelor două moduri de vibrație naturală. Modulul de elasticitate longitudinal și transversal se calculează utilizând coeficientul lui Poisson, frecvențele rezonante fundamentale determinate experimental, respectiv dimensiunile și masa epruvetei.



(c)

Figura 3.51. Epruvete utilizate în cadrul RFDA: epruvetă rectangulară (a), epruvetă disc (b) și bară cilindrică (c)

Prima vibrație naturală apare atunci când deplasările în planul secțiunii transversale (plan paralel cu suprafața plană a discului) sunt normale față de plan și simetrice față de două diametre ortogonale din planul discului, producând o răsucire a acestuia. Acesta este un mod ortogonal de vibrație antiîncovoiere. Pentru primul mod de vibrație naturală, nodurile sunt situate de-a lungul a două diametre ortogonale, decalate cu 45° față de punctul în care vibrația a fost indusă. Anti-nodurile sunt situate de-a lungul a două diametre ortogonale (decalate cu 90°) ale discului, cu un diametru care intersectează punctul în care vibrația a fost indusă.



CN-Cerc nodal S1-Poziționare Senzor 1 S2-Poziționare Senzor 2 X1-Punctul de impuls 1 X2-Punctul de impuls 2 S-Puncte de sprijin

Figura 3.52. Punctele de impuls (X1 și X2), senzoriale (S1 și S2) și de suport (S) pentru prima și a doua vibrație naturală în epruvetele disc

A doua vibrație naturală apare atunci când deplasările în planul secțiunii transversale sunt normale față de plan și sunt uniforme în deplasare pentru o distanță radială dată de la punctul central peste întregul arc de 360°. Aceasta este vibrația de încovoiere axisimetrică. Pentru al doilea mod de vibrație naturală a unui disc, nodurile sunt situate într-un cerc nodal (CN) concentric cu centrul discului, avand o rază fracționată de 0,681 din raza discului. Anti-nodurile sunt situate în centrul și în jurul circumferinței epruvetei disc.

Figura 3.53 prezintă imaginea de ansamblu a dispozitivului folosit pentru determinarea coeficientului lui Poisson, evidențiind primul și al doilea mod de vibrație naturală



Figura 3.53. Primul (a) și al doilea (b) mod de rezemare pentru epruveta disc

Derivarea (rezultarea sau modul de obținere) și utilizarea ecuațiilor pentru calcularea coeficientului lui Poisson și a modulelor, pe epruvete în formă de disc, sunt descrise în detaliu de către Martincek [287] și Glandus [288]. Martincek [287] oferă derivarea și procedurile pentru calcularea liniei de bază. Ecuația fundamentală care definește relația dintre frecvența de rezonanță naturală, proprietățile materialului și dimensiunile epruvetei este dată de Martincek ca fiind:

$$f_i = \frac{K_i}{2\pi r^2} \sqrt{\frac{A}{\rho t}}$$
(3.12)

unde f_i este frecvența rezonantă de interes, K_i este factorul geometric pentru acea frecvență rezonantă, r este raza discului, ρ este densitatea discului, t este grosimea discului, iar A este constanta plăcii și se determină cu relația (3.13)

$$A = \frac{Et^3}{12(1-v^2)}$$
(3.13)

unde E este modulul de elasticitate longitudinal, iar v este coeficientul lui Poisson pentru materialul discului. Aceasta este o ecuație generală valabilă atât pentru prima vibrație naturală, cât și pentru a doua vibrație naturală.

Glandus [288] completează articolul lui Martincek cu tabele mai detaliate pentru factorii geometrici K_i și pentru determinarea coeficientului lui Poisson. Coeficientul lui Poisson este determinat direct din valorile experimentale pentru prima și a doua frecvență de rezonanță naturală, valori date în tabelele din referințele menționate mai sus [287, 288] și, de asemenea, în standardul ASTM E 1876 [284]. Mai departe, valoarea pentru coeficientul lui Poisson (v) este interpolată din tabel, utilizând raportul celei de-a doua frecvențe de rezonanță naturală la prima frecvență de rezonanță naturală (f_2/f_1) corelată cu raportul dintre grosimea și raza epruvetei (t/r).

În cazul epruvetelor disc trebuie îndeplinite următoarele condiții:

- raportul frecvențelor rezonante de încovoiere și anti-încovoiere să fie în intervalul $1.35 \le f_1/f_2 \le 1.90$;
- diametrul D și grosimea t ale epruvetei ar trebui să fie mai mari decât raportul $D/t \ge 4$.

Pentru modulul lui Young corespunzător unei epruvete disc, două calcule ale lui $E(E_1 \text{ } \text{ } \text{ } \text{ } E_2)$ se fac independent de cele două măsurători de frecvență rezonante, iar apoi se determină o valoare finală E ca și media celor două valori calculate E_1 și E_2 :

$$E_1 = \frac{12\pi f_1^2 D^2 m (1 - \nu^2)}{K_1^2 t^3}$$
(3.14)

$$E_2 = \frac{12\pi f_2^2 D^2 m (1 - \nu^2)}{K_2^2 t^3}$$
(3.15)

$$E = \frac{E_1 + E_2}{2} \tag{3.16}$$

unde E, E_1 , şi E_2 - media, primul, respectiv al doilea calcul al modulului lui Young, f_1 şi f_2 – prima şi a doua frecvență de rezonanță naturală a discului, D și m sunt diametrul și masa discului, v este coeficientul lui Poisson pentru epruveta dată (determinat anterior), K_1 și K_2 - primul și al doilea factor geometric natural (funcția t/r și v) preluat din [286-288], t - grosimea discului și r este raza discului.

Pentru a determina în mod corespunzător proprietățile elastice ale epruvetelor tip disc, este necesară îndeplinirea condițiilor geometriei epruvetei, poziționarea corectă a epruvetei pe punctele de susținere și alegerea corectă a punctelor de impuls (X1 și X2) și senzoriale (S1 și S2) deasupra epruvetei (vezi Figura 3.52) [286]. Așa după cum s-a menționat anterior, conform standardului ASTM 1876 [284], raportul dintre diametrul *D* și grosimea *t* a epruvetei trebuie să fie de cel puțin 4. Pentru toate probele de spumă metalică investigate, acest raport s-a găsit în intervalul 6-8. Apoi, un diametru al cercului nodal de sprijin a fost calculat ca fiind 0,681 pentru diametrul fiecărei epruvete disc, ducând astfel la valoarea de 40,86 mm. Mai departe, epruveta a fost excitată liber printr-un impact ușor cu un ciocan special la punctele de impuls (X1 și X2 în Figura 3.52), în timp ce frecvența de rezonanță a fost măsurată de un microfon plasat în punctul senzorului atât pentru primul, cât și pentru al doilea mod de excitație (S1 și S2 în Figura 3.52). Pentru a asigura repetabilitatea rezultatelor, s-au efectuat cel puțin cinci citiri ale frecvenței de rezonanță și s-a utilizat valoarea medie pentru prima și respectiv a doua frecvență naturală. Frecvențele rezonante măsurate pentru toate probele au avut citiri cu o variație mai mică de

1%, ceea ce este în concordanță cu standardul ASTM E 1876 [284]. Apoi, toate frecvențele rezonante de încovoiere și de anti-încovoiere s-au regăsit în intervalul $1.35 \le f_1/f_2 \le 1.90$ pentru toate probele, cu excepția celor pentru cea mai densă probă. Coeficientul lui Poisson, *v*, a fost determinat direct din frecvențele rezonante măsurate, folosind valorile tabelare din [286-288] ale f_1/f_2 și t/r. În cele din urmă valorile modulului lui Young au fost determinate prin intermediul ecuațiilor (3.14) și (3.15), folosind tabelele din ASTM E 1876 [284] corespunzătoare.

3.4.3. Determinarea experimentală a coeficientului lui Poisson

Pentru a evita reacțiile potențiale și crearea consecventă a fazelor în interiorul pereților celulelor spumei, în acest studiu, pentru fabricarea spumei, s-a folosit pulbere de aluminiu pur. Prin urmare, compoziția pereților celulelor spumei este destul de simplă. În matrice se regăsește aluminiu, Ti localizat în interiorul pereților celulelor (0,7% în greutate din agentul de spumare descompus) și, în cele din urmă, alumină (aproximativ 1% în greutate din fulgi de pulbere, din păcate nu este vizibilă la microscopul SEM) [176]. Aceasta înseamnă că nu există adaosuri stabilizatoare, cum ar fi 10-20% vol.% de Al₂O₃, SiC, TiB₂, etc. Prin urmare, conform celor susținute de către Gibson și Ashby [1], ar fi de așteptat ca valoarea coeficientului lui Poisson de 0,34 să fie observată în toate intervalele de porozitate investigate.

Cu toate acestea, coeficientul lui Poisson al spumei din aluminiu pur din domeniul de densități 0.43-1.39 g/cm³, măsurat utilizând tehnica excitării prin impuls, a arătat un rezultat total diferit. După cum se poate observa în Tabelul 3.12 și Figura 3.54, coeficientul lui Poisson pentru spuma din aluminiu pur cu celule închise este dependent de densitate [285].

Densitate	Densitate relativă	Porozitate	Coeficientul lui Poisson	Modulul lui Young
[g/cm ³]	[-]	[-]	[-]	[GPa]
0,433	0,160	0,840	0,214	4,93 ± 0,12
0,443	0,164	0,836	0,235	$5,13 \pm 0,07$
0,448	0,166	0,834	0,275	$5,03 \pm 0,22$
0,453	0,168	0,832	0,255	$5,\!20 \pm 0,\!07$
0,461	0,171	0,829	0,255	$5,17 \pm 0,05$
0,469	0,174	0,826	0,235	5,49 ± 0,12
0,504	0,187	0,813	0,268	$5,\!45 \pm 0,\!18$
0,540	0,200	0,800	0,235	$6,65 \pm 0,03$
0,688	0,255	0,745	0,275	$6,\!68 \pm 0,\!18$
1,394	0,516	0,484	0,312	$16,\!47 \pm 0,\!18$
2,700	1,000	0,000	0,340	70,00

Tabelul 3.12. Valorile coeficientului lui Poisson și modulului lui Young pentru spumele din aluminiu pur

S-a observat experimental că, odată cu scăderea densității, coeficientul lui Poisson scade de la valoarea de 0,34 până la 0,21. Acest rezultat este similar cu dependența de porozitate a coeficientului lui Poisson observat anterior la solidele poroase și la ceramice [289, 290].



Figura 3.54. Variația coeficientului lui Poisson cu porozitatea spumelor din aluminiu pur, împreună cu modelul liniar și modelul legii puterii

Datele modulului lui Young, conform ecuațiilor (3.14) și (3.15), au fost calculate pentru a verifica validitatea rezultatelor coeficientului lui Poisson obținut. Mai mult, dependența modulului lui Young de porozitatea modelată, folosind percolarea [281] sau modelul legii puterii Gibson și Ashby [28] este dată de relația (3.17):

$$E_m = E(1-P)^{f_E} (3.17)$$

unde E_m este modulul de elasticitate al matricei (aluminiu pur), E este modulul de elasticitate al spumei din aluminiu, P este porozitatea, iar f_E este exponentul caracteristic pentru dependența legii puterii de modulul lui Young. De obicei, se acceptă faptul că exponentul caracteristic al spumelor din aluminiu este cuprins între 1,8 și 2,2 [28].

Figura 3.55 prezintă dependența modulului lui Young normalizat funcție de densitatea relativă pentru spumele din aluminiu pur. Rezultatele potrivirii pentru dependența de densitate a modulului lui Young au condus la exponentul caracteristic de $f_E = 1,72 \pm 0,10$, cu $R^2 = 0,982$ (Figura 3.55) [285]. Valoarea obținută a coincis în cea mai mare parte cu rezultatele experimentale observate pentru diferite tipuri de spume din aluminiu, acesta fiind între 1,8 și 2,2 [28]. Valoarea mai mică a exponentului caracteristic se datorează, cel mai probabil, anizotropiei probelor din spumă.

Se poate concluziona că rezultatele experimentale ale modulului lui Young obținute și validitatea modelului legii puterii, pentru dependența de porozitate a modulului lui Young, au dovedit că scăderea coeficientului lui Poisson odată cu creșterea porozității a fost corect măsurată. Prin urmare,
ipoteza acceptată inițial, conform căreia coeficientul lui Poisson pentru spumele din aliaje de aluminiu este constant pentru toate intervalele de densitate și are o valoare de 0,34, s-a dovedit a fi incorectă în cazul spumei din aluminiu pur cu celule închise fabricată prin metalurgia pulberilor. Aceasta implică faptul că ipoteza poate fi, de asemenea, incorectă pentru alte tipuri de spume din aluminiu și spume metalice.



Figura 3.55. Variația modulului lui Young normalizat funcție de densitatea relativă a spumelor din aluminiu pur. Linia trasată este modelul legii puterii cu $R^2 = 0.982$, $f_E = 1.72 \pm 0.10$

Coeficientul lui Poisson al spumelor din aluminiu AlSi0,5Mg cu celule deschise a fost investigat numeric de către Wicklein și Thoma [291]. Autorii au utilizat o discretizare cu elemente finite derivată din epruvetele reale din spumă prin date de tomografie computerizată. Au descoperit că, coeficientul lui Poisson este aproximativ constant în intervalul de densități relative 0,35-0,50, prezentând o valoare medie de 0,23. Valoarea coeficientului lui Poisson pentru spumele AlSi0,5Mg cu celule deschise este mai mică decât valoarea coeficientului lui Poisson pentru aliajul AlSi0,5Mg, susținând astfel dependența observată experimental a coeficientului lui Poison de porozitatea spumei, din prezenta investigație.

Datorită compoziției matricei alese (Al pur cu 0,7% în greutate Ti), putem exclude creările potențiale de fază în pereții celulelor spumei, care afectează proprietățile mecanice ale epruvetelor studiate. Din acest motiv, pentru spumele investigate, numai porozitatea și eterogenitatea structurii celulare pot afecta valorile coeficientului lui Poisson. Din Figura 3.49, este evident faptul că spumele cu densitate mică (cu 80-84% porozitate) prezintă unele dispersii ale datelor experimentale. Motivul pentru această dispersie a rezultatelor este asociat cu creșterea dimensiunii porilor odată cu scăderea densității spumei.

De obicei, pentru a evita anumite efecte de eterogenitate, geometria epruvetei trebuie să conțină în toate direcțiile cel puțin 10 pori. În cazul de față, pentru densitatea de 0,50 g/cm³, dimensiunea medie a porilor este de aproximativ 0,8-1 mm. Aceasta înseamnă că variațiile locale ale porozității afectează valorile măsurate pentru 80-84% porozitate, ducând astfel la o mare dispersie a datelor experimentale. Odată cu creșterea densității, dimensiunea porilor scade, diminuând astfel acest efect [176].

În momentul în care coeficientul lui Poisson pentru aluminiu pur, de 0,34, a fost utilizat în setul de date, au existat trei puncte în afara "punctelor de date grupate" pentru o porozitate de 80-84%. Chiar și atunci când au fost utilizate doar date pentru 0%, 48% și 75% porozitate, scăderea coeficientului lui Poisson a fost evidentă datorită omogenității mai mari a structurii spumei pentru aceste puncte. Astfel, se poate concluziona că, cu cât este mai mare porozitatea spumei, cu atât este mai mare dispersia datelor măsurate. Acest lucru se datorează faptului că toate metodele excitării prin impuls, bazate pe vibrații, au nevoie de epruvete 2D (datorită teoriei grinzilor), a treia dimensiune fiind cât mai mică posibil. Prin urmare, anumite erori vor exista întotdeauna în cazul spumelor metalice.

3.4.4. Determinarea analitică a coeficientului lui Poisson

În principiu, este posibil să se calculeze dependența de porozitate a coeficientului lui Poisson din modulul de elasticitate transversal la forfecare (G) și modulul de elasticitate longitudinal (E), astfel:

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \tag{3.18}$$

În timp ce există multe modele care pot prezice dependența de porozitate a celor doi moduli elastici (G și E), modelele pentru a prezice coeficientul lui Poisson v sunt dezvoltate în principal din ecuația (3.18), iar multe dintre ele sunt foarte complexe. Deoarece rezultatele experimentale observate pentru coeficientul lui Poisson au avut o dispersie ridicată a datelor, accentul a fost pus pe modele și explicații cât mai simple posibil. Majoritatea modelelor create pentru solide poroase, care se bazează pe ecuația (3.18), conduc la concluzia că, odată cu creșterea porozității, există o tendință ca coeficientul lui Poisson al ceramicii poroase să se apropie de valoarea constantă de 0,2 [289, 290]. Cu toate acestea, atunci când coeficientul lui Poisson al fazei solide v_0 este sub 0,2 ($v_0 < 0,2$), coeficientul lui Poisson efectiv (v) tinde să crească odată cu creșterea porozității la această valoare.

Un comportament similar a fost propus inițial de Kitazono și colab. [292] pentru spumele metalice, utilizând un model micromecanic continuu (cu metoda de includere echivalentă și teoria câmpului mediu). Ei au afirmat că, în limita anumitor parametri (p = 0), coeficientul lui Poisson al spumelor metalice scade odată cu scăderea densității relative dacă coeficientul lui Poisson al matricei metalice este mai mare de 0,2, și crește dacă coeficientul lui Poisson al matricei este mai mic de 0,2. Autorii au observat că numai în cazul în care coeficientul lui Poisson al matricei este egal cu 0,2, coeficientul lui Poisson al spumei devine independent de densitatea relativă. Deoarece coeficientul lui Poisson pentru cele mai multe metale și aliaje metalice este mai mare de 0,2, modelul micromecanic prezice că coeficientul lui Poisson pentru spumele metalice scade monoton odată cu scăderea densității relative și se apropie de o valoare constantă de 0,25 [292]. Valorile observate în prezenta investigație, la cea mai scăzută porozitate, arată că coeficientul lui Poisson al spumelor se abate de la această valoare de 0,25, măsurandu-se valori mai mici ale coeficientul lui Poisson, până la 0,21.

Într-o altă abordare, coeficientul lui Poisson poate fi cel mai simplu modelat printr-o aproximare liniară de forma ecuației (3.19) [290]:

$$v = v_0 + b \times P = v_0 + \frac{3(1 - 5v_0)(1 - v_0^2)}{2(7 - 5v_0)} \times P$$
(3.19)

unde v este coeficientul lui Poisson efectiv, v_0 este coeficientul lui Poisson corespunzator matricei materialului, iar ϕ este porozitatea spumei.

Cu toate acestea, această abordare are deficiențele tipice ale teoriilor bazate pe amestecuri. În cazul ceramicii poroase (compozite ceramice în care o fază constă în goluri umplute cu aer care prezintă coeficientul lui Poisson egal cu zero), regula amestecului pentru coeficientul lui Poisson efectiv eșuează, deoarece coeficientul lui Poisson efectiv nu s-a apropiat de valoarea zero (așa cum ar trebui fie cazul regulii amestecului) [282].

După adaptarea rezultatelor coeficientului lui Poisson la acest model de aproximare liniară, a fost evident că acesta le-a descris bine (vezi Figura 3.54). Singurul dezavantaj a fost că constanta calculată *b* pentru valoarea coeficientului lui Poisson pentru matricea din aluminiu 0,34 și valorile ajustate ale constantei $b = (1-5v_0) \cdot (1-v_0^2)/[2 \times (7-5v_0)]$ au fost -0,175 și respectiv -0,12 ± 0,02 (vezi Tabelul 3.13). Aceasta a reprezentat o diferență de aproximativ 31% pentru constanta *b*.

O altă posibilitate este de a utiliza teoria percolării, care funcționează cu o idee de prag, care se bazează pe formarea conectivității pe distanțe lungi în sistemele aleatorii. Sub prag, o componentă gigant conectată nu există, în timp ce deasupra acestuia, există o componentă gigantică de ordinul mărimii sistemului [293, 294]. Pentru spumele metalice, pragul de percolație este porozitatea la care proprietățile mecanice ale materialului poros devin zero (deoarece spuma nu mai există ca entitate în ordinea mărimii sistemului). Prin urmare, coeficientul lui Poisson al solidelor a fost modelat utilizând dependența legii puterii de porozitate pe baza teoriei percolării [294], prin încorporarea pragului de percolație sau aproximare diferențială [295, 296]. Acest lucru duce la binecunoscuta relație putere-lege de percolație sau aproximare diferențială [295, 297]. După cum s-a menționat mai sus, pragul de percolație este reprezentat de către porozitatea la care proprietățile mecanice ale unui material poros devin zero. Garboczi și colab. [298] au arătat că, pentru cazul special al elipsoidelor suprapuse, se poate observa un prag de percolație de peste 99,9 vol.%. Pe baza acestei ipoteze, ecuația de percolație pentru spumele din aluminiu investigate a urmat o formă simplificată sub forma ecuației (3.20) [295]:

$$\nu = (\nu_0 + 1)(1 - P)^{f_\nu} - 1 \tag{3.20}$$

unde f_v este exponentul caracteristic pentru coeficientul lui Poisson.

Datele experimentale observate au fost apoi adaptate / potrivite la ecuația (3.20), iar rezultatele obținute sunt, de asemenea, reprezentate în Figura 3.54 și sunt listate în Tabelul 3.13 [285]. Valoarea

coeficientului de determinare R^2 pentru acest model este aproape aceeași cu valoarea R^2 a aproximării liniare. Practic, ambele modele pot fi utilizate pentru a prezice dependența coeficientului lui Poisson de porozitate, desigur în intervalul de porozitate investigat. Singura diferență este că dependența coeficientului lui Poisson bazată pe modelul de percolație tinde la valoarea zero pentru porozitate apropiindu-se de 100%.

Tabelul 3.13. Rezultatele de p	otrivire pentru datele e	experimentale utilizând modelele	e liniar și legea puterii
--------------------------------	--------------------------	----------------------------------	---------------------------

Madal	Equatia falasită	V 0	V0	b	Rezultatul	D 2
wiodei	Ecuația ioiosita	Model	Potrivit	Teoretic	potrivit	Л
Liniar	$\nu = \nu_{0+} + b \times P$	0,34	$0,\!35\pm0.02$	- 0,175	$b = -0,12 \pm 0,02$	0,698
Legea puterii	$v = (v_0 + 1)(1 - P)^{f_v} - 1$	0,34	$0,34 \pm 0.02$	-	$f_{\nu} = 0,04 \pm 0,01$	0,761

Rezumând, scăderea dependenței coeficientului lui Poisson de porozitate a fost observată experimental pentru spumele din aluminiu cu celule închise, fabricate prin metalurgia pulberilor. Valorile coeficientului lui Poisson au fost cuprinse între 0,21-0,34. Atât modelele de aproximare liniară, cât și modelele de percolare sunt adecvate pentru a descrie scăderea observată în intervalul de porozitate investigat.

4. STRUCTURI COMPOZITE PE BAZĂ DE SPUME METALICE

4.1. Noțiuni generale

Industria auto este o piață extrem de competitivă în care detaliile joacă un rol cheie. Detectarea, înțelegerea și îmbunătățirea acestor detalii sunt pași necesari pentru a crea mașini durabile, capabile să ofere oamenilor o experiență de conducere premium. Elementele de rigiditate ale mașinii (Figura 4.1) sunt unele dintre aceste specificații importante ale unui autoturism, care afectează nu numai greutatea, deci implicit consumul de combustibil, ci și caracteristicile de mers ale vehiculului [299, 300].



Figura 4.1. Structura de rezistență a unui autoturism

Cererea de transport avansat în societatea modernă crește zilnic. Acest lucru a dus la creșterea continuă a numărului de vehicule pe drumuri. Inevitabil, accidentele auto au crescut și au devenit o problemă majoră la nivel mondial. Pentru condiții de siguranță mai bune, structurile vehiculelor ar trebui să poată proteja ocupanții prin conversia majorității energiei cinetice, în timpul unei situații de accident, în alte forme de energie într-un mod previzibil, progresiv și controlabil. În ultimii ani, companiile producătoare de vehicule încearcă să găsească o soluție optimă pentru a spori siguranța pasagerilor în timpul accidentelor. Cele mai populare amortizoare, utilizate pe scară largă pentru a absorbi energia cinetică și pentru a îmbunătăți comportamentul unei structuri portante, sunt componentele cu pereți subțiri cu secțiune transversală diferită (vezi Figura 4.1) [301].

Încărcarea axială (coliziunea frontală) este cel mai frecvent test utilizat în experimentarea structurii vehiculului, datorită procesului de deformare care are loc progresiv (§3.1.3). Astfel, o absorbție ridicată de energie poate fi obținută cu o eficiență ridicată a deformării [302]. În cazul unui accident frontal (§3.1.1), componentele structurale frontale (de exemplu, elementul 2 din Figura 4.1) situate în

spatele barei de protecție a vehiculelor (elementul 1 din Figura 4.1), prezintă capacitatea de a absorbi energia prin deformarea lor plastică. Dacă forța de impact exercitată pe lonjeroane nu poate fi suficient absorbită în timpul coliziunii, aceasta este transferată direct în cabina pasagerilor. Mai mult decât atât, pe lângă solicitarea axială, anumite elemente de rigidizare (elementele 1, 3, 4 şi 5 din Figura 4.1) sunt adesea solicitate lateral sau radial (§3.1.4). Utilizarea elementelor de rigiditate goale / neumplute, la fel ca majoritatea vehiculelor de astăzi, poate provoca vătămări fatale pasagerilor și deteriorarea vehiculului [303]. Prin urmare, pentru a crește capacitatea de absorbție a energiei elementelor de rigidizare din caroserie, ar trebui acordată o atenție substanțială secțiunilor umplute cu diferite tipuri de materiale celulare (Figura 4.2). Cele mai utilizate structuri celulare, care se utilizează pe scară largă ca și materiale de umplutură în secțiunile cu pereți subțiri, pot avea matrice sintetică metalică (fagure de aluminiu, spumă metalică), polimerică (spumă poliuretanică, spumă de poliizocianurat) și ceramică (spumă ceramică, spumă de sticlă), respectiv matrice naturală (plută, piatră ponce, lufă).





Fagure de aluminiu



Spumă poliuretanică



Figura 4.2. Secțiuni umplute cu diverse tipuri de materiale celulare: spumă metalică, plută aglomerată, oțel croșetat, fagure de aluminiu, spumă poliuretanică și lufă

Spumele metalice sunt o clasă foarte interesantă de materiale poroase, celulare bio-inspirate, care imită cadrul structurilor naturale purtătoare de sarcină, cum ar fi oasele. Acestea constau dintr-o rețea 3D de pori distribuiți stocastic. Pe baza structurii lor speciale, spumele metalice sunt materiale microheterogene. Comparativ cu alte tipuri de materiale celulare (spume polimerice, spume ceramice, faguri de aluminiu, plută, etc.), spumele metalice prezintă proprietăți mecanice, fizice și de altă natură

care le fac atractive într-o gamă largă de aplicații structurale [304, 305]. În ceea ce privește acest lucru, spumele de aluminiu sunt unele dintre materialele cu potențialul de a realiza o construcție ușoară și de a îmbunătăți capacitatea portantă a vehiculului. Aceste materiale au un raport rigiditate / greutate ridicat, capacitate mare de a absorbi energia de impact, formabilitate bună, rezistență bună la coroziune și potențial de reciclare, făcându-le candidate ideale pentru înlocuirea materialelor de înaltă densitate, urmând cererea constantă de reducere a greutății din industria auto [306].

Componentele structurale umplute cu spumă pot absorbi mai multă energie de impact decât structurile neumplute, cu o creștere nesemnificativă a greutății. Ca material celular ușor, spuma metalică a atras atenția din ce în ce mai mult datorită modului său de deformare stabil și a caracteristicilor ușoare. Comportamentul la impact al spumelor metalice are o importanță fundamentală în proiectarea siguranței vehiculelor, deoarece cedarea lor plastică este mecanismul utilizat pentru a disipa energia cinetică a vehiculului într-un mod controlabil. Majoritatea elementelor de rigidizare ale automobilelor (de exemplu lonjeroanele, barele de protecție, stâlpii, etc.) sunt supuse unor solicitări compuse / complexe (încărcări axiale, radiale sau combinații ale acestora), astfel, prezența spumelor metalice în aceste structuri îmbunătățește caracteristicile de impact ale vehiculului. Mai mult decât atât, energia absorbită de spumele metalice este independentă de direcția de impact, ceea ce le face ideale pentru domeniul auto [307, 308].

Pentru a spori proprietătile mecanice ale acestor sectiuni, tuburile umplute cu spumă metalică au câștigat multă atenție în ultimii ani datorită proprietăților excelente de absorbție a energiei [319-311]. Asa după cum s-a amintit anterior, de-a lungul timpului au fost utilizate diferite materiale atât pentru umplutură, cât si pentru tuburi [312-314]. Duarte si colab. [315] au umplut tuburi de aluminiu cu pereti subțiri cu elemente Advance Pore Morfology (APM) și au testat performanța la compresiune cvasistatică. Rezultatele au indicat faptul că capacitatea de absorbție a energiei unei astfel de structuri a crescut în comparatie cu tuburile goale de aluminiu. Dintre diferitele tipuri de metale celulare, spuma de aluminiu a fost utilizată predominant în tuburile goale [316]. Acest material de umplutură prezintă interes pentru industria auto datorită proprietăților sale unice, cum ar fi greutatea redusă, capacitatea de absorbție a energiei și raportul mare rezistență / greutate (§2.3) [117, 133, 145, 261]. Astfel, atât tuburile ex-situ umplute cu spumă, cât și cele in-situ au fost fabricate folosind spuma de aluminiu ca material de bază [315, 316]. Rezultatele la compresiune și încovoiere ale tuburilor umplute, obtinute de diferiti cercetători, indică o îmbunătățire semnificativă a comportamentului acestor structuri compozite sub sarcini cvasi-statice și dinamice [239, 317]. A fost demonstrat, de către Durate și colab. [239], că prezența spumei de aluminiu ca material de umplutură în interiorul tubului prezintă un mod de deformare mult mai stabil, comparativ cu tubul gol. De asemenea, ei au descoperit că absorbtia de energie a structurii umplute cu spumă a crescut prin creșterea densității spumei de aluminiu. Tu și colab. [318] au studiat nivelul de amortizare al tuburilor de oțel umplute cu spumă de aluminiu. Autorii au observat că, sub un nivel ridicat de vibratii, tuburile umplute prezintă cel mai înalt nivel de amortizare.

S-a observat că principalele proprietăți mecanice ale acestor materiale compozite avansate au fost investigate pe scară largă la temperatura camerei [148, 155, 240, 307-312, 314-316], foarte puține fiind rezultatele raportate la temperaturi înalte [162, 313, 319]. Cu toate acestea, gama largă de aplicații ale tuburilor umplute cu spumă metalică, din diferite industrii, necesită investigarea proprietăților mecanice la temperaturi mai mari decât temperatura camerei. Asadar, Capitolul 4 se concentrează pe influența temperaturii asupra proprietăților mecanice ale tuburilor goale și tuburilor umplute cu spumă metalică, solicitate la compresiune axială și radială.

4.2. Programul experimental

4.2.1. Materiale și pregătirea epruvetelor

În cadrul programului experimental au fost utilizate două configurații de epruvete. Prima categorie de epruvete utilizate, denumite *Tuburi Goale (TG)*, au prezentat diametrul exterior (D_e) de 22 mm, diametrul interior (D_i) de 20 mm și înălțimea (h) de 20 mm (vezi Figura 4.3a). Epruvetele au fost fabricate din oțel inoxidabil 304. Oțelul inoxidabil 304 este cea mai obișnuită formă de oțel inoxidabil utilizat în întreaga lume, în mare parte datorită rezistenței sale excelente la coroziune. Oțelul 304 conține între 16% și 24% crom și până la 35% nichel, precum și cantități mici de carbon și mangan. Pe lângă rezistență bună la coroziune, oțelul 304 prezintă rezistență la temperatură înaltă / joasă și bune proprietăți mecanice. De asemenea, acest oțel are o bună prelucrare la cald și nu are un fenomen de întărire a tratamentului termic (nemagnetic, temperatura este -196 ~ 800°C).



Figura 4.3. Epruvetele TG (a), SM (b) și TUS (c) utilizate în cadrul programului experimental

A doua categorie de epruvete utilizate au fost cele umplute cu spumă metalică (SM), denumite *Tuburi Umplute cu Spumă (TUS)*. Tuburile umplute au prezentat aceeași parametri geometrici ca și tuburile goale. Modul de obținere, parametrii de proces, respectiv principalele proprietăți ale spumei metalice din aliaje de aluminiu cu celule închise sunt prezentate în detaliu în Secțiunea 3.1.2.1. Figura 4.3b prezintă o imagine de ansamblu a epruvetei din spumă metalică utilizată pentru umplerea tubului din oțel. Epruvetele TUS au fost obținute *ex-situ* prin presarea controlată a spumei metalice în interiorul tubului gol (vezi Figura 4.3c) [319].

4.2.2. Configurarea testelor experimentale

Configurarea testelor experimentale este prezentată în detaliu în Secțiunea 3.1.2.2.

4.3. Încărcarea axială

Încărcarea axială este cel mai predominant și, totodată, cel mai studiat mod de deformare al secțiunilor umplute [148, 155, 162, 240, 307-316, 318-320]. Astfel, în acest subcapitol, se investighează efectul temperaturii (intervalul 25-450°C) asupra comportamentului la compresiune axială cvasi-statică al tuburilor goale (TG) și al tuburilor umplute cu spumă (TUS) din aliaje de aluminiu. Se studiază în detaliu mecanismele de cedare, absorbția de energie și efectul de interacțiune dintre spuma de aluminiu, ca material de umplutură, și tuburile goale. Mai mult, conform temperaturii de testare, se prezintă unele corelații între macrostructură, microstructură și curbele caracteristice (tensiune-deformație și energie de absorbție-deformație) la compresiune.

4.3.1. Tuburi goale

4.3.1.1. Comportamentul mecanic

Figura 4.4 prezintă curbele tensiune (σ) – deformație (ε) la compresiune axială ale tuburilor goale [320]. Rezultatele sunt prezentate în funcție de temperatura de testare, în intervalul 25-450°C. Spre deosebire de comportamentul la compresiune axială al spumelor metalice cilindrice (§2.1.3), unde s-au identificat trei regiuni caracteristice diferite [26, 117-128, 131-138, 144, 145, 162, 189, 237-239], compresiunea cvasi-statică axială a tuburilor cilindrice goale prezintă cinci regiuni distincte, și anume [162, 321, 322]:

- Regiunea A regiunea liniar-elastică în care tensiunea crește treptat până la o anumită valoare a deformației la compresiune;
- Regiunea B regiunea în care are loc o creșterea lentă a tensiunii până la o valoare de vârf, corespunzătoare primului maxim local în curba tensiune-deformație. Acest punct este caracterizat de o creștere a deformației fără o creștere a tensiunii. Conform [162] și [320], în această regiune iși face apariția primul pliu pe circumferința epruvetei cilindrice;
- *Regiunea C* regiunea în care apare cea mai mare cădere în tensiune, înregistrându-se astfel cea mai mică valoare de pe curba tensiune-deformație la compresiune;
- Regiunea D regiunea cu tensiune oscilatorie, reprezentată de intervale de creștere și descreștere locale ale tensiunii. Această regiune este cea mai extinsă și poate fi asociată cu regiunea de platou;
- Regiunea E regiunea în care are loc o creştere pronunțată a tensiunii la o creştere nesemnificativă în deformație. În această etapă se atinge compactarea completă a tubului gol, regiunea E purtând și numele de regiunea de densificare. Punctul dintre zonele D și E poartă numele de începutul densificării.



Figura 4.4. Curbele axiale tensiune-deformație ale tuburilor goale. Influența temperaturii

Din comportamentul obținut experimental se observă că la toate temperaturile de testare curbele tensiune-deformație prezintă o formă identică, iar primul vârf este mai mare decât vârfurile ulterioare. Menținerea și testarea epruvetelor la temperaturi mai mari de 25°C reduce capacitatea portantă a tubului și, ca rezultat, tensiunea maximă (rezistența la compresiune) a acestor probe s-a redus cu peste 35%. Curba tensiune-deformție la temperatura camerei arată nivelul maxim al tensiunilor în comparație cu celelalte temperaturi de testare (150, 300 și 450°C). Pe de altă parte, creșterea temperaturii reduce panta regiunii liniar-elastice A. La 25°C tensiunea scade brusc de la valoarea maximă (regiunea B) la valoarea sa minimă, regăsită în regiunea C a curbei tensiune-deformație. În comparație cu alte temperaturi de testare, tuburile goale testate la 25°C experimentează nivelul maxim de scădere a tensiunii (amplitudinea tensiunii) după punctul de curgere/vârf.

Tabelul 4.1 prezintă o centralizare a principalilor parametrii mecanici ai tubului gol la diferite temperaturi de testare [320]. După cum se menționează în Tabelul 4.1, în intervalul de temperaturi examinate (25-450°C), principalele proprietăți de rezistență (σ_t , σ_p , σ_{min} și σ_D) prezintă o scădere pronunțată, de până la 42%, odată cu creșterea temperaturii de testare. Pe de altă parte, unele deformații corespunzătoare acestor parametri mecanici rămân aproape constante (ε_t și ε_p), în timp ce altele (ε_{min} și ε_D) cresc ușor (maxim 15%) odată cu creșterea temperaturii.

De exemplu, valoarea tensiunii de vârf, σ_p , scade semnificativ odată cu temperatura de testare, trecând de la valoarea de 100,76 MPa la temperatura camerei la valoarea de 65,38 MPa pentru 450°C. Rezultatele confirmă faptul că tubul comprimat la 450°C prezintă o deformație la densificare mai mare (vezi Tabelul 4.1) și, de asemenea, o reducere în mărimea și numărul de microfisuri. La temperaturi mai ridicate, în ciuda scăderii tensiunii de densificare, tuburile goale încep să fie complet comprimate la deformații mai mari. Acest fenomen se atribuie efectului de înmuiere al matricei tuburilor goale ca urmare a recoacerii parțiale la un moment specific înainte de aplicarea sarcinilor de compresiune. De asemenea, trebuie luat în considerare faptul că înțelegerile mecanismelor de cedare care contribuie la

nivelurile de tensiune scăzute, cât și ale nivelurile de deformație constante sau crescute la temperaturi mai ridicate sunt încă un subiect de discuții.

Temperatura de testare	A → Zona tranz	→ B 1 de ziție	B → Tensiur vâı	· C nea de rf	C → DD → EAmpliTensiuneaZona demaxminimădensificare		D → E Zona de densificare		Amplit max	itudinea 1ximă	
[°C]	σ_t	ε _t	σ_p	ε _p	σ_{min}	ε _{min}	σD	6D	σ_{ds}	Eds	
	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	
25	71,15	3,27	100,76	9,66	40,55	28,53	46,99	62,10	60,21	52,44	
150	53,27	3,31	77,23	8,39	27,15	29,46	39,78	67,03	52,1	58,65	
300	46,78	3,14	70,43	7,61	25,88	30,90	32,84	69,74	44,55	62,13	
450	41,74	3,67	65,38	8,91	25,71	33,87	30,53	71,28	39,67	62,37	

Tabelul 4.1. Proprietățile mecanice ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare axială

unde σ_t este tensiunea de tranziție (regăsită în partea superioară a regiunii liniar-elastice), ε_t este deformația corespunzatoare tensiunii σ_t , σ_p este tensiunea de curgere sau rezistența la compresiune a tubului gol, ε_p este deformația corespunzătoare tensiunii σ_p , σ_{min} este tensiunea minimă înregistrată pe curba tensiune-deformație (regăsită imediat după punctul de curgere, regiunea C), ε_{min} este deformația corespunzătoare tensiunii σ_{min} , σ_D este tensiunea la densificare, ε_D este deformația la densificare (deformația corespunzatoare tensiunii σ_D), σ_{ds} este amplitudinea tensiunii, iar ε_{ds} este amplitudinea deformației.

Figurile 4.5 și 4.6 prezintă variația tensiunilor (σ_t , σ_p , σ_{min} și σ_D) și deformațiilor (ε_t , ε_p , ε_{min} și ε_D) tubului gol solicitat axial cu temperatura de testare. Toate proprietățile variază polinomial cu temperatura, după legile prezentate sub forma ecuațiilor (4.1) - (4.8).

• Tensiuni:

$$\sigma_{p,A}(TG) = 2.5 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.1982 \cdot T + 104.37, \qquad R^2 = 0.9733 \tag{4.1}$$

$$\sigma_{t,A}(TG) = 1,8 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0,1509 \cdot T + 73,992, \qquad R^2 = 0.9812 \tag{4.2}$$

$$\sigma_{D,A}(TG) = 0.8 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0753 \cdot T + 48,977, \qquad R^2 = 0.9981 \tag{4.3}$$

$$\sigma_{min,A}(TG) = 1,7 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0,1137 \cdot T + 42,457, \qquad R^2 = 0.9385 \tag{4.4}$$

Deformații:

$$\varepsilon_{p,A}(TG) = 0.3 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0181 \cdot T + 10.160, \qquad R^2 = 0.9698 \tag{4.5}$$

$$\varepsilon_{t,A}(TG) = 0.1 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0023 \cdot T + 3.374, \qquad R^2 = 0.7611 \tag{4.6}$$

$$\varepsilon_{D,A}(TG) = -0.5 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 + 0.0443 \cdot T + 61.150, \qquad R^2 = 0.9953 \tag{4.7}$$

$$\varepsilon_{\min,A}(TG) = 0.2 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 + 0.0017 \cdot T + 28,539, \quad R^2 = 0.9964$$
 (4.8)

Din Figura 4.5 se observă că, indiferent de temperatura de testare, cele mai mari valori se obțin pentru tensiunea de curgere, urmată în ordine de tensiunea de tranziție, tensiunea de densificare, și tensiunea minimă. Toate proprietățile de rezistență scad cu 41,3% (σ_t), 35,1% (σ_p), 36,6% (σ_{min}) și 35,0% (σ_D) odată cu creșterea temperaturii de testare de la 25 la 450°C. Mai mult decât atât, cel mai mare salt se obține între temperaturile 25 și 150°C (25,1% - σ_t , 23,4% - σ_p , 33,0% - σ_{min} și 15,3% σ_D), în timp ce pentru celelalte două intervale caracteristice (150 \rightarrow 300°C și 300 \rightarrow 450°C), salturile sunt mai reduse în amplitudine (între 0,7-12,2%). Excepție de la această regulă face tensiunea la densificare, care prezintă un salt de 17,4% între 150-300°C.



Figura 4.5. Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime și densificare cu temperatura pentru TG solicitate axial





De cealaltă parte, cum era și de așteptat, deformațiile cele mai mari se obțin în cadrul densificării, iar cele mai mici pentru deformația corespunzătoare tensiunii de tranziție. În caz contrar proprietăților de rezistență, deformațiile caracteristice cresc cu 12,2% (ϵ_t), 18,7% (ϵ_{min}), și 14,8% (ϵ_D) odată cu creșterea temperaturii de testare de la 25 la 450°C. Singura excepție este facută de deformația corespunzatoare rezisteței la compresiune (tensiunii de vârf), ϵ_p , care descrește cu 7,8% odată cu creșterea temperaturii. În cazul deformațiilor nu se observă salturi semnificative între intervalele de temperaturi caracteristice. Scăderea proprietăților de rezistență și creșterea celor de deformație este datorată înmuierii matricei materialului tubului cu creșterea temperaturii.

4.3.1.2. Analiza macro și micro-structurală

Figura 4.7 prezintă imaginile macroscopice cu secvențele de deformare ale tubului gol la 25°C [320]. La o deformație de 10%, pliurile încep să se formeze la ambele capete ale tubului. Creșterea încărcării până la o deformație de 60% conduce la un mod axisimetric de deformare a tuburilor, cu formarea a două pliuri. Conform lui Andrews și colab. [323], tuburile goale cu un raport specific *diametru exterior* (D_e)/grosime (t) mai mic de 80 prezintă un mod de deformare axisimetric. Deoarece tuburile de oțel utilizate în acestastă investigație au raportul $D_e/t = 22$, rezultatele obținute sunt în concordanță cu literatura de specialitate. Figura 4.7 confirmă această manieră de deformare. Indiferent de temperatura de testare, toate epruvetele au prezentat o deformare axisimetrică, cu mișcări exterioare și interioare succesive [324]. Modul de deformare, numărul de pliuri și localizarea pliului inițial (partea superioară, inferioară sau de mijloc a epruvetei) depind de proprietățile mecanice și chimice ale materialului tubului, precum și de parametrii geometrici ai secțiunii transversale (grosimea peretelui tubului și diametrul exterior al tubului) și lungimea (înălțimea) tubului [322].



Figura 4.7. Imagini macroscopice cu deformarea TG, la 25°C, sub încărcări de compresiune axială

Se observă că mecanismul de deformare al tuburilor goale depinde de temperatura de testare și, în special, de raportul T/T_m (temperatura de testare "T" și temperatura de topire " T_m " a tubului din oțel). Acest raport T/T_m poarta numele de "temperatură echivalentă". Mecanismele de deformare ale tuburilor goale în funcție de fiecare temperatură de testare sunt investigate în detaliu în cele ce urmează. În acest sens, Figura 4.8 prezintă imagini macroscopice (Figura 4.8a) ale epruvetelor testate, împreună cu o serie de imagini stereografice referitoare la suprafața de încărcare (Figura 4.8b). Imaginile microstructurale ale suprafețelor de încărcare (Figurile 4.8c-e) și ale pliurilor periferice (Figurile 4.8f, g) sunt, de asemenea, prezentate pentru fiecare temperatură de testare [320]. La 25°C, tuburile goale deformate axial (Figura 4.8a) prezintă o ușoară distorsiune și o pliere neregulată. Această deformare neregulată se va transforma într-o formă perfect circulară (axisimetrică) odată cu creșterea temperaturii de testare (a se vedea Figura 4.8a pentru toate temperaturile testate). Prin urmare, se poate concluziona faptul că pe lângă parametrii menționați anterior (proprietățile mecanice/chimice ale materialului tubului și parametrii geometrici ai tubului), care afectează modul de deformare al tuburilor goale, temperatura de testare este un alt factor important care ar trebui luat în considerare. La 25°C suprafața de încărcare și zona periferică a pliurilor evidențiază microfisuri adânci. Analizele microstructurale confirmă că numărul și distribuția acestor microfisuri în matricea tubului este mai mare decât la celelalte temperaturi de testare (150, 300 și 450°C).





Figura 4.8. Imagini macro- (a, b) și micro-structurale (c-g) ale TG testate la diferite temperaturi. Încărcare axială

După cum este evident, pliurile periferice formate la 25°C conțin microfisuri verticale, formate în lungul direcției de încărcare a epruvetei (vezi Figura 4.8f la 25C). Odată cu formarea pliurilor, tuburile goale dezvoltă o mulțime de microfisuri, aliniate în principal în direcția radială și circumferențială a muchiei de încărcare a epruvetelor. La 150°C, suprafața de încărcare (vezi Figura 4.8c-e pentru 150°C) prezintă microfisuri mai mici și mai fine, acestea prezentând o distribuție sporadică în matricea de oțel a epruvetei. Pe de altă parte, pliurile periferice obținute la această temperatură conțin un numar mai mic de microfisuri, atât ca număr cât și ca amplitudine (vezi Figura 4.8f și g). Odată cu creșterea temperaturii la 300°C, microfisurile produse pe suprafețele de încărcare și pe pliurile periferice scad seminificativ, în timp ce la 450°C acestea nu sunt vizibile. Acest fenomen este legat de înmuierea tubului la temperaturi mai ridicate. Oscilația tensiunilor din regiunea D (Figura 4.4) până la începutul regiunii de densificare este legată de propagarea stabilă sau instabilă a acestor microfisuri [322].

4.3.1.3. Energia de absorbție

Figura 4.9 prezintă variația energiei de absorbtie (EA) cu deformația (ϵ) la compresiune axială a tuburilor goale [320]. Curbele sunt prezentate în funcție de temperatura de testare și sunt asociate cu fiecare regiune caracteristică (A \rightarrow E) din diagramele tensiune-deformație. Se observă că la deformații mici (sub 10%), regiunile A și B, epruvetele absorb o cantitate foarte mică de energie, și aproape identică la toate cele patru temperaturi. La deformații mai mari de 10%, încep să apară primele diferențe majore între valorile energiilor de absorbție. Cele mai mari diferențe se regăsesc între temperaturile 25-150°C, respectiv la deformații mari (>40%). Cea mai mică diferență, în termenii energiei de absorbție, este înregistrată pentru tuburile goale testate între temperaturile 300 și 450°C.



Figura 4.9. Curbele axiale energie de absorbție-deformație ale TG. Influența temperaturii

Variația energiei de absorbție la densificare, EA_D , cu temperatura de testare este prezentată în graficul coloană din Figura 4.10. Energia de absorbție a tuburilor goale scade polinomial cu temperatura sub forma ecuației (4.9). Scăderea procentuală obținută între cele două temperaturi extreme (25 \rightarrow 450°C) este de 30,3%. Cele mai mari scăderi ale energiei de absorbție la densificare se obțin între temperaturile 25-150°C (13,8%), respectiv între 150-300°C (15,8%). Se observă că datorită creșterii ductilității matricei spumei de aluminiu, între 300 și 450°C, spuma nu contribuie semnificativ la creșterea energiei de absorbție la densificare EA_D (aproximativ 4%).

$$EA_{D,A}(TG) = 1,3 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0,1221 \cdot T + 84,084$$
(4.9)



Figura 4.10. Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru TG solicitat axial

Relația 4.9 prezintă un coeficient de determinare R²=0,996 foarte bun, ceea ce înseamnă că în intervalul de temperaturi investigat (25-450°C) se pot prezice cu acuratețe mare și alte valori ale energiei de absorbție la densificare.

4.3.2. Tuburi umplute cu spumă

4.3.2.1. Comportamentul mecanic

Curbele tensiune-deformație ale tuburilor umplute cu spumă de aluminiu sunt prezentate în Figura 4.11, în funcție de temperatura de testare (25-450°C) [320]. Curbele relevă, de asemenea, cinci regiuni distincte, așa după cum este descris anterior pentru tuburile goale (§4.3.1.1). Conform rezultatelor obținute la diferite temperaturi, este evident faptul că primul vârf, care se referă la formarea primului pliu, se află la un nivel mai mare de tensiuni în comparație cu tuburile goale.





În comparație cu tuburile goale, în zona C, tuburile umplute cu spumă prezintă o valoare mai scazută a amplitudinii tensiunii (vezi Tabelele 4.1 și 4.2) [320]. Acest fapt se materializează printr-o creștere a capacității de absorbție a energiei în structurile umplute cu spumă de aluminiu. Creșterea temperaturii de la 25 la 450°C conduce la o scădere a amplitudinii tensiunii, precum și la scăderea capacității portante a structurii compozite.

Temperatura de testare	A → B Zona de tranziție		B → Tensiuı vâı	→ C nea de rf	C → Tensi mini	→ D unea mă	D – Zona densif	>E a de ïcare	Amplit max	udinea imă
[°C]	σ_t	ε _t	σ_p	ε _p	σ_{min}	8 _{min}	σ	6D	σ_{ds}	Eds
	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]
25	72,32	4,74	104,90	10,23	48,82	29,98	62,21	60,88	56,08	52,80
150	61,36	4,09	83,32	8,83	34,17	29,37	56,27	63,30	49,15	57,12
300	48,17	4,12	75,12	8,83	32,94	30,96	45,87	65,05	42,18	41,16
450	42,02	4,27	67,25	9,76	32,15	31,72	39,05	67,67	35,10	51,42

Tabelul 4.2. Proprietățile mecanice ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare axială

unde tensiunile (σ_t , σ_p , σ_{min} și σ_D), deformațiile (ϵ_D , ϵ_p , ϵ_{min} și ϵ_D) și amplitudinile (σ_{ds} și ϵ_{ds}) sunt definite în Tabelul 4.1, de această dată acestea referindu-se la tubul umplut cu spumă.

Figura 4.12 prezintă variația tensiunilor de tranziție, de vârf, minime și la densificare ale tuburilor umplute cu spumă, solicitate la compresiune axială.



Figura 4.12. Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime și densificare cu temperatura pentru TUS solicitate axial

Ecuațiile (4.10) - (4.13) prezintă variația polinomială a proprietăților de rezistență cu temperatura de testare a tuburilor umplute. Toate tensiunile scad odată cu creșterea temperaturii de la 25 la 450°C. Cea mai mare scădere este înregistrată de tensiunea de tranziție σ_t (41,9%) urmată în ordine de tensiunea la densificare σ_D (37,2%), tensiunea de platou σ_p (35,9%) și tensiunea minimă σ_{min} (34,1%).

$$\sigma_{p,A}(TUS) = 1.9 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.1767 \cdot T + 108.15, \qquad R^2 = 0.9809 \tag{4.10}$$

$$\sigma_{t,A}(TUS) = 0.9 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.1140 \cdot T + 75,506, \qquad R^2 = 0.9962 \tag{4.11}$$

$$\sigma_{D,A}(TUS) = 0.1 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0604 \cdot T + 64.107, \qquad R^2 = 0.9934 \tag{4.12}$$

$$\sigma_{min,A}(TUS) = 1.8 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.1215 \cdot T + 50.787, \qquad R^2 = 0.9323 \tag{4.13}$$

Variația deformațiilor ε_t , ε_p , ε_{min} și ε_D ale tuburilor umplute cu spumă, solicitate la compresiune axială, prezentată în Figura 4.13 este descrisă de ecuațiile (4.14) - (4.17). Deformațiile tuburilor umplute cu spumă, asemenea deformațiilor tuburilor goale, cresc odată cu creșterea temperaturii de testare. Cea mai mare creștere procentuală, de 11,2%, este înregistrată de către deformația la densificare ε_D .



Figura 4.13. Variația deformațiilor ε_t , ε_p , ε_{min} și ε_D cu temperatura de testare pentru TUS solicitate axial

$$\varepsilon_{p,A}(TUS) = 0.3 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0150 \cdot T + 10.536, \quad R^2 = 0.9767$$
 (4.14)

$$\varepsilon_{t,A}(TUS) = 0.1 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0058 \cdot T + 4.836, \quad R^2 = 0.9097$$
 (4.15)

$$\varepsilon_{D,A}(TUS) = -0.02 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 + 0.0163 \cdot T + 60.591, \qquad R^2 = 0.9923 \tag{4.16}$$

$$\varepsilon_{min,A}(TUS) = 0.1 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 - 0.0021 \cdot T + 29.840, \quad R^2 = 0.8538$$
 (4.17)

Din Figurile 4.12 și 4.13 se observă că ordinea mărimii proprietăților ($\sigma_p > \sigma_t > \sigma_D > \sigma_{min}$, respectiv $\varepsilon_D > \varepsilon_{min} > \varepsilon_p > \varepsilon_t$) și salturile între intervalele caracteristice de temperaturi (25 \rightarrow 150°C, 150 \rightarrow 300°C și 300 \rightarrow 450°C) sunt asemănătoare tuburilor goale.

4.3.2.2. Analiza macro și micro-structurală

Figura 4.14 prezintă imaginile macroscopice cu secvențele de deformare ale tubului umplut cu spumă metalică, la 25°C [320]. Similar tubului gol, la o deformație de 10%, pliurile încep să se formeze la ambele capete ale epruvetei (zonele de contact cu placile de fixare ale mașinii de încercat), evidențiind modul de deformare axisimetric, Concertina.



Figura 4.14. Imagini macroscopice cu deformarea TUS, la 25°C, sub încărcări de compresiune axială

În Figura 4.15 sunt prezentate mecanismele de deformare ale tuburilor umplute cu spumă în funcție de fiecare temperatură de testare [320]. Astfel, Figura 4.15 prezintă o imagini macroscopice (Figura 4.15a) ale epruvetelor împreună cu câteva detalii microstructurale ale spumelor de aluminiu (Figura 4.15b), suprafețelor de încărcare (Figurile 4.15c-e) și pliurilor periferice (Figurile 4.15f, g).

Creșterea temperaturii de la 25 la 450°C schimbă mecanismul de deformare al tuburilor umplute cu spumă. La temperatura camerei (25°C), sub sarcini de compresiune, miezul din spumă de aluminiu al tubului (Figura 4.15b) dezvoltă unele fisuri de-a lungul pereților celulei ca semn al cedării fragile. Creșterea temperaturii la 150°C conduce la o scădere a lungimii și adâncimii fisurilor, în timp ce la temperaturi mai ridicate (300 și 450°C) acestea sunt greu de detectat. Acest comportament se atribuie înmuierii materialului matricei spumei de aluminiu. Movahedi și colab. [237] au studiat un astfel de comportament al spumei de aluminiu cu celule închise pentru același interval de temperaturi (25-450°C) și au concluzionat că la 192°C tensiunea la curgere a spumei scade brusc ca urmare a înmuierii matricei. După cum se poate observa și în cazul tuburilor umplute, mecanismele de deformare ale miezului din spumă din interiorul tubului sunt același cu cele obținute la testarea epruvetelor din spumă (§3.1.3.2).

Studiul microstructural efectuat în urma încărcărilor de compresiune axială arată că la 25°C tubul de oțel deformat conține numeroase fisuri pe pliurile periferice. Creșterea temperaturii de testare conduce la o scădere a numărului și morfologiei acestor fisuri (Figurile 4.15f, g pentru toate temperaturile investigate). La temperaturi mai ridicate, fisurile propagate în pliurile periferice sunt distribuite în microstructură cu o lungime mai redusă. De fapt, datorită păstrării epruvetelor în incinta termică, creșterea temperaturii a dus la scăderea durității tubului de oțel. După cum se poate observa în

Figura 4.15d pentru 450°C, suprafața de încărcare a tubului evidențiază unele semne ale curgerii matricei, în timp ce la temperaturi mai scăzute un astfel de comportament nu a fost detectat. Mai mult decât atât, este evident faptul că numărul și lungimea fisurilor produse pe suprafața de încărcare este guvernat de temperatura utilizată. Morfologia pliurilor periferice este aceeași la 25 și 150°C și urmează modelul de deformare Concertina. Datorită înmuierii matricei miezului din spumă de aluminiu și a tubului de oțel, la 300 și 450°C forma pliurilor prezintă mici neregularități. Deoarece temperaturile menționate (300 și 450°C) sunt oarecum aproape de punctul de topire al aluminiului, se presupune că spuma înmuiată patrunde mai usor în pliurile tubului de oțel.





Figura 4.15. Imagini macro (a) și microstructurale (b-g) ale TUS testate la diferite temperaturi. Încărcare axială

4.3.2.3. Energia de absorbție

Figurile 4.16 și 4.17 prezintă variația energiei de absorbție cu deformația, respectiv cu temperatura de testare [320]. Structurile umplute cu spumă absorb cantități însemnate de energie la temperaturi apropiate de temperatura camerei, respectiv începând cu zona platoului (dincolo de regiunea C). Scăderea energiei de absorbție la densificare cu temperatura de testare este dată de relația (4.18), aceasta prezentând un coeficient de determinare R² de 0,997.



Figura 4.16. Curbele axiale energie de absorbție-deformație ale TUS. Influența temperaturii

Între 25 și 450°C, tuburile umplute cu spumă pierd până la 39,3% din capacitatea de absorbție a energiei; cea mai mare pierdere, de 34,1%, înregistrându-se în intervalul de temperaturi 25-300°C.



Figura 4.17. Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura de testare pentru TUS solicitate axial

4.3.3. Comparație tuburi goale - tuburi umplute cu spumă

4.3.3.1. Comportamentul mecanic

În Figura 4.18 este prezentată o comparație a curbelor tensiune-deformație la compresiune între tuburile goale și cele umplute cu spumă de aluminiu [320]. Se observă că tuburile umplute cu spumă prezintă un comportament mai stabil, zonele C și D prezentând fluctuații ale tensiunii mai mici comparativ cu tuburile goale.



Figura 4.18. Curbele axiale tensiune-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS

Așa cum s-a descris mai devreme, efectul de interacțiune dintre spuma de aluminiu și tubul gol este evident pentru toate temperaturile utilizate. Cu toate acestea, la temperatura camerei (Figura 4.18a), se obține diferența maximă între cele două configurații de epruvete. Astfel, se observă că creșterea temperaturii reduce această diferență, interacțiunea spumă-tub scăzând (Figura 4.18d).

Figurile 4.19 și 4.20 prezintă o comparație a variației tensiunilor (σ_t , σ_p , σ_{min} și σ_D) și deformațiilor (ε_t , ε_p , ε_{min} și ε_D) între tubul gol și tubul umplut cu spumă. Indiferent de configurația epruvetei (tub gol sau tub umplut cu spumă) proprietățile (tensiunile și deformațiile) variază polinomial cu temperatura de testare.

Se constată că datorită interacțiunii spumă-tub, toate proprietățile de rezistență ale tubului umplut cu spumă sunt superioare tubului gol. Cele mai mari diferențe se obțin în cazul tensiunii la densificare σ_D (24,5% - 25°C; 29,3% - 150°C; 28,54% - 300°C și 21,8% - 450°C) și a tensiunii minime σ_{min} (16,9% - 25°C; 20,5% - 150°C; 21,4% - 300°C și 20,0% - 450°C), celelalte două proprietăți

(tensiunea de tranziție σ_t și tensiunea de platou σ_p), fiind mai apropiate, dar cu valori mai mari în favoarea tuburilor umplute cu spumă.



Figura 4.19. Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime și densificare cu temperatura de testare pentru solicitarea axială. Comparație TG-TUS

Tuburile umplute cu spumă prezintă valori mai mari ale deformațiilor ε_t (31,0% - 25°C; 19,1% - 150°C; 23,8% - 300°C și 14,1% - 450°C) și ε_p (5,6% - 25°C; 5,0% - 150°C; 13,8% - 300°C și 8,7% - 450°C) pentru toate temperaturile de testare (Figura 4.20a, b). Deformația minimă, ε_{min} , a tubului umplut cu spumă este mai mare, cu 4,8%, decât cea a tubului gol doar la temperatura camerei (25°C), la celelalte trei temperaturi de testare tubul gol evidențiază deformații aproximativ egale (la 150 și 300°C) sau puțin superioare (cu 6,8% la 450°C) comparativ cu tuburile umplute cu spumă (Figura 4.20c). Din Figura 4.20d se observă că spuma metalică din interiorul tubului constrânge în mare parte deformarea

pronunțată a tubului umplut cu spumă, tubul gol prezentând valori, cu până la 7,2%, mai mari ale deformației la densificare ε_D .



Figura 4.20. Variația deformațiilor ε_t , ε_p , ε_{min} și ε_D cu temperatura pentru solicitarea axială. Comparație TG-TUS

Figura 4.21 prezintă o comparație a amplitudinii tensiunii (σ_{ds}), saltul de la tensiunea de vârf, σ_p , la cea minimă, σ_{min} , pentru tuburile umplute cu spumă și cele goale [320]. Acest grafic arată că, datorită efectului de interacțiune dintre cele două componente (spumă-tub), și în ciuda înmuierii spumei de aluminiu, așa cum s-a descris mai devreme, tuburile umplute cu spumă prezintă valori mai mici ale amplitudinii tensiunii σ_{ds} decât tuburile goale (între 5,3 și 11,5%), la toate temperaturile de testare. O valoare mai mică a amplitudinii tensiunii indică, de fapt, o deformare mai stabilă a epruvetei, acest aspect fiind de dorit în astfel de situații. De fapt, conform acestor variații, creșterea temperaturii reduce valorile amplitudinii tensiunii cu 34,1% pentru tuburile goale, respectiv 37,4% pentru tuburile umplute cu spumă.



Figura 4.21. Variația amplitudinii tensiunii (σ_{ds}) cu temperatura pentru TG și TUS. Încărcare axială

Pe baza rezultatelor obținute la diferite temperaturi de testare, sunt propuse două corelații liniare pentru scăderea în tensiune. Aceste ecuații pot prezice, în intervalul de temperatură investigat (25-450°C), amplitudinea tensiunii numai prin înlocuirea temperaturii dorite. În consecință, ecuațiile (4.19) și (4.20) evită efectuarea unor teste de compresiune complicate la temperaturi ridicate.

$$\sigma_{ds,A}(TG) = -0.0483 \cdot T + 60.297, \qquad R^2 = 0.9795 \tag{4.19}$$

$$\sigma_{ds,A}(TUS) = -0.0490 \cdot T + 56.954, \qquad R^2 = 0.9985 \tag{4.20}$$

Așa cum se arată în Figura 4.22, diferența maximă între tensiunile de vârf ($\Delta \sigma_p = \sigma_{p,TUS} - \sigma_{p,TG}$) este găsită la 150°C [320]. Valoarea $\Delta \sigma_p$ este cu 32,0% mai mare față de cea de la 25°C și cu 23,0%, respectiv 69,3% față de cele de la 300 și 450°C. Acest comportament se atribuie înmuierii spumei de aluminiu cu celule închise la temperaturi mai mari de 150°C, reducându-se astfel efectul de interacțiune dintre spumă și tubul de oțel.



Figura 4.22. Variația diferenței maxime $\Delta \sigma_p$ cu temperatura pentru încărcarea axială

4.3.3.2. Analiza macro și micro-structurală

Figura 4.23 prezintă secțiunile transversale prin epruvetele testate la diferite temperaturi (Figurile 4.23a-d) împreună cu fisurile inițiate / propagate atât în tuburile goale (Figurile 4.23e-h), cât și în tuburile umplute cu spumă metalică (Figurile 4.23i-l) [320].



Figura 4.23. Secțiuni transversale ale epruvetelor (a-d), fisuri propagate în pliurile TG (e-h) și TUS (i-l)

Din Figura 4.23 se poate observa cu ușurință că odată cu creșterea temperaturii de testare, lungimea fisurilor propagate scade de la ordinul milimetrilor până la ordinul micrometrilor. La temperatura camerei (25°C), sub sarcini de compresiune, tuburile goale (Figura 4.23e) evidențiază unele fisuri mari de până la 1 mm pe pliurile periferice ale epruvetei, aceste fisuri scăzând (datorită înmuierii tubului) până la 100 µm la 450°C. Pe de altă parte, comparația dintre tuburile umplute cu spumă și cele goale, la fiecare temperatură specifică, relevă micro-fisuri mult mai mici în pliurile periferice. La 25°C aceste microfisuri prezintă o lungime de 125 µm în tubul umplut, în timp ce la 450°C acestea dispar

complet. Conform Figurilor 4.18 și 4.23 acest comportament este, de asemenea, legat de efectul de interacțiune dintre spuma de aluminiu ca material de umplutură și tuburile goale.

4.3.3.3. Energia de absorbție

Figura 4.24 prezintă curbele energie de absorbție-deformație pentru fiecare epruvetă testată axial la compresiune [320].



Figura 4.24. Curbele axiale energie de absorbție-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS

Comportamentul tensiune-deformație prezentat în Figurile 4.4, 4.11 și 4.18 afectează în mod direct absorbția de energie a celor două structuri [310]. Până la o deformație de 5% (zona liniar-elastică a curbelor tensiune-deformație) absorbția de energie este aproximativ aceeași pentru ambele configurații. Odată cu creșterea nivelurilor de deformație (ajungând în zona de platou a curbelor tensiune-deformație), diferențele dintre cele două epruvete cresc semnificativ, în favoarea tuburilor umplute cu spumă. De asemenea, s-a observat că odată cu creșterea temperaturii de testare de la 25 la 450°C, variația energiei de absorbție cu deformația scade considerabil. Acest aspect arată faptul că

creșterea temperaturii de lucru reduce capacitatea epruvetelor de a absorbi încărcările maxime din timpul testului de compresiune.

Figura 4.25 prezintă o comparație TUS-TG a variației energiei de absorbție la densificare (EA_D) cu temperatura de tesatare. Cea mai mare diferență în termenii energiei de absorbție la densificare, în favoarea tuburilor umplute cu spumă, se înregistrează la temperatura camerei (14,8%), această diferență scăzând până la aproximativ 2% la 450°C.



Figura 4.25. Variația axială a energiei de absorbție la densificare (EA_D) cu temperatura. Comparație TG-TUS

Raportul de absorbție a energiei ($\Delta EA=EA_{TUS}/EA_{TG}$) este prezentat în Figura 4.26 în funcție de temperatura de testare [320]. Pentru toate temperaturile raportul de absorbție a energiei ΔEA este mai mare de "1", acest lucru însemnând că tuburile umplute cu spumă prezintă o capacitate mai mare de absorbție a energiei în comparație cu tuburile goale.



Figura 4.26. Variația axială a raportului energiei de absorbție (ΔEA) cu temperatura

Creșterea temperaturii de testare duce la scăderea raportului ΔEA cu 12,9%, acesta fiind direct afectat de scăderea tensiunii de platou (vezi Figurile 4.4 și 4.11). Raportul de absorbție a energiei ΔEA prezintă o scădere liniară cu temperatura, descrisă de ecuația (4.21).

$$\Delta EA_A = -0.4 \cdot R^{-3} \cdot T + 1.1824, \qquad R^2 = 0.9943 \tag{4.21}$$

4.4. Încărcarea radială

Pe lângă încărcarea axială [148, 155, 162, 239, 240, 307-316, 318-324), prezentată în Secțiunea 4.3, structurile compozite sunt solicitate, de asemenea, și după direcție radială [163, 164, 168, 307, 325, 326]. În această secțiune, sunt prezentate principalele rezultate (curbele caracteristice forță-deplasare, energie de absorbție-deplasare, procesul de deformare al epruvetelor și analiza microstructurală) ale tuburilor goale și tuburilor umplute cu spumaă, solicitate la compresiune radială cvasi-statică. Apoi, în funcție de temperatura de testare, se compară rezultatele celor două configurații de probe. În final sunt prezentate discuții aprofundate privind efectul articulațiilor plastice, mecanismele de cedare, tranziția fragil \rightarrow ductil și interacțiunea spumă-tub asupra proprietăților la compresiune și a capacității de absorbție a energiei.

4.4.1. Tuburi goale

4.4.1.1. Comportamentul mecanic

Curbele radiale forță-deplasare pentru tuburile goale, din oțel inoxidabil, sunt prezentate în Figura 4.27 [168]. Influența temperaturii asupra curbelor indică o relație inversă cu rezistența tuburilor.



Figura 4.27. Curbele radiale forță-deplasare ale tuburilor goale. Influența temperaturii

Figura 4.27 evidențiază un comportament ductil al tuburior goale la toate temperaturile investigate. Similar cu spumele metalice, curbele forță-deplasare sunt împărțite în trei regiuni distincte,

și anume: regiunea de deformare liniar-elastică (A), regiunea platoului sau regiunea de cedare plastică progresivă (B) și densificarea sau regiunea contactului pereților interiori (C) [163, 325]. În prima etapă a compresiunii radiale, forța crește liniar cu deplasarea până la un punct inițial de curgere (regiunea "A" din Figura 4.27). La toate temperaturile investigate se observă o ușoară creștere a forței de compresiune de-a lungul regiunii platoului. Creșterea acestei regiuni se datorează întăririi materialului matricei în zona articulațiilor plastice, precum și schimbării geometriei epruvetei pe durata procesului de deformare (vezi Figura 2.19) [326, 327]. Acest lucru asigură o forță mai mare pentru deformarea ulterioară a tuburilor goale sub compresiune radială. Creșterea temperaturii de testare conduce la o scădere atât a pantei regiunii de platou, cât și a forței de deformare. Dincolo de zona platoului, forța crește lin și continuu până când are loc un contact între suprafețele interioare ale tuburilor goale [328]. Explicația cea mai probabilă pentru morfologia curbelor forță-deplasare, observată în Figura 4.27, este legată de diferitele moduri de deformare ale tuburilor goale sub încărcări de compresiune radială.

Rezultatele principalelor proprietăți ale tuburilor goale, obținute în urma testelor experimentale, sunt rezumate în Tabelul 4.3 [168]. Principalele forțe caracteristice (F_y , F_{pl} și F_D) prezintă scăderi de până la 26% odată cu creșterea temperaturii de testare, în timp ce deplasările asociate acestora (Δ_y și Δ_D) sunt foarte puțin influențate.

Temperatura	Regiunea	elastică (A)	Regiu	inea de plat	tou (B)	Regiunea de densificare (C)			
de testare	$F_y \qquad \Delta_y$		F20%	F40%	Fpl	Δd	FD	EAD	
[°C]	[kN]	[mm]	[kN]	[kN]	[kN]	[mm]	[kN]	[J]	
25	0,70	0,76	0,95	1,15	1,05	11,16	1,37	10,97	
150	0,64	0,76	0,85	1,02	0,94	11,42	1,22	10,29	
300	0,58	0,74	0,77	0,96	0,87	11,68	1,13	9,58	
450	0,52	0,75	0,71	0,82	0,77	11,74	1,00	8,94	

Tabelul 4.3. Proprietățile mecanice ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială

unde F_y este forța de curgere (regăsită în partea superioară a regiunii liniar-elastice), Δ_y este deplasarea corespunzătoare forței F_y , $F_{20\%}$ este forța corespunzătoare unei deformații de 20%, $F_{40\%}$ este forța corespunzătoare unei deformații de 40%, F_{pl} este forța de platou, F_D este forța la densificare, Δ_D este deplasarea la densificare (deformația corespunzătoare forței F_D), iar EA_D este energia de absorbție la densificare.

Figura 4.28 prezintă variația proprietăților mecanice (F_y , F_{pl} și F_D) ale tuburilor goale cu temperatura de testare. Similar cu epruvetele cilindrice din spumă metalică încărcate radial, forțele de curgere, platou și densificare ale tuburilor goale scad odată cu creșterea temperaturii. În acest caz, se observă o scădere liniară între 25-450°C, de aproximativ 26%, pentru toate forțele investigate. Variațiile liniare ale forțelor F_y , F_{pl} și F_D cu temperatura de testare sunt date de reațiile (4.22) - (4.24).

$$F_{y,R}(TG) = -0.4 \cdot 10^{-3} \cdot T + 0.7072, \qquad R^2 = 0.9982 \tag{4.22}$$

$$F_{pl,R}(TG) = -0.6 \cdot 10^{-3} \cdot T + 1.0546, \qquad R^2 = 0.9871 \tag{4.23}$$

$$F_{D,R}(TG) = -0.8 \cdot 10^{-3} \cdot T + 1.3738, \qquad R^2 = 0.9841 \tag{4.24}$$

Amplitudinea de reducere în F_y , F_{pl} și F_D a tuburilor, datorită creșterii temperaturii, este considerabil mai mică decât cea din spumele metalice (vezi Figura 2.18) [168]. Acest aspect este cel mai probabil legat de structura mult mai omogenă a tuburilor în comparație cu spumele de aluminiu. Mai mult, temperatura de 450°C este considerabil mai scăzută decât temperatura de topire a oțelului inoxidabil (1400 - 1450°C) utilizat pentru fabricarea epruvetelor. Acest lucru asigură o schimbare redusă a proprietăților tuburilor goale la toate temperaturile testate.



Figura 4.28. Variația forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura pentru TG solicitate radial

În Figura 4.29 este prezentată variația deplasării la densificare în funcție de temperatură pentru tuburile goale.



Figura 4.29. Variația deplasării la densificare cu temperatura pentru TG solicitate radial

În cadrul solicitării la compresiune radială a tubului gol, deplasarea la densificare Δ_D crește polinomial cu temperatura de testare, conform relației (4.25).

$$\Delta_{D,R}(TG) = -0.3 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0.0028 \cdot T + 11.083, \qquad R^2 = 0.9959 \tag{4.25}$$

Creșterea cea mai pronunțată, de 2,3%, se obține pentru primele două intervale succesive de temperaturi ($25 \rightarrow 150^{\circ}$ C și $150 \rightarrow 300^{\circ}$ C), în timp ce pentru ultimul interval ($300 \rightarrow 450^{\circ}$ C), creșterea procentuală este aproape nesemnificativă (aproximativ 0,5%).

4.4.1.2. Analiza macro și micro-structurală

Secvențele compresiunii radiale ale tubului gol, la 25°C, sunt prezentate în Figura 4.30 la nivel macroscopic [168]. După cum s-a menționat mai sus, natura diferită a epruvetelor oferă moduri de deformare diferite. În etapa inițială a compresiunii radiale, zonele de contact dintre epruvetă și plăcile de încărcare ale mașinii de testst sunt concentrate pe suprafețele deformate elastic ale tubului (vezi săgețile roșii din Figura 4.30, $\Delta = 0$ mm). O compresiune cvasi-statică suplimentară a tubului în direcție radială schimbă treptat geometria tubului de la un cerc ($\Delta = 0$ mm) la o elipsă ($\Delta = 4$ mm) și creează în cele din urmă o formă de ∞ "infinit" ($\Delta = 16$ mm). După cum este evident în Figura 4.30, deformarea radială a tubului este în conformitate cu ipoteza Reid-Reddy [329, 330], care este însoțită de formarea *primei perechi de articulații plastice* (vezi punctele roșii din Figura 4.30, $\Delta = 4$ mm) în zona de contact dintre epruvetă și plăcile mașinii de testat. În momentul în care încărcarea atinge prima forță investigată (forța de curgere, F_y), se poate menționa că deformarea tuburilor goale se inițiază din primele două linii de deformare (articulații). Ulterior, apare a *doua pereche de articulații plastice* (vezi punctele galbene din Figura 4.30, $\Delta = 4$ mm) în direcția orizontală a tubului, la ambele margini (zonele extreme) ale acestuia. Aceasta înseamnă că la acest nivel tuburile se confruntă cu o deformare plastică locală [331].



Figura 4.30. Imagini macroscopice cu deformarea TG, la 25C, sub încărcări de compresiune radială

În cele din urmă, suprafețele interioare ale tubului, aflate sub placile de încărcare, încep să se deformeze până când intră în contact unele cu altele. În acest stadiu, tuburile sunt aplatizate, iar forța crește brusc într-un interval mic de deplasare (vezi regiunea de densificare C din Figura 4.27).

Modurile de deformare ale epruvetelor la diferite temperaturi de testare sunt prezentate în Figura 4.31 [168]. Imaginile microstructurale sunt preluate din zona mediană a epruvetelor și se concentrează pe articulațiile plastice dezvoltate pe ambele părți (mai precis zona interioară și exterioară a articulației stângi). Pentru a analiza mai bine deformarea epruvetelor, toate tuburile au fost supuse aceleași sarcini.



Figura 4.31. Imagini microstructurale ale TG testate la diferite temperaturi. Încărcare radială

După cum se poate vedea în Figura 4.31, indiferent de temperatura de testare, nu există microfisuri periferice (MP) remarcabile pe tuburile goale deformate radial. Dimpotrivă, zona interioară a tuburilor deformate evidențiază prezența unor microfisuri interioare (MI). Intensitatea și dimensiunea microfisurilor interioare scad odată cu creșterea temperaturii de testare. La temperatura de 450°C microfisurile sunt foarte mici și nu pot fi ușor detectate. Aceste microfisuri interioare se formează în timpul comprimării radiale a epruvetelor și, în consecință, slăbesc capacitatea portantă a tuburilor. Similar cu epruvetele testate la 25°C (vezi Figura 4.30), în stadiul final de deformare, suprafețele interioare ale tuburilor intră în contact și la celelalte temperaturi investigate (150, 300 și 450°C).

4.4.1.3. Energia de absorbție

Analizând curbele forță-deplasare (Figura 4.27) și stagiile deformării epruvetei (Figura 4.30), se constată că sub compresiune radială articulațiile plastice și aplatizarea tuburilor sunt responsabile de performanțele energiei de absorbție. Conform analizei teoretice raportate de Elahi și colab. [332], proporția capacității de absorbție a energiei obținută în tuburile goale este legată în proporție de 76% de articulațiile plastice și de 24% de aplatizarea curburii epruvetei. Curbele radiale energie de absorbție-deplasare pentru tuburile goale sunt prezentate în Figura 4.32 [168].



Figura 4.32. Curbele radiale energie de absorbție-deplasare ale TG. Influența temperaturii

Curbele arată o tendință ușoară de scădere odată cu creșterea temperaturii de testare. Această tendință este datorată înmuierii ușoare a matricei tubului. Tabelul 4.4 prezintă valorile energiei de absorbție la diferite niveluri ale deformației [168]. Atât din Figura 4.32, cât și din Tabelul 4.4 se observă că la deformații mici (sub 10%), indiferent de temperatura de testare, tuburile goale absorb aproximativ aceeași cantitate de energie. Diferențele majore, în termenii energiei de absorbție, încep să se observe începând cu zona platoului B. Dincolo de zona platoului, epruvetele încep să se densifice (regiunea C), iar energia de absorbție diferă semnificativ în funcție de temperatura de testare.

Temperatura de		Energia de absorbție la diferite niveluri ale deformației [J]									
testare [°C]	@10	@20	@30	@40	@50	@60	@70	@80			
25	1,51	3,52	5,69	8,08	10,82	14,13	18,41	25,32			
150	1,35	3,15	5,05	7,11	9,42	12,17	15,75	21,56			
300	1,25	2,85	4,60	6,57	8,81	11,36	14,53	19,42			
450	1,18	2,73	4,41	6,20	8,19	10,58	13,67	18,64			

Tabelul 4.4. Performanțele EA ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială


Figura 4.33 prezintă variația energiei de absorbție cu temperatura de testare a tuburilor goale încărcate radial. Energia de absorbție la densificare scade liniar cu temperatura, conform relației (4.26).

Figura 4.33. Variația energiei de absorbție cu temperatura de testare pentru TG încărcate radial

Datorită creșterii ductilității tubului odată cu creșterea temperaturii de la 25-450°C, energia de absorbție la densificare prezintă o scădere procentuală de 18,5% între cele două temperaturi extreme. Toate cele trei intervale caracteristice ($25 \rightarrow 150^{\circ}$ C, $150 \rightarrow 300^{\circ}$ C și $300 \rightarrow 450^{\circ}$ C) prezintă aproximativ aceeași scădere procentuală.

4.4.2. Tuburi umplute cu spumă

4.4.2.1. Comportamentul mecanic

Figura 4.34 prezintă curbele forță-deplasare pentru tuburile umplute cu spumă metalică din aliaje de aluminiu [168]. Rezultatele sunt prezentate la diferite temperaturi de testare, încărcarea epruvetelor făcându-se radial. Similar comportamentului la compresiune radială al spumelor metalice [241] și tuburilor goale [163, 164], curbele forță-deplasare ale tuburilor umplute evidențiază aceleași regiuni caracteristice (A, B și C). Inițial, în regiunea "A" a curbelor forță-deplasare, forța crește pronunțat și liniar până la punctul de curgere, după care se formează un platou aproape constant în care forța crește ușor. Cea mai mare parte a energiei este absorbită în regiunea "B". În partea de final a curbelor se regăsește regiunea de densificare, aceasta fiind asociată prin compactarea completă a epruvetelor testate.

După cum se poate vedea în Figura 4.34, curba forță-deplasare la 25°C prezintă oscilații semnificative în regiunea platoului. Aceste oscilații se datorează naturii fragile a miezului din spumă de aluminiu (§3.1.4). Capacitatea portantă a epruvetelor testate la 25°C este mai mare comparativ cu cele comprimate radial la temperaturi mai ridicate. Unele oscilații sunt evidente și la 150°C; în timp ce, la

300 și 450°C, curbele forță-deplasare prezintă regiunile de platou netede. În plus față de factorii care influențează deformarea tuburilor cilindrice goale (de exemplu, întărirea materialului matricei în zona articulațiilor plastice și schimbarea suprafeței de încărcare pe durata testului de compresiune), întărirea și densificarea spumei metalice joacă un rol important în cazul comportamentului la comprsiune radială al tuburilor umplute cu spumă.



Figura 4.34. Curbele radiale forță-deplasare pentru tuburile umplute cu spumă. Influența temperaturii

Asemenea comportamentului epruvetelor din spumă metalică și din tuburi goale, forța de vârf (curgere) nu este vizibilă în deformarea inițială a tuburilor umplute. Cu toate acestea, curba forțădeplasare la 25°C a tubrilor umplute este aproape similară cu cea a spumelor metalice încărcate radial (vezi Figura 3.17). O comparație între Figurile 3.17 și 4.27, la temperatura de 25°C, confirmă influența dominantă a miezului spumei asupra comportamentului la compresiune radială a tuburilor umplute (vezi Figura 4.34). Introducerea spumei în tubul de oțel schimbă mecanismul de deformare al epruvetei.

Rezultatele principalelor proprietăți ale tuburilor umplute cu spumă metalică, obținute în urma testelor experimentale de compresiune radială, sunt rezumate în Tabelul 4.5 [168].

Temperatura	Regiunea elastică (A)		Regiunea de platou (B)			Regiunea de densificare (C)		
de testare	Fy	Δ_y	F20%	F40%	Fpl	Δd	FD	EAD
[°C]	[kN]	[mm]	[kN]	[kN]	[kN]	[mm]	[kN]	[J]
25	2,40	0,78	2,52	2,99	2,76	10,81	3,59	29,77
150	1,97	0,77	2,15	2,41	2,28	10,84	2,96	24,73
300	1,51	0,78	1,79	1,99	1,89	10,85	2,46	18,82
450	0,97	0,78	1,14	1,44	1,29	10,87	1,68	12,97

Tabelul 4.5. Proprietățile mecanice ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială

unde forțele (F_y , $F_{20\%}$, $F_{40\%}$, F_{pl} și F_D), deplasările (Δ_y și Δ_D) și energia (EA_D) sunt definite în Tabelul 4.3, de această dată acestea referindu-se la tubul umplut cu spumă.

Figura 4.35 prezintă variația forțelor caracteristice (curgere, platou și densificare) cu temperatura de testare ale tuburilor umplute [168]. Similar componentelor individuale (spumă și tub gol), creșterea temperaturii de la 25-450°C duce la o scădere cu 59,6% a forței de curgere a tuburilor umplute cu spumă. În plus, alte caracteristici mecanice, cum ar fi forțele de platou (53,3%) și densificare (53,2%), urmează o tendință similară. Așadar, rezistența generală a tuburilor umplute cu spumă scade la temperaturi mai ridicate.



Figura 4.35. Variația forței de curgere, platou și densificare a TUS cu temperatura de testare

Spre deosebire de spumele metalice (vezi Figura 2.18), în cazul tuburilor umplute cu spumă se observă o variație liniară între forțele caracteristice (curgere, platou și densificare) și temperatura de testare (Figura 4.35). Variația forțelor cu temperatura este exprimată cu ajutorul ecuațiilor (4.27) - (4.29).

$$F_{y,R}(TUS) = -3.3 \cdot 10^{-3} \cdot T + 2.4833, \qquad R^2 = 0.9991 \tag{4.27}$$

$$F_{pl,R}(TUS) = -3.4 \cdot 10^{-3} \cdot T + 2.8334, \qquad R^2 = 0.9934 \tag{4.28}$$

$$F_{D,R}(TUS) = -4.4 \cdot 10^{-3} \cdot T + 3,6826, \qquad R^2 = 0.9929 \tag{4.29}$$

Tuburile umplute cu spumă evidențiază o tendință similară a forțelor F_y , F_{pl} și F_D cu cea a tuburileor goale (vezi Figura 4.28). Figura 4.36 prezintă variația deplasării la densificare Δ_D cu temperatura de testare pentru tuburile umplute cu spumă solicitate radial. Epruvetele umplute prezintă o creștere nesemnificativă a deplasării la densificare Δ_D (de 0,6%) odată cu creșterea temperaturii de testare. Variația deplasării la densificare este exprimată prin relația liniară (4.30), astfel:

$$\Delta_{D,R}(TUS) = 0.1 \cdot 10^{-3} \cdot T + 10.812, \qquad R^2 = 0.9467 \tag{4.30}$$



Figura 4.36. Variația deplasării la densificare cu temperatura pentru TUS solicitate radial

4.4.2.2. Analiza macro și micro-structurală

Secvențele radiale de deformare ale tuburilor umplute cu spumă, la 25°C, sunt prezentate în Figura 4.37 [168]. Datorită prezenței spumei în interiorul tubului, modul de deformare al epruvetelor este mai complex în comparație cu cel al spumelor metalice și tuburilor goale. Compresiunea radială a tuburilor umplute începe cu deformarea componentelor sale individuale (spuma, respectiv tubul). Similar epruvetelor din spumă metalică, deformarea miezului de spumă începe din zonele sale de contact cu placile de încărcare ale mașinii de testat. În cazul tuburilor umplute cu spumă, tubul acționează ca un element intermediar între plăcile mașinii și spuma metalică. O comparație între epruvetele deformate din spumă metalică (vezi Figura 3.19) și tuburi umplute (vezi Figura 4.37), la $\Delta = 8$ mm, arată faptul că, cantitatea de deformare în epruvetele umplute este mai mare decât cea în spumele metalice. Acest aspect este legat de efectul interacțiunii dintre miez și tub, care mărește forța necesară pentru deformarea tubului umplut și comprimă spuma sub o valoare mai mare a sarcinii. Așa cum s-a discutat anterior, deformarea învelișului epruvetei (tubului cilindric) este asociat cu formarea articulațiilor plastice (vezi Figura 4.30). Prin urmare, prin intermediul tubului din jurul spumei se aplică o forță suplimentară.



Figura 4.37. Imagini macroscopice cu deformarea TUS, la 25°C, sub încărcări de compresiune radială

Așa cum se poate vedea în Figura 4.37, detașarea / dezlipirea spumei de tub are loc pe direcția orizontală (vezi săgețile negre din Figura 4.37, $\Delta = 4$ mm), mai exact în zona în care a apărut *a doua pereche de articulații plastice*. Contactul de suprafață dintre tub și spumă crește treptat de la articulațiile

plastice apărute inițial în zona lor de contact cu plăcile de încărcare (vezi punctele roșii din Figura 4.37, $\Delta = 4$ mm). Prin urmare, datorită creșterii treptate a zonei de încărcare în timpul procesului de deformare radială, epruveta devine ușor eliptică [330]. De fapt, orice efect de interacțiune dintre componente (spumă, tub) este limitat doar la secțiunile superioare și inferioare (pe direcție verticală) care sunt în contact cu plăcile de încărcare. În cele din urmă, tubul se deformează eliptic din ce în ce mai pronunțat, iar spuma rămâne deformată plastic odată ce sarcina de compresiune este oprită.

Figura 4.38 prezintă imagini microstructurale cu mecanismele de defoamare ale tuburilor umplute cu spumă, testate la diferite temperaturi [168].



Figura 4.38. Imagini microstructurale ale TUS testate la diferite temperaturi. Încărcare radială

Microfisurile periferice și interioare nu sunt observate în pereții tuburilor umplute (vezi imaginile din centrul Figurii 4.38). Acest aspect este în contrast cu tuburile goale deformate (vezi Figura 4.31), unde microfisurile interioare sunt detectate într-un numar semnificativ. Așadar, pe lângă îmbunătățirea capacității portante a tuburilor umplute, prezența miezului din spumă metalică elimină inițierea și propagarea microfisurilor în structura tuburilor prin stabilizarea suplimentară a epruvetelor.

Deformațiile miezurilor din spumă metalică, la diferite temperaturi, au loc similar cu epruvetele din spumă metalică discutate în Secțiunea 3.1, Figura 3.20 (rupere fragilă și deformare ductilă). Cu toate acestea, în cazul tuburilor umplute cu spumă se observă o deformare mai pronunțată a miezurilor din spumă la fiecare temperatură de testare. La temperaturile de 25 și 150°C, spuma cedează în modul fragil prin ruperea pereților celulelor; în timp ce la temperaturi mai ridicate (300 și 450°C), pereții celulelor se deformează într-un mod ductil (vezi imaginile din stânga Figurii 4.38). Desigur, aceste moduri de cedare se aplică numai pentru secțiunile spumelor care se află la cele două extremități laterale (stângadreapta) ale epruvetelor. Secțiunea spumei care este amplasată central, între cele două zone de contact cu placile de încărcare, prezintă doar pori izolați comprimați (PIC) la temperaturi cuprinse între 25 și 300°C, în timp ce la 450°C aceștia dispar complet (vezi imaginile din dreapta Figurii 4.38). Acest lucru este cauzat, în principal, de deformarea simultană a spumei metalice și a tubului din otel. În acest caz, tubul menține spuma deformată în interiorul acestuia într-o fixare permanentă, ca într-o menghină. Cele mai mari valori ale dimensiunii și numărului de pori se regăsesc la temperatura camerei; în timp ce, datorită înmuierii matricei la temperaturi ridicate, porii izolați încep să scadă în intensitate.

4.4.2.3. Energia de absorbție

Figura 4.39 prezintă curbele radiale energie de absorbție-deplasare pentru tuburile umplute cu spumă metalică din aliaje de aluminiu [168]. Curbele prezintă diferențe semnificative între cele patru temperaturi investigate.





Tabelul 4.6 prezintă valorile radiale ale energiei de absorbție în funcție de temperatura de testare [168]. Se observă că valorile energiei cresc odată cu creșterea nivelului deformației și descresc cu creșterea temperaturii de testare. Cele mai mari valori se obțin la deformații mari (80%), respectiv la temperaturi apropiate de temperatura camerei (25C).

Temperatura de	Energia de absorbție la diferite niveluri ale deformației [J]										
testare [°C]	@10	@20	@30	@40	@50	@60	@70	@80			
25	5,06	11,02	17,08	23,33	30,45	40,24	55,85	93,94			
150	4,12	9,23	14,18	19,85	26,77	35,31	49,48	86,25			
300	3,14	7,02	10,94	15,44	21,10	28,57	40,94	72,44			
450	2,02	4,47	7,07	10,00	13,43	18,01	26,16	48,08			

Tabelul 4.6. Performanțele EA ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială

Figura 4.40 prezintă variația energiei de absorbție cu temperatura de testare a tuburilor umplute. Valorile energiei de absorbție la densificare EA_D urmează o funcție liniară și descrescătoare cu creșterea temperaturii (ecuația 4.30), similară cu cea a spumelor metalice și tuburilor goale.

$$EA_{D,R}(TUS) = -3.95 \cdot 10^{-2} \cdot T + 30.708, \qquad R^2 = 0.9999$$
(4.30)

Datorită prezenței miezului din interiorul tubului și a procesului său de înmuiere, epruvetele umplute prezintă o scădere a performanțelor energiei de absorbție la densificare, cu 56,4%, odată cu creșterea temperaturii de testare.



Figura 4.40. Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru TUS încărcate radial

4.4.3. Comparație tuburi goale-tuburi umplute cu spumă

4.4.3.1. Comportamentul mecanic

Efectul interacțiunii dintre spumă și tub s-a investigat experimental, în Secțiunile 4.4.1 și 4.4.2, prin efectuarea unor teste radiale de compresiune cvasi-statică la diferite temperaturi. Curbele forțădeplasare, energie de absorbție-deplasare, precum și variația principalelor caracteristici mecanice împreună cu imaginile macro-/micro-structurale ale epruvetelor au arătat că umplerea cu spumă a tuburilor reduce deplasările și crește capacitatea portantă a epruvetelor. Acest comportament la compresiune radială confirmă efectul de interacțiune dintre spumă și tub. Mai mult, comparațiile între proprietățile mecanice ale tuburilor goale și tuburilor umplute evidențiază avantajul utilizării spumelor metalice ca materiale de umplutură a epruvetelor cilindrice.

Figura 4.41 prezintă o comparație, în termenii curbelor forță-deplasare, a tuburilor goale și a tuburilor umplute cu spumă [168]. Se poate observa ușor că, în funcție de configurația epruvetei (tub gol sau tub umplut cu spumă), morfologia curbelor diferă considerabil.



Figura 4.41. Curbele radiale forță-deplasare la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS

Tuburile umplute cu spumă prezintă forțe de compresiune semnificativ superioare tuburilor goale, în special la temperaturi apropiate de temperatura camerei (Figura 4.41a). Efectul interacțiunii spumă-tub îmbunătățește principalele caracteristici mecanice și capacitatea portantă a epruvetelor umplute. Cu excepția forțelor (de curgere, platou și densificare) și energiei de absorbție, doar deplasările prezintă valori mai mari în cazul tuburilor goale, în special deplasările la densificare. Regiunea liniarelastică (A) a tuburilor goale este mai redusă (atât ca forțe, cât și ca deplasări) decât cea a tuburilor umplute. În mod general, tendințele celor două curbe forță-deplasare sunt practic aceleași, cu observația că graficul tuburilor umplute atinge mai repede regiunea platoului și regiunea de densificare [333]. Comparația dintre proprietățile celor două configurații de epruvete este prezentată în Tabelele 4.3 și 4.5.

Figura 4.42 prezintă o comparație, tub gol-tub umplut cu spumă, a principalelor caracteristici mecanice (F_y , F_{pl} și F_D) la compresiune radială [168]. Se observă că, creșterea temperaturii de testare nu schimbă forma / tiparul variației proprietăților, ci doar amplitudinile acestora. Trebuie remarcat faptul că, indiferent de temperatura de testare, toate forțele corespunzătoare tuburilor umplute cu spumă sunt superioare tuburilor goale.





Pentru a observa mai uşor diferențele dintre cele două configurații de epruvete, Figura 4.43 prezintă variația diferenței procentuale dintre proprietățile tuburilor umplute cu spumă și tuburilor goale. Creșterea procentuală relativă a proprietăților tuburilor umplute cu spumă față de tuburile goale prezintă valorile maxime la 25°C, mai exact forța de curgere a tuburilor umplute cu spumă prezintă valori cu până la 68,5% mai mari decât cea a tuburilor goale. Cu toate acestea, pe măsură ce temperatura crește, această diferență scade, ajungând la doar 44,7% la 450°C. Diferențele procentuale ale forțelor de platou și densificare sunt în favoarea tuburilor umplute cu spumă si urmează același tipar cu forța de curgere F_y, scăzând de la 59,6 (25°C) până la 40,8 (450°C). În general, s-a constatat că scăderea procentuală dintre tuburile umplute cu spumă și tuburile goale se datorează procesului de înmuiere al spumei la temperaturi ridicate, în special la 450°C.



Figura 4.43. Variația diferenței procentuale a forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura de testare pentru încărcarea radială

Diferența dintre tuburile goale și tuburile umplute cu spumă poate fi exprimată, de asemenea, prin raportul forțelor (ΔF_i , cu i = y, pl și D), astfel:

$$\Delta F_{y,R} = \frac{F_{y,R}(TUS)}{F_{y,R}(TG)} \tag{4.31}$$

$$\Delta F_{pl,R} = \frac{F_{pl,R}(TUS)}{F_{pl,R}(TG)} \tag{4.32}$$

$$\Delta F_{D,R} = \frac{F_{D,R}(TUS)}{F_{D,R}(TG)} \tag{4.33}$$

Variația raportului forțelor ΔF_i cu temperatura de testare este prezentată în Figura 4.44 [168]. După cum se poate observa, cele mai mari diferențe între tuburile goale și cele umplute cu spumă se înregistrează în cazul forței de curgere (F_y), urmată în ordine de forța de platou (F_{pl}) și cea de densificare (F_D). Mai mult decât atât, variațiile forțelor de platou și densificare sunt aproape suprapuse, deoarece rapoartele forțelor sunt foarte mici, sub 0,25%. Scăderea raportului forțelor ΔF_i este una polinomială, urmând relațiile (4.34) - (4.36):

$$\Delta F_{y,R} = -7.4 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 3.6 \cdot 10^{-4} \cdot T + 3.150, \qquad R^2 = 0.9959 \tag{4.34}$$

$$\Delta F_{pl,R} = -8.8 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 2.2 \cdot 10^{-3} \cdot T + 2.456, \qquad R^2 = 0.9810 \tag{4.35}$$

$$\Delta F_{D,R} = -8.8 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 2.2 \cdot 10^{-3} \cdot T + 2.449, \qquad R^2 = 0.9808 \tag{4.36}$$

Diferența majoră, de 22,1%, între rapoartele forțelor de curgere ΔF_y și platou ΔF_{pl} (sau ΔF_D) se înregistrează la temperatura camerei (25°C), aceasta scăzând odată cu creșterea temperaturii de testare. La 450°C, cele trei rapoarte ale forțelor ΔF_i prezintă valori aproape similare, ΔF_y având valori cu 6,6% mai mari decât ΔF_{pl} și ΔF_D .



Figura 4.44. Variația rapoartelor forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura. Încărcare radială

4.4.3.2. Analiza macrostructurală

Regiunile de deformare plastică ale structurilor goale și umplute sunt de o importanță majoră pentru performanțele de absorbție a energiei. Forțele caracteristice la compresiune sunt guvernate de mecanismele de deformare ale epruvetelor [326]. În acest sens, Figura 4.45 prezintă modurile de deformare la compresiune radială ale tuburilor goale și tuburilor umplute cu spumă [168]. Pentru o comparație mai precisă, ambele epruvete sunt prezentate la o deformație de 40% ($\Delta = 8$ mm). Se observă că, odată cu creșterea încărcării, în zona centrală a tubului gol are loc o separare/despărțire între învelișul exterior al epruvetei și plăcile mașinii de testat. Acest fenomen nu este observat în cazul tuburilor umplute cu spumă. Prin urmare, materialul de umplutură (spuma metalică în cazul de față) poate schimba mecanismul de deformare al tuburilor cu pereți subțiri în timpul procesului de aplatizare [40,

164]. Cu toate acestea, atât pentru tuburile goale cât și pentru cele umplute, s-a obținut un mod de deformare simetric în raport cu axele orizontale și verticale. Acest aspect se datorează aceleiași sarcini de compresiune și aceleiași zone de contact dintre plăcile superioare/inferioare și epruvete pentru ambele configurații de epruvete.



Figura 4.45. Modurile de deformare ale TG (a) și TUS (b) sub încărcări radiale de compresiune

Mai mult, în timpul testului de compresiune radială, patru articulații plastice (A₁, A₂, B₁, B₂) au fost dezvoltate în cazul epruvetelor goale (Figura 4.45a), respectiv șase (A₁, A₂, B₁, B₂, B₃, B₄) în cazul epruvetelor umplute cu spumă (Figura 4.45b); ceea ce înseamnă că tuburile de oțel au suferit o deformare plastică substanțială. Articulațiile marcate cu "A" sunt fixe, în timp ce cele marcate cu "B" sunt mobile. Încovoierea plastică a părților stângi și drepte ale tubului cu pereți subțiri formează articulațiile fixe A₁ și A₂. Articulațiile apar în perechi de două câte două, mai întâi în direcția verticală (de exemplu, B₁ și B₂), iar apoi în direcția orizontală (de exemplu, A₁ și A₂). Formarea și distribuția acestor articulații plastice influențează comportamentul la compresiune radială a probelor investigate.

Din Figurile 4.30 și 4.37 se poate observa că, în funcție de tipul epruvetei investigate (tub gol sau umplut), pot fi identificate două moduri diferite de deformare, după cum urmează: *forma* ∞ (infinit) pentru tubul gol și *forma de butoi* pentru tubul umplut cu spumă. Inițial, înainte de începerea testului (Figurile 4.30 și 4.37, $\Delta = 0$ mm), ambele configurații de epruvete prezintă o formă circulară. Odată cu creșterea sarcinii de compresiune și datorită suprafețelor de contact superioare și inferioare, forma circulară inițială se schimba considerabil într-una eliptică (Figurile 4.30 și 4.37, $\Delta = 4$ mm). Pe măsură ce sarcina crește, se observă că pornind de la o deplasare de 8 mm, cele două configurații prezintă moduri de deformare diferite. Datorită prezenței spumei, epruvetele umplute prezintă o zonă de deformare aproximativ paralelă între suprafața de contact superioară și cea inferioară, inițiindu-se astfel formă de butoi. Dimpotrivă, din cauza lipsei spumei, tubul gol se deformează diferit, prezentând forma ∞ . Mărind și mai mult sarcina, modurile de deformare deja inițiate sunt accentuate și mai mult, până când are loc aplatizarea finală a probelor.

4.4.3.3. Energia de absorbție

Curbele energie de absorbție-deplasare pentru tuburile goale și tuburile umplute cu spumă prezintă o tendință ascendentă stabilă, Figura 4.46 [168]. Mai mult, datorită creșterii continue a forței în timpul testului de compresiune, creșterea valorilor energiei de absorbție s-a facut din ce în ce mai rapid. Cu toate acestea, datorită faptului că forța de cedare a epruvetelor umplute a fost mult mai mare decât cea a epruvetelor goale, tuburile pline au absorbit mai multă energie pe parcursul testului comparativ cu tuburile goale.



Figura 4.46. Curbele radiale energie de absorbție-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS

Figura 4.47 prezintă variația energiei de absorbție cu temperatura de testare atât pentru tuburile goale, cât și pentru tuburile umplute cu spumă.

În scopuri comparative și conform standardului ISO 13314-11 [125], valoarea energiei de absorbție se calculează până la o deformație a epruvetelor de 50%. Evident, indiferent de configurația epruvetelor (tuburi goale sau umplute cu spumă), capacitatea de absorbție a energiei scade considerabil

odată cu creșterea temperaturii de la 25 la 450°C. Scăderea energiei de absorbție are loc liniar, conform ecuațiilor (4.37) și (4.38), ambele prezentând un coeficient de determinare $R^2 = 0,99$. Mai mult, efectul interacțiunii spumă-tub, asupra energiei de absorbție, este evident la toate temperaturile investigate.

$$EA_{50\%,R}(TUS) = -3.72 \cdot 10^{-2} \cdot T + 30.186, \qquad R^2 = 0.9882$$
(4.37)

$$EA_{50\%,R}(TG) = -0.60 \cdot 10^{-2} \cdot T + 11,182, \qquad R^2 = 0.9909 \tag{4.38}$$



Figura 4.47. Variația radială a energiei de absorbție a TG și TUS. Influența temperaturii

În plus, se poate observa că, în aceleași condiții de testare, energia de absorbție corespunzătoare tuburilor umplute cu spumă este întotdeauna mai mare decât cea a tuburilor goale. Epruvetele umplute cu spumă și testate la temperatura camerei prezintă valori ale energiei cu până la 61,5% mai mari decât cele goale; această diferență scăzând până la 35,2% cu creșterea temperaturii la 450°C.

Folosind cele două ecuații liniare (4.37) și (4.38), s-a găsit că peste temperatura de 612,5°C spumele metalice nu mai contribuie cu nimic la îmbunătățirea capacității de absorbție a energiei. Dincolo de această temperatură (612,5°C), chiar dacă punctul de topire (660,3°C, vezi linia roșie verticală din Figura 4.47) a materialului matricei spumei nu a fost atins, atât tuburile goale, cât și cele umplute absorb aceeași cantitate de energie. Prin urmare, ar trebui să se acorde o atenție deosebită acestui fenomen în aplicațiile practice și, mai mult decât atât, se recomandă utilizarea structurilor compozite pe bază de spumă până la o temperatură sub această valoare critică de 612,5°C.

Figura 4.48 prezintă variația raportului energiei de absorbție ($\Delta EA=EA_{TUS}/EA_{TG}$) în funcție de temperatura de testare.



Figura 4.48. Variația radială a raportului energiei de absorbție (ΔEA) cu temperatura

Raportul energiei de absorbție ΔEA urmează modelul raportului forțelor ΔF_i , prezentând cea mai mare diferență la 25°C și cea mai mică la 450°C. Cu toate acestea, raportul energiei de absorbție scade liniar, cu 46,5% între 25 și 450°C, odată cu creșterea temperaturii, conform ecuației (4.39).

$$\Delta EA_R = -0.3 \cdot 10^{-2} \cdot T + 2,8209, \qquad R^2 = 0.9954 \tag{4.39}$$

Partea III

5. PLANURI DE EVOLUȚIE ȘI DEZVOLTARE A CARIEREI

5.1. Prezentare generală

Planul de evoluție și dezvoltare a carierei din punct de vedere științific, academic și profesional are în vedere actuala conjunctură economică globală (reducerea costurilor într-o manieră cât mai eficientă), siguranța și accesibilitatea în exploatare (detalii care să nu pună în pericol viața oamenilor și posibilitatea de a exploata la maxim resursele existente), precum și creșterea responsabilității față de mediu (principiile precauției, prevenirii și corectării poluării). În acest context, obiectivul general de dezvoltare a carierei se bazează pe două abordări principale, și anume:

- rezultatele dobândite şi experiența actuală: direcțiile dezvoltate până în prezent, în domeniul pregătirii şi desfăşurării activității, care au fost parțial investigate şi care necesită o aprofundare detaliată;
- obținerea unor noi rezultate și cunoștințe importante: identificarea unor direcții de actualitate în vederea îmbunătățirii și dezvoltării prestigiului personal și instituțional.

Așadar, realizările menționate în Partea I a tezei de abilitare (§1.2-1.4) stau la baza planurilor de dezvoltare a carierei ulterioare și vor fi prezentate sub forma următoarelor secțiuni:

- dezvoltarea carierei ştiinţifice;
- dezvoltarea carierei academice;
- dezvoltarea carierei profesionale.

5.2. Dezvoltarea carierei științifice

Activitatea de cercetare va avea la bază experiența dobandită și se va concentra în primul rând pe domeniile deja abordate (§1.2.1), căutându-se ca acestea să fie aprofundate și extinse continuu. În ceea ce privește dezvoltarea carierei științifice, cercetările viitoare se vor desfășura pe trei direcții principale:

- materiale celulare;
- componente printate 3D;
- structuri compozite pe bază de materiale celulare.

5.2.1. Materiale celulare

Prima direcție de cercetare vizează domeniul *materialelor celulare*, care se împarte la randul ei în două subdomenii de interes: materiale celulare artificiale și materiale celulare naturale.

5.2.1.1. Materiale celulare artificiale

A. Spume metalice

Spumele metalice s-au identificat cu domeniul fundamental al cercetărilor mele, acestea conducând la realizări științifice remarcabile atât pe plan intern, cât și internațional (§1.2.1.1). Așa după cum se poate vedea din Partea a II-a a tezei de abilitare, spumele cu matrice metalică prezintă domenii vaste de aplicabilitate (§2.4). Cu toate acestea, utilizarea materialeleor celulare de tipul spumelor metalice în diverse industrii este condiționată de proprietățile acestora (fizice, mecanice, etc.). La rândul lor, proprietățile spumelor metalice sunt direct legate de metoda de producere și morfologia microstructurii (celule deschise sau închise, celule regulate sau neregulate, etc.) (§2.3). Așadar, tipul spumei dictează proprietățile dorite și implicit aplicația ideală.

Spumele Metalice Tradiționale (SMT) sunt cele mai răspândite și utilizate tipuri de spume cu matrice metalică și, de asemenea, cele mai documentate științific. Tema este abordată în prezenta teză de abilitare¹, dar se dorește o extindere a investigațiilor prin diversificarea aliajelor metalice folosite și a tehnologiilor de producere. Majoritatea studiilor raportate sunt efectuate pe spume metalice din alaije de aluminiu cu celule închise obținute fie prin metalurgia pulberilor fie prin turnare. Astfel, diversificarea porozităților și a morfologiei celulelor poate constitui un subiect de studiu. În plus, în momentul de față, există puține rezultate publicate privind caracterizarea mecanică (în special teste dinamice) la temperaturi extreme (de la temperatura de criogenare la temperaturi înalte, în funcție de aliajul de bază ales). Așadar, fabricarea (prin diverse metode – vezi §2.2) și caracterizarea (microstructurală, fizică și mecanică – vezi §2.3) noilor tipuri de spume metalice tradiționale reprezină un obiectiv important al candidatului.

Spumele Metalice Compozite (SMC) se obțin prin introducerea unor ranforsări / armături într-o matrice metalică. Începând cu anul 2017 am început să abordez, împreună cu cercetatori din Slovacia și India (§1.2.1.1), tema spumelor metalice compozite și să valorific, prin diverse publicații², rezultatele obținute în urma investigațiilor. În comparație cu spumele metalice tradiționale, spumele metalice compozite au proprietăți mecanice superioare, la o creștere nesemnificativă în greutate. Se dorește aprofundarea domeniului spumelor metalice compozite prin fabricarea și caracterizarea de noi spume compozite performante. În acest scop, se urmărește diversificarea materialelor utilizate ca matrice (aliaje de aluminiu, magneziu, zinc, titan, etc.) și a tipurilor de ranforsări (nanotuburi de carbon, sfere goale, etc.). De asemenea, studiul caracteristicilor mecanice ale noilor spume metalice compozite la temperaturi (tranziția criogenare – temperatură înaltă) și încărcări (cvasi-static și impact) extreme este de interes.

Spumele Metalice Sintactice (SMS), dezvoltate progresiv în ultimii ani la nivel mondial, reprezintă o categorie de materiale celulare aflată, de asemenea, în atenția candidatului. Din anul 2018,

 $^{^1}$ Lucrările [19, 30, 36, 37, 42, 45, 46, 50] din §1.2.2.1A; [8] din §1.2.2.1C; [7, 8] din §1.2.2.2A și [5, 6, 10] din §1.2.2.2C 2 Lucrările [1, 4, 22, 40] din §1.2.2.1A, [2] din §1.2.2.1B și [4, 7] din §1.2.2.2C

am început investigarea spumelor metalice sintactice avansate prin colaborări cu cercetători din Australia (§1.2.1.1). Cercetările preliminare³ au evidențiat caracteristici structurale și mecanice superioare atât spumelor metalice tradiționale, cât și spumelor metalice compozite. După cum am menționat, această temă este în prezent în lucru, fiind obținute doar primele rezultate. Studiul tipului de particule, mărimii particulelor, modului de distribuire al particulelor și tipul de matrice metalică este un subiect de actualitate în acest domeniu al științei în ultimul deceniu. În plus, rezultatele privind evaluarea proprietăților (structurale, fizice și mecanice) spumelor sintactice sub diverste condiții de încărcare (temperatură, viteză de încărcare) reprezintă un deficit în literatura de specialitate, putându-se dezvolta astfel noi teme de cercetare. Nu în ultimul rând, aplicarea diferitelor tratamente termice, pe suprafața exterioară sau în masa probelor, ar putea să constituie un subiect de investigație al spumelor metalice sintactice.

Spumele Metalice Hibride (SMH) constituie o nouă și promițătoare clasă de materiale celulare avansate. Aceste materiale inovative se obțin, cel mai frecvent, prin introducerea unor ranforsari hibride (de exemplu sfere poroase + particule) în matricea metalică. Dintr-o perspectivă cost-performanță, comparativ cu celelalte categorii de spume metalice, spumele metalice hibride prezintă o modalitate mai eficientă de a echilibra performanțele mecanice și costurile de producție. Fiind materiale noi, caracterizate insuficient, domeniul este deschis atât fabricării de noi spume metalice hibride, cât și evaluării acestora. Influența sferelor (compoziția lor chimică, dimensiunea, proprietățile fizice, etc.), particulelor (perlită, sticlă, etc.) și matricei (aluminiu, zinc, magneziu, etc.) asupra comportamentului mecanic al spumelor metalice hibride reprezintă principala mea direcție de cercetare. Pentru a extinde gama de aplicații ale spumelor hibride este necesară găsirea unor combinații optime de materiale inginerești. Astfel, optimizarea proceselor de producție face parte din perspectiva mea de cercetare.

B. Spume polimerice

Spumele Polimerice Tradiționale (SPT) au o istorie mult mai îndelungată comparativ cu spumele metalice, iar studierea comportamentului și proprietăților lor s-a efectuat mult mai în detaliu. Acest domeniu este o continuare a temelor mele de doctorat și postdoctorat (§1.2.1.2), respectiv a proiectelor de cercetare finalizate și în derulare (§1.2.3). Începând cu anul 2008 (primul an de doctorat) și până în anul 2022 (momentul depunerii tezei de abilitare) am determinat (experimental, numeric și analitic) influența diverșilor parametrii (densitate, viteză de încărcare, anizotropie, temperatură, efect de scară, etc.) asupra comportamentului mecanic (cvasi-static, impact și oboseală) al spumelor poliuretanice rigide⁴. Cu toate acestea, comparativ cu spumele polimerice tradiționale, *Spumele Polimerice Compozite* (SPC)⁵, *Spumele Polimerice Sintactice* (SPS) și *Spumele Polimerice Hibride*

³ Lucrările [15, 21, 31] din §1.2.2.1A

⁴ Lucrările [7, 14, 17, 20, 26, 33, 37, 41, 44, 47-49, 51, 53-59, 61, 62] din §1.2.2.1A; [4, 6] din §1.2.2.1B; [1-7, 9, 10] din §1.2.2.1C; [5, 6, 9-12] din §1.2.2.2A; [4-6] din §1.2.2.2B; [2, 3, 7-9, 11-15] din §1.2.2.2C si [1] din §1.2.2.3A

⁵ Lucrarea [32] din §1.2.2.1A; [3] din §1.2.2.1B; [1] din §1.2.2.2C

(SPH) sunt mult mai puțin studiate, iar în unele cazuri literatura de specialitate raportează valori contradictorii ale proprietăților. În mod similar spumelor traditionale, proprietățile de rezistență și performanțele energiei de absorbție ale spumelor polimerice compozite, sintactice și hibride reprezintă o problemă deschisă de cercetare. Investigațiile în curs urmăresc dezvoltarea de noi spume polimerice compozite / sintactice / hibride, în vederea utilizării acestora în diverse aplicații inginerești. În acest scop, pentru reducerea impactului asupra mediului înconjurător, se urmăreste utilizarea deșerurilor industriale (provenite din desfășurarea proceselor tehnologice) și a materialelor biodegradabile (din resurse regenerabile). Astfel, pe lângă fabricarea propriu-zisă, caracterizarea microstructurală și mecanică a noilor spume reprezintă un obiect de studiu.

5.2.1.2. Materiale celulare naturale

Cel mai utilizat material celular natural, atât la nivel de decor cât și de performanțe, este reprezentat de către *plută*. Pluta prezintă o structură celulară caracteristică în care celulele au de obicei o formă pentagonală sau hexagonală. Pluta este un material utilizat pe scară largă datorită proprietăților sale mecanice excelente, densității reduse, impermeabilității, conductivitatii termice scăzute, stabilității chimice și durabilității. Pluta se împarte în trei mari categorii: pluta naturală, aglomerată și colmatată.

Pluta naturală (PN) este materia de bază pentru toate celelalte categorii de produse obținute din plută, fiind 100% ecologică, reciclabilă și regenerabilă. Limitările în exploatarea plutei naturale țin de dimensiuni, scoarța naturală a copacului ajungând la dimensiuni de aproximativ 60 mm grosime și lățime nu mai mare decât circumferința arborelui care este în medie 80 cm.

Pluta aglomerată (PA) conservă majoritatea calităților plutei naturale și în special proprietatea de a fi un izolator termic și acustic excelent. Datorită procesului de aglomerare, pluta aglomerată este mai puțin rigidă decât pluta naturală. În plus, pluta aglomerată are avantajul de a putea fi obținută direct în forma și la dimensiunile dorite.

Pluta colmatată (PC) este fabricată dintr-o singură bucată de scoarță, la fel ca pluta naturală, dar are celulele umplute cu pulbere de plută, lipită cu o rășină naturală sau un cauciuc natural. Acest proces este utilizat în principal pentru a îmbunătăți aspectul vizual al plutei, precum și performanțele acesteia.

Toate cele trei categorii de plută (naturală, aglomerată, colmatată) au cunoscut studii detaliate în ceea ce privește proprietățile termice, acustice și de impermeabilitate. Rezultatele proprietăților mecanice de rezistență și a performanțelor energiei de absorbtie prezintă un numar mai redus de investigații, în special la temperaturi extreme și încărcări dinamice. Mai mult decât atât, *Pluta Aglomerată Compozită* (PAC) este un domeniu relativ nou și totodată vast de abordat. Proprietățile plutei aglomerate compozite depind de caracteristicile chimice ale componentelor sale, de cantitatea relativă și de distribuția lor în solid. Se dorește dezvoltarea de noi plute aglomerate compozite prin identificarea optimă a componentelor utilizate. Astfel, influența liantului (cu sau fără liant, respectiv tipul și natura chimică a liantului), dimensiunea granulelor (praf de plută, granulat de plută și szrot de plută) și concentrația componentelor, în vederea îmbunătățirii comportamentului mecanic, este un subiect de interes. Totodată, pe baza rezultatelor obținute, se va încerca o extindere a aplicațiilor pe bază de plută.

5.2.2. Componente printate 3D

A doua direcție majoră de cercetare vizează domeniul *Componentelor Printate 3D* (CP3D). În ultimele două decenii, datorită îmbunătățirii proceselor și progreselor în modelare și proiectare, tehnologiile de fabricație aditivă au început să fie utilizate pe scară largă în diverse aplicații inginerești (de exemplu în industria aerospațială, industria medicală sau industria auto). Componentele printate 3D, tradiționale, prezintă raportări detaliate ale rezultatelor experimentale și numerice atât la nivel microstructural cât și la nivel macrostructural⁶. Cu toate acestea, există o nevoie critică de îmbunătățire a rezistenței componentelor printate pentru a depăși anumite limitari. Astfel, prin adăugarea de ranforsant în matricea polimerică, se dorește fabricarea și caracterizarea *Componentelor Compozite Printate 3D* (CCP3D). În componentele compozite printate, ranforsările au rolul de a prelua încărcarea, iar matricea este utilizată atât pentru a lega și proteja ranforsările, cât și pentru a distribui solicitările în întreaga masă a materialului de armare. Ținând cont de faptul că la ora actuală în literatura de specialitate sunt puține rezultate privind proprietățile componentelor compozite printate 3D, se dorește abordarea următoarelor aspecte:

- investigații privind tipul (fibră carbon, fibră de sticlă, alumină, etc.) și orientarea ranforsărilor asupra proprietăților geometrice (precizie dimensională, textura suprafeței, etc.) și mecanice (proprietățile elastice, rezistența mecanică, tenacitatea la rupere, etc.) ale CCP3D;
- determinarea influenței parametrilor tehnologici de printare 3D (temperatura, grosimea stratului, raportul de umplere, etc.) asupra proprietăților CCP3D;
- studiul diferitelor efecte (de scară, de crestătură, anizotropiei) asupra integrității și durabilității componentelor compozite printate 3D;
- realizarea unor analize micro- și macrostructurale ale componentelor compozite printate.
- efectuarea unor corelări între micro- / macrostructura şi proprietățile CCP3D, respectiv între proprietățile CCP3D şi parametrii tehnologici de printare;

5.2.3. Structuri compozite

A treia direcție de cercetare vizează *Structurile Compozite* (SC). Un material compozit reprezintă o combinație între două sau mai multe materiale diferite din punct de vedere chimic, cu o interfață între ele. Materialele constituente își mențin identitatea separată (cel puțin la nivel macroscopic) în compozit, totuși combinarea lor generează ansamblului proprietăți și caracteristici diferite de cele ale

⁶ Lucrările [5, 6, 16, 18, 25, 28] din §1.2.2.1A; [1] din §1.2.2.1B; [2, 3] din §1.2.2.2A și [2] din §1.2.2.2C

materialelor componente în parte. Principalul avantaj al structurilor compozite este acela că prezintă o greutate redusă, structurile compozite folosindu-se în acele aplicații unde greutatea reprezintă un factor cheie. În multe aplicații, pe lângă o greutate scăzută, structurile compozite trebuie să prezinte, de asemenea, și o rigiditate / rezistență minimă necesară, deoarece nu trebuie să cedeze sub anumite încărcări maxime de exploatare⁷. Proiectarea lor poate fi formulată ca o problemă de optimizare, unde scopul este de a realiza structuri compozite cu greutate minimă, dar care îndeplinesc constrângerile privind rigiditatea și rezistența.

În acest domeniu, îmi propun fabricarea și caracterizarea structurile compozite pe baza primelor două direcții principale de cercetare amintite: materiale celulare și componente printate 3D. Literatura de specialitate prezintă diverse studii și cercetări pe structuri compozite umplute cu spume metalice și polimerice tradiționale, respectiv plută convențională (naturală, aglomerată, colmatată). Totuși, se regăsesc destul de puține rezultate raportate, uneori chiar deloc, în ceea ce privește umplerea structurilor compozite cu materiale avansate ușoare de tipul SMC, SMS, SMH, SPC, SPS, SPH sau PAC. De asemenea, utilizarea fagurilor⁸ (de aluminiu, oțel sau CCP3D) cu diverse geometrii celulare (hexagonale, circulare, pătrate, triunghiulare, etc.) pentru obținerea de noi structuri compozite este un domeniu de interes. Mai mult decât atât, obținerea și evaluarea structurilor compozite gradate funcțional⁹ reprezintă un subiect de abordat. La rândul lor, indiferent de matricea de bază, fagurii pot fi umpluți cu materialele avansate descrise anterior. Toate aceste structuri compozite permit reducerea la minimum a cantității de material folosit pentru a atinge greutatea minimă și costul minim de producție. În plus, se dorește investigarea influenței metodelor de producere (in-situ sau ex-situ) și parametrilor de testare (temperatură, viteză de încărcare, tipul încărcării) asupra proprietăților (microstructurale, fizice și mecanice) ale structurilor compozite nou dezvoltate.

5.2.4. Objective propuse

Pentru susținerea direcțiilor de cercetare amintite și pentru dezvoltarea continuă a carierei științifice îmi propun următoarele obiective:

- valorificarea la potential maxim a aparaturii de cercetare existente în cadrul universității;
- modernizarea şi dotarea laboratoarelor din cadrul departamentului cu echipamente de ultimă generație;
- continuarea activității de cercetare științifică din cadrul proiectelor de cercetare aflate în derulare;
- elaborarea unor propuneri de proiecte în cadrul unor competiții specifice, naționale și internaționale;
- implicarea în dezvoltarea de contracte de cercetare / colaborare cu sectorul industrial;
- efectuarea de stagii de cercetare periodice în vederea dezvoltarii aptitudinilor de cercetător;

⁷ Lucrările [2, 3, 10, 11, 23, 34, 35, 39, 43, 52,] din §1.2.2.1A; [1] din §1.2.2.2A; [2, 3] din §1.2.2.2B; [7, 15] din §1.2.2.2C, [2] din §1.2.2.3B și [2] din §1.2.2.4

⁸ Lucrarea [13] din §1.2.2.1A

⁹ Lucrarea [60] din §1.2.2.1A

- valorificarea cercetărilor prin diseminarea rezultatelor științifice în jurnale de top din domeniu;
- colaborarea cu specialiști din domeniu în vederea publicării unor monografii la edituri de prestigiu;
- participarea activă la manifestații științifice de prestigiu din țară și strainătate;
- organizarea de conferințe / workshop-uri / școli de vară / simpozioane naționale și internaționale;
- implicarea masternazilor / doctoranzilor / tinerilor cercetatori în cadrul proiectelor de cercetare câștigate;
- încurajarea masternazilor / doctoranzilor în vederea participării la stagii de cercetare în străinătate;
- susținerea și mediatizarea publicațiilor periodice ale departamentului.

5.3. Dezvoltarea carierei academice

Pentru o carieră de succes, activitatea academică trebuie desfășurată în paralel cu activitatea de cercetare. În opinia mea, dezvoltarea carierei academice se identifică pe baza a trei niveluri principale, și anume: activități individuale, colegiale și studențești.

5.3.1. Activități individuale

Planul de evoluție a activității academice este o continuare și totodată o aprofundare a realizărilor mele academice (§1.3). Astfel, în ceea ce privește dezvoltarea activităților individuale îmi propun următoarele:

- actualizarea și îmbunătățirea continuă a nivelului materialelor didactice utilizate (cursuri, culegeri de probleme, îndrumătoare de lucrări practice);
- dezvoltarea şi elaborarea de noi materiale care să fie în concordanţă cu noutățile din domeniul ingineriei mecanice;
- integrarea rezultatelor cercetării, atunci când este posibil, în cadrul disciplinelor de specialitate, în special pentru studenții masteranzi și doctoranzi;
- îmbunătățirea continuă a procesului didactic, cu informații valoroase, prin participarea la diverse mobilități de formare (cursuri și stagii de specialitate, școli de vară, workshop-uri, conferințe), organizate la diferite universități din țară și străinătate;
- creșterea numărului de mobilități de predare în străinătate (profesor vizitator) și a calității acestora;
- concentrarea atenției asupra condițiilor necesare de promovare pe un post superior de profesor.

5.3.2. Activități colegiale

Dezvoltarea carierei academice din perspectiva implicării în activități colegiale, cuprinde:

 reorganizarea şi adaptarea graduală a planurilor de învăţământ (la nivel de Licenţă şi Master) şi a conţinutului programelor analitice, patronate de departament, în funcţie de progresul tehnic din domeniu, cerinţele pieţei forţei de muncă şi în concordanţă cu cerinţele europene;

- inițierea demersurilor și implicarea pentru înființarea în cadrul departamentului a unui program de studii universitare de licență (Inginerie Mecanică) în limba engleză;
- promovarea imaginii departamentului, facultății și universității în mediul academic intern și internațional;
- dezvoltarea bazei materiale a laboratoarelor din departament cu echipmente la standarde europene;
- identificarea posibililor candidați (tineri valoroși și dedicați) interesați de o carieră didactică și de cerecetare în învățământul superior.

5.3.3. Activități studențești

5.3.3.1. Studii universitare de Licență și Master

Convingerea mea este că știința este cheia progresului, dar aceasta trebuie transmisă prin educație. În ceea ce privește dezvoltarea carierei academice, din perspectiva studiilor universitare de licență și master, se au în vedere următoarele priorități:

- îmbunătățirea activității de predare și a modului de transmitere al informațiilor prin utilizarea mijloacelor moderne de predare și de transmitere a informației;
- asigurarea unui echilibru între cunoștințele teoretice și cele practice, precum și actualizarea și corelarea continuă a activităților practice cu prelegerile de la curs;
- stimularea studiului individual sau în grupuri mici, unde este posibil, prin alocarea de proiecte care să completeze activitățile de curs, seminar sau laborator;
- întărirea relațiilor existente cu mediul industrial și identificarea de noi parteneri, din domeniul ingineriei mecanice, pentru organizarea de vizite studentești, stagii de practică și internship;
- coordonarea activă a proiectelor de diplomă (specializarea Inginerie Mecanică) și a lucărilor de disertație (specializarea Inginerie Mecanică Avansată) prin repartizarea unor teme de actualitate;
- organizarea de activități didactice extracuriculare, prin implicarea studenților în diferite cercuri şi sesiuni tehnico-ştiințifice studențeşti, pe teme de lucru aferente disciplinelor predate;
- intensificarea / dezvoltarea de parteneriate instituționale de cooperare și încurajarea studenților în efectuarea de mobilități internaționale;
- implicarea activă a studenților în activitatea de cercetare, precum și continuarea coordonării acestora în vederea diseminarii rezultatelor la diverse manifestări ştiințifice studențeşti din țară sau străinătate;
- identificarea posibililor angajatori locali și regionali pentru absolvenții specializărilor patronate de departament (Inginerie Mecanică - licență și Inginerie Mecanică Avansată - master), în vederea integrării acestora pe piața muncii.

5.3.3.2. Studii universitare de Doctorat

Experiența acumulată în coordonarea diverselor echipe de cercetare (§1.2.3.1 și §1.2.4.1), teme științifice de cercetare (§1.2.1), proiecte de diplomă și lucări de disertație (§1.3.1.1), precum și calitatea

de membru în numeroase echipe de cercetare (§1.2.3.2 și §1.2.4.2) sau comisii de îndrumare doctoranzi (§1.3.3) va fi de mare ajutor în planificarea și coordonarea activităților de cercetare a viitorilor doctoranzi. Planul de dezvoltare privind coordonarea studenților doctoranzi are în vedere implementarea următoarelor aspecte:

- îndrumarea doctoranzilor cu privire la modul de desfășurare a unei cercetări științifice etice;
- îndrumarea şi sprijinirea continuă a doctoranzilor atât în vederea îndeplinirii planului de cercetare stabilit inițial, cât şi pentru elaborarea tezei de doctorat;
- asigurarea infrastructurii necesare în vederea îndeplinirii obiectivelor temei de cercetare;
- implicarea activă a doctoranzilor în proiecte de cercetare aferente domeniului tezei de doctorat;
- stimularea și sprijinirea financiară (din proiecte de cercetare, diverse fonduri interne) a doctoranzilor pentru efectuarea de stagii de cercetare în țară și străinătate;
- încurajarea participării și diseminării rezultatelor la evenimente științifice naționale și internaționale;
- integrarea doctoranzilor în echipe de cercetare interdisciplinară;
- încurajarea doctoratului în cotutelă, în special cu universități de prestigiu din străinătate;
- stimularea activității de cercetare științifică și excelenței în cercetare (prin acordarea de premii individuale, premii de echipă, etc.);
- atragerea de doctoranzi străini pentru îmbogățirea și schimbul de cunoștințe din domeniul cercetării.

5.4. Dezvoltarea carierei profesionale

Realizările profesionale, definite de calitatea de membru în comitetul editorial al unor reviste științifice de prestigiu (§1.4.1), organizator de numeroase manifestări științifice internaționale (§1.4.1), integrarea în diverse organizații profesionale (§1.4.2), colaborările diversificate în afara Universității Politehnica Timișoara (§1.4.3), desfășurarea activității de recenzor științific (§1.4.4), precum și premiile și distincțiile primite (§1.4.5), nu fac altceva decât să evidențieze obiectiv nivelul de pregătire profesională pe care l-am dobândit după susținerea publică a tezei de doctorat. Cu toate acestea, planul de dezvoltare a carierei profesionale urmărește atingerea următoarelor obiective:

- continuarea colaborărilor aflate în derulare pentru intensificarea activităților de cercetare științifică;
- inițierea de noi colaborări cu specialiști din domeniu în vederea creșterii vizibilității științifice;
- formarea unui pol de cercetare națională în domeniul compozitelor avansate ultraușoare;
- continuarea și intensificarea activităților editoriale și recenzoriale în jurnale prestigioase de profil;
- intensificarea implicării în diferitele organizații profesionale naționale și internaționale;
- consolidarea unor echipe de cercetare ştiințifică prin atragerea de specialişti din strainătate cu o vastă experianță ştiințifică, alături de care se pot forma echipe de cercetare interdisciplinare;
- implementarea unui colectiv de cadre didactice şi cercetători pentru atragerea de fonduri pentru proiecte de cercetare la nivel național şi internațional;

- crearea unor parteneriate "public-privat" pentru atragerea unor surse alternative de finanțare în vederea valorificării mai eficiente a rezultatelor cercetării;
- crearea unor parteneriate cu mediul industrial prin elaborarea de proiecte de transfer tehnologic;
- dezvoltarea profesională ca evaluator ARACIS prin implicarea în cât mai multe evaluări și prin depunerea cererii pentru a deveni membru permanent al comisiilor de specialitate ARACIS.

Toate aceste obiective, odată concretizate, nu fac altceva decât să permită recunoașterea mea ca și specialist, la nivel național și internațional, în domeniul caracterizării materialelor celulare și al compozitelor pe bază de materiale celulare. În plus, recunoașterea performanțelor profesionale pe plan internațional, conduce, implicit, atât la ridicarea nivelului profesional al colectivului în care lucrez, cât și la creșterea vizibilității universității.

BIBLIOGRAFIE

- L.J. Gibson, M.F. Ashby, *Cellular Solids. Structure and Properties*, 2nd Edition, Cambridge University Press, Cambridge 1999, 510 pagini.
- [2] K.F. Morad, Optimization of recycling for aluminum aerosol cans to produce metal foam, A Thesis Submitted to the Council of the College of Materials Engineering / University of Babylon in Partial Fulfillment of the Requirements for the Master Degree of Science in Materials Engineering / Metallurgical Engineering, 2019.
- [3] M.F. Ashby, A. Evans, N.A. Fleck, L.J. Gibson, J. W. Hutchinson, H.N.G. Wadley, F. Delale, Metal foams: a design guide, *Applied Mechanics Reviews*, 54, B105, 2001.
- [4] H. Pereira, The rationale behind cork properties: A review of structure and chemistry, *BioResources*, 10(3), 6207-6229, 2015.
- [5] C. Leite, H. Pereira, Cork-Containing Barks-A Review, Frontiers in Materials, 3(63), 1-19, 2017.
- [6] V. Phanindra Bogu, Y. Ravi Kumar, A. Kumar Khanra, Homogenous scaffold-based cranial/skull implant modelling and structural analysis-unit cell algorithm-meshless approach. *Medical & Biological Engineering & Computing*, 55, 2053-2065, 2017.
- [7] I. Graham, Classification of igneous rocks, Australian Museum's Mineralogy Collection, 2018.
- [8] A.I.M. Ismail, O.I. El-Shafey, M.H.A. Amr, M.S. El-Maghraby, Pumice characteristics and their utilization on the synthesis of mesoporous minerals and on the removal of heavy metals, *International Scholarly Research Notices*, 2014, Article ID 259379, 1-9, 2014.
- [9] https://www.shutterstock.com/search/bee+honeycomb+pattern (accesat 02.11.2021).
- [10] https://asknature.org/strategy/body-heat-melts-wax-to-form-hexagons/attachment/honeycombsprecision-2/ (accesat 02.11.2021).
- [11] M.F. Ashby, R.F.M. Medalist, The mechanical properties of cellular solids, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 14(9), 1755-1769, 1983.
- [12] https://www.indiamart.com/proddetail/rigid-polyisocyanurate-pu-foam-22811380348.html (accesat 02.11.2021).
- [13] E. Linul, L. Marsavina, T. Voiconi, T. Sadowski, Study of factors influencing the mechanical properties of polyurethane foams under dynamic compression, *Journal of Physics: Conference Series*, 451(1), 012002, 2013.
- [14] https://www.technicalfoamservices.co.uk/product/ceramic-filter-foam/ (accesat 02.11.2021).
- [15] https://www.indiamart.com/proddetail/ceramic-foam-filter-20024731533.html (accesat 02.11.2021).
- [16] J. Banhart, *What are cellular metals and metal foams?* http://www.metalfoam.net/ (accesat 02.11.2021).
- [17] A. Stark, Open-pored aluminum foam for vacuum plates and heat exchangers, 2019.

- [18] E. Linul, C. Vălean, P.A. Linul, Compressive behavior of aluminum microfibers reinforced semirigid polyurethane foams, *Polymers*, 10 (12), 1298, 2018.
- [19] E. Linul, L. Marsavina, Prediction of fracture toughness for open cell polyurethane foams by finiteelement micromechanical analysis, *Iranian Polymer Journal (English)*, 20 (9135), 735-746, 2011.
- [20] T. Voiconi, E. Linul, L. Marşavina, T. Sadowski, M. Kneć, Determination of flexural properties of rigid PUR foams using digital image correlation, *Solid State Phenomena*, 216, 116-121, 2014.
- [21] J. Zhang, B. Liu, S. Zhang, A review of glass ceramic foams prepared from solid wastes: Processing, heavy-metal solidification and volatilization, applications, *Science of The Total Environment*. 781, 146727, 2021.
- [22] T. Hui, H.J. Sun, T.J. Peng, Preparation and characterization of cordierite-based ceramic foams with permeable property from asbestos tailings and coal fly ash, *Journal of Alloys and Compounds*, 885, 160967, 2021.
- [23] E. Linul, K. Korniejenko, D.A. Şerban, R. Negru, L. Marşavina, M. Łach, J. Mikuła, Quasi-static mechanical characterization of lightweight fly ash-based geopolymer foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 416(1), 012102, 2018.
- [24] X. Yu, Z. Lu, W. Zhai, Enhancing the flow resistance and sound absorption of open-cell metallic foams by creating partially-open windows, *Acta Materialia*, 206, 116666, 2021.
- [25] E. Linul, T. Voiconi, L. Marsavina, J. Kováčik, T. Sadowski, M. Kneć, Failure mechanisms of sandwich beams with stainless steel mesh faces and aluminum foam core under static and dynamic loading conditions, ICCS18-18th International Conference on Composite Structures, 19, Lisbon, Portugal, 15-18 June 2015.
- [26] J. Kováčik, L. Marsavina, A. Adamčíková, F. Simančík, R. Florek, M. Nosko, P. Tobolka, P. Minár, N. Mináriková, J. Jerz, E. Linul, Uniaxial compression tests of metallic foams: a recipe, *Key Engineering Materials*, 601, 237-241, 2014.
- [27] T. Wan, Y. Liu, C. Zhou, X. Chen, Y. Li, Fabrication, properties, and applications of open-cell aluminum foams: A review. *Journal of Materials Science & Technology*, 62, 11-24, 2021.
- [28] M.F. Ashby, A. Evans, N.A. Fleck, L.J. Gibson, J.W. Hutchinson, H.N.G. Wadley, *Metal Foams: A Design Guide*, first ed., Butterworth-Heinemann, Boston, MA, USA, 2000, 272 pagini.
- [29] S. Madruga, Modeling of enhanced micro-energy harvesting of thermal ambient fluctuations with metallic foams embedded in Phase Change Materials, *Renewable Energy*, 168, 424-437, 2021.
- [30] J. Marx, A. Rabiei, Overview of Composite Metal Foams and their properties and performance. *Advanced Engineering Materials*, 19(11), 1600776, 2017.
- [31] J. Baumeister, J. Banhart, M. Weber, Aluminium foams for transport industry. *Materials & Design*, 18(4-6), 217-220, 1997.
- [32] X.N. Liu, Y.X. Li, X. Chen, Y. Liu, X.L. Fan, Foam stability in gas injection foaming process, Journal of Materials Science 45(23), 6481-6493, 2010.

- [33] A. Nawaz, S. Rani, Fabrication and evaluation of percent porosity and density reduction of aluminium alloy foam, *Materials Today: Proceedings*, 47, 6025-6029, 2021.
- [34] G.L. Hao, F.S. Han, W.D. Li, Processing and mechanical properties of magnesium foams, *Journal of Porous Materials*, 16, 251-256, 2009.
- [35] Y. Liu, Y. Li, H. Zhang, J. Wan, Effect of Gasar processing parameters on structure of lotus-type porous magnesium, *Rare Metal Materials and Engineering*, 34(7), 1128-1130, 2005.
- [36] X.C. Xia, X.W. Chen, Z. Zhang, X. Chen, W.M. Zhao, B. Liao, B. Hur, Effects of porosity and pore size on the compressive properties of closed-cell Mg alloy foam. *Journal of Magnesium and Alloys*, 1(4), 330-335, 2013.
- [37] M. Rajaei, S.H. Elahi, A. Asefi, Modal properties of closed-cell zinc foam, *Structures*, 27, 1380-1383, 2020.
- [38] W. Zhao, S. He, Y. Zhang, C. Zhang, G. Tang, G. Dai, Preparation of tin-zinc alloy foam, *Materials Letters*, 266, 127482, 2020.
- [39] S. Broxtermann, M.Vesenjak, L. Krstulović-Opara, T. Fiedler, Quasi static and dynamic compression of zinc syntactic foams, *Journal of Alloys and Compounds*, 768, 962-969, 2018.
- [40] K. Ji, J. Liu, J. Zhang, J. Chen, Z. Dai, Super-floatable multidimensional porous metal foam integrated with a bionic superhydrophobic surface, *Journal of Materials Chemistry A*, 2(39), 16589-16593, 2014.
- [41] L.T. Chen, H.W. Zhang, Y. Liu, Y.X. Li, Experimental research on heat transfer performance of directionally solidified porous copper heat sink, *Acta Metallurgica Sinica*, 48(3), 329-333, 2012.
- [42] H.C. Shin, M. Liu, Copper foam structures with highly porous nanostructured walls. *Chemistry of Materials*, 16(25), 5460-5464, 2004.
- [43] A.A. Mahaidina, N. Abdullaha, M. Mohammada, M.A. Omara, M.J. Suleimana, N.M. Zainona, M.A.N. Hadia, M.N. Abd Jalila, A.Z. Omara and M.B. Mohd Hijazi, Effect of sintering cycle on physical and mechanical properties of open pore cell copper foam, *Procedia Chemistry* 19, 546-551, 2016.
- [44] B. Xie, Y.Z. Fan, T.Z. Mu, B. Deng, Fabrication and energy absorption properties of titanium foam with CaCl2 as a space holder, *Materials Science and Engineering: A*, 708, 419-423, 2017.
- [45] T. Matsushita, S. Fujibayashi, T. Kokubo, Titanium foam for bone tissue engineering, *Metallic Foam Bone*, 111-130, 2017.
- [46] C.E. Wen, Y. Yamada, K. Shimojima, Y. Chino, H. Hosokawa, M. Mabuchi, Novel titanium foam for bone tissue engineering, *Journal of Materials Research*, 17(10), 2633-2639, 2012.
- [47] R. Alavi, A.H. Akbarzadeh, H. Hermawan, Post-corrosion mechanical properties of absorbable open cell iron foams with hollow struts, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 117, 104413, 2021.

- [48] J. Nieto-Sandoval, C. di Luca, E. Gomez-Herrero, N. Inchaurrondo, M. Munoz, Z.M. de Pedro, J.A. Casas, Innovative iron oxide foams for the removal of micropollutants by Catalytic Wet Peroxide Oxidation: Assessment of long-term operation under continuous mode, *Journal of Environmental Chemical Engineering*, 9(5), 105914, 2021.
- [49] M.H. Golabgir, R. Ebrahimi-Kahrizsangi, O. Torabi, H. Tajizadegan, A. Jamshidi, Fabrication and evaluation of oxidation resistance performance of open-celled Fe(Al) foam by space-holder technique, *Advanced Powder Technology*, 25(3), 960-967, 2014.
- [50] X. Zhu, R.N. Ali, Y. Yang, Z. Zheng, B. Xiang, X. Cui, Fast synthesis of low density monolithic porous microstructure tin foam, *Journal of Porous Materials*, 26, 1363-1368, 2019.
- [51] A. Inoue, H. Kimura, High-strength aluminum alloys containing nanoquasicrystalline particles, *Materials Science and Engineering: A*, 286(1), 1-10, 2000.
- [52] F. Xu, X. Zhang, H. Zhang, A review on functionally graded structures and materials for energy absorption, Engineering Structures, 171, 309-325, 2018.
- [53] Y. Mu, G. Yao, H. Luo, Anisotropic damping behavior of closed-cell aluminum foam, *Materials & Design*, 31, 610–612, 2010.
- [54] F. Han, G. Seiffert, Y. Zhao, B. Gibbs, Acoustic absorption behaviour of an open-celled aluminium foam, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 36 (3), 294-302, 2003.
- [55] Z. Xu, H. Hao, Electromagnetic interference shielding effectiveness of aluminum foams with different porosity, *Journal of Alloys and Compounds*, 617, 207-213, 2014.
- [56] A.F. Abuserwal, E.M. Elizondo Luna, R. Goodall, R. Woolley, The effective thermal conductivity of open cell replicated aluminium metal sponges, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 108,1439-1448, 2017.
- [57] B. Ozmat, B. Leyda, B. Benson, Thermal applications of open-cell metal foams, *Materials and Manufacturing Processes*, 19(5), 839–862, 2004.
- [58] F. Garcia-Moreno, Commercial applications of metal foams: Their properties and production, *Materials*, 9(2), 85, 2016.
- [59] Y. Cheng, Y. Li, X. Chen, T. Shi, Z. Liu, N. Wang, Fabrication of aluminum foams with small pore size by melt foaming method, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 48, 754-762, 2017.
- [60] N. Wang, X. Chen, Y. Li, Z. Liu, Z. Zhao, Y. Cheng, Y. Liu, H. Zhang, The cell size reduction of aluminum foam with dynamic gas injection based on the improved foamable melt, *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 527, 123-131, 2017.
- [61] X. Ding, Y. Liu, X. Chen, H. Zhang, Y. Li, Optimization of cellular structure of aluminum foams produced by powder metallurgy method, *Materials Letters*, 216, 38-41, 2018.
- [62] S.C. Han, K. Kang, Another stretching-dominated micro-architectured material, shellular, *Materials Today*, 31, 31-38, 2019.

- [63] P. Schüler, S.F. Fischer, A. Bührig-Polaczek, C. Fleck, Deformation and failure behaviour of open cell Al foams under quasistatic and impact loading, *Materials Science and Engineering: A*, 587, 250-261, 2013.
- [64] X. Yang, Q. Hu, J. Du, H. Song, T. Zou, J. Sha, C. He, N. Zhao, Compression fatigue properties of open-cell aluminum foams fabricated by space-holder method, *International Journal of Fatigue*, 121, 272-280, 2019.
- [65] K. Lietaert, J. van Deursen, T. Lapauw, L. Weber, A. Mortensen, J. Vleugels, Mechanical properties of replicated cellular Zn and Zn1.5Mg in uniaxial compression, *Materials Characterization*, 157(2), 109895, 2019.
- [66] Y. Conde, J.F. Despois, R. Goodall, A. Marmottant, L. Salvo, C. San Marchi, A. Mortensen, Replication Processing of Highly Porous Materials, *Advanced Engineering Materials*, 8(9), 795-803, 2006.
- [67] Mahadev, C.G. Sreenivasa, K.M. Shivakumar, A review on prodution of aluminium metal foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 376, 012081, 2018.
- [68] T.R. Neu, M. Mukherjee, F. Garcia-Moreno, J. Banhart, Magnesium and Magnesium Alloy Foams, 7th International Conference on Porous Metals and Metallic Foams (Metfoam 2011), Busan, Korea, 18-21 September 2011.
- [69] I.G. Papantoniou, D.I. Pantelis, D.E. Manolakos, Powder metallurgy route aluminium foams: a study of the effect of powder morphology, compaction pressure and foaming temperature on the porous structure, *Procedia Structural Integrity*, 10, 243-248, 2018.
- [70] Z.K. Hassan, Production of metal foams by using powder metallurgy method, *AIP Conference Proceedings*, 2123, 020004, 2019.
- [71] H.D. Kunze, J. Baumeister, J. Banhart, M. Weber, PM technology for the production of metal foams. *Powder Metallurgy International*, 25(4), 182-185, 1993.
- [72] J. Banhart, Production of Metal Foams, In book: Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Comprehensive Composite Materials II, 4, 347-363, 2018.
- [73] F. Simancík, H.P. Degischer, H. Wörz. H., Foamed aluminium-Light structural and insulation material, The 4th European Conference on Advanced Materials and Processes EUROMAT 95, Padua/Venice, Italy, 25-28 September 1995, Publisher: Milano Associazione Italiana di Metallurgia.
- [74] J. Banhart, J. Baumeister, M. Weber, Damping properties of aluminium foams. Materials Science and Engineering: A, 205 (1-2), 221-228, 1996.
- [75] J. Banhart, J. Baumeister, Deformation characteristics of metal foams. *Journal of Materials Science*, 33(6), 1431-1440, 1998.

- [76] M. Ota, M. Kobashi, N. Kanetake, Foaming behaviour of precursors made of various kinds of Al alloy powder. In: Nakajima, H., Kanetake, N. (Eds.), Porous Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam2005). Sendai: Japan Institute of Metals, 111-114, 2005.
- [77] H.M. Helwig, F. García-Moreno, J. Banhart, A study of Mg and Cu additions on the foaming behaviour of Al-Si alloys, *Journal of Materials Science*, 46(15), 5227-5236, 2011.
- [78] D. Lehmhus, J. Banhart, M.A. Rodriguez-Perez, Adaptation of aluminium foam properties by means of precipitation hardening, *Materials Science and Technology*, 18(5), 474-479, 2002.
- [79] D. Lehmhus, M. Busse, Potential new matrix alloys for production of PM aluminium foams. *Advanced Engineering Materials*, 6(6), 391-396, 2004.
- [80] D. Yang, J. Chen, W. Chen, L. Wang, H. Wang, J. Jiang, A. Ma, Fabrication of cellular Zn-Mg alloy foam by gas release reaction via powder metallurgical approach, *Journal of Materials Science & Technology*, 33(10), 1141-1146, 2017.
- [81] S.R. Jeong, B.Y. Hur, The study on fabrication and sound absorption properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy foams, *Journal of the Korea Foundry Society*, 31(3), 145-151, 2011.
- [82] L.Y. Aguirre-Perales, I.H. Jung, R.A.L. Drew, Foaming behavior of powder metallurgical Al–Sn foams, *Acta Materialia*, 60(2), 759-769, 2012.
- [83] L.Y. Aguirre-Perales, I.H. Jung, R.A.L. Drew, Effect of Sn on the dehydrogenation process of TiH2 in Al foams, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(1), 1-5, 2012.
- [84] L.Y. Aguirre-Perale, I.H. Jung, R.A.L. Drew, Foaming behavior of powder metallurgical Al-Sn foams, *Acta Materialia*, 60(2), 759-769, 2012.
- [85] H.R. Jung, E.J. Kim, Y.J. Park, H.C. Shin, Nickel-tin foam with nanostructured walls for rechargeable lithium battery, *Journal of Power Sources*, 196(11), 5122-5127, 2011.
- [86] B. Muduli, T. Ramesh, K.C. Hari Kumar, N. Rajalakshmi, M. Mukherjee, Customised heat treatment of TiH2 for the foaming of aluminium alloys, *Materialia*, 8, 100431, 2019.
- [87] B. Matijaševic-Lux, J. Banhart, S. Fiechter, O. Görke, N. Wanderka, Modification of titanium hydride for improved aluminium foam manufacture, *Acta Materialia*, 54(7), 1887-1900, 2006.
- [88] B. Matijaševic, J. Banhart, Improvement of aluminium foam technology by tailoring of blowing agent, *Scripta Materialia*, 54(4), 503-508, 2006.
- [89] S.E. Speed, Foaming of metal by the catalyzed and controlled decomposition of zirconium and titanium hydride. USA Patent number: 3981720, 1976/1972.
- [90] F. von Zeppelin, M. Hirscher, H. Stanzick, J. Banhart, Desorption of hydrogen from blowing agents used for foaming metals, *Composites Science and Technology*, 63(16), 2293-2300, 2003.
- [91] N.V. Anfilov, A.A. Kuznetsov, P.G. Berezhko, A.I. Tarasova, I.A. Tsareva, V.V. Mokrushin, M.V. Tsarev, I.L. Malkov, Application of metal hydrides as pore-forming agents for obtaining metal foams, *Journal of Alloys and Compounds*, 645(1), S132-S135, 2015.

- [92] V. Gergely, T.W. Clyne, The effect of oxide layers on gas-generating hydride particles during production of aluminium foams. In: Schwartz, D.S., Shih, D.S., Evans, A.G., Wadley, H.N.G. (Eds.), Porous and Cellular Materials for Structure Applications, Warrendale: Materials Research Society, 521, 139-144, 1998.
- [93] V. Gergely, T.W. Clyne, The FORMGRIP process: Foaming of reinforced metals by gas release in precursors, *Advanced Engineering Materials*, 2(4), 175-178, 2000.
- [94] A.R. Kennedy, The effect of TiH2 heat treatment on gas release and foaming in Al–TiH2 preforms, Scripta Materialia, 47(11), 763-767, 2002.
- [95] A.R. Kennedy, V.H. Lopez, The decomposition behavior of as-received and oxidized TiH2 foaming-agent powder, *Materials Science and Engineering: A*, 357(1-2), 258-263, 2003.
- [96] D. Lehmhus, G. Rausch, Tailoring titanium hydride decomposition kinetics by annealing in various atmospheres, *Advanced Engineering Materials*, 6(5), 313-330, 2004.
- [97] D. Lehmhus, M. Wichmann, M. Busse, Kinetic analysis of foaming agent variants as a means towards optimised temperature cycles and foaming agent/matrix alloy combinations. In: Lefebvre, L.P., Banhart, J., Dunand, D. (Eds.), Porous Metals and Metallic Foams (Metfoam 2007). Lancaster: DEStech Publications, 51-54, 2008.
- [98] M.T. Malachevsky, C.A. D'Ovidio, Thermal evolution of titanium hydride optimized for aluminium foam fabrication, *Scripta Materialia*, 61, 1-4, 2006.
- [99] C. Jiménez, F. García-Moreno, B. Pfretzschner, P.H. Kamm, T.R. Neu, M. Klaus, C. Genzel, A. Hilger, I. Manke, J. Banhart, Metal foaming studied in situ by energy dispersive X-Ray diffraction of synchrotron radiation, X-ray radioscopy, and optical expandometry, *Advanced Engineering Materials*, 15(3), 141-148, 2013.
- [100] C. Jiménez, F. Garcia-Moreno, B. Pfretzschner, M. Klaus, M. Wollgarten, I. Zizak, G. Schumacher, M. Tovar, J. Banhart, Decomposition of TiH2 studied in situ by synchrotron X-ray and neutron diffraction, *Acta Materialia*, 59(16), 6318-6330, 2011.
- [101] B. Matijaševic', O. Görke, H. Schubert, J. Banhart, Zirconium hydride-A possible blowing agent for making aluminium alloy foams. In: Nakajima, H., Kanetake, N. (Eds.), Porous Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam2005). Sendai: Japan Institute of Metals, 107-110, 2005.
- [102] J.D. Bryant, M. Crowley, W. Wang, D. Wilhelmy, J. Kallivayalil, Development of Alcoa aluminum foam products. In: Lefebvre, L.P., Banhart, J., Dunand, D. (Eds.), Porous Metals and Metallic Foams (Metfoam 2007). Lancaster: DEStech Publications, 19-22, 2008.
- [103] J.D. Bryant, J.A. Kallivayalil, M.D. Crowley, J.R. Genito, L.F. Wieserman, D.M. Wilhelmy, W.E. Boren, Method for producing foamed aluminum products by use of selected carbonate decomposition products. USA Patent 7,452,402 B2, 2008/2005.

- [104] V. Gergely, D.C. Curran, T.W. Clyne, The FOAMCARP process: Foaming of aluminium MMCs by the chalk–aluminium reaction in precursors, *Composites Science and Technology*, 63(16), 2301-2310, 2003.
- [105] M. Arnold, C. Körner, R.F. Singer, PM aluminium foams: Stabilising mechanisms and optimisation. In: Banhart, J., Fleck, N.A., Mortensen, A. (Eds.), Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam2003). Berlin: MIT Publishing, 71-76, 2003.
- [106] M. Hartmann, R.F. Singer, in Metallschäume (Metal Foams), Proc. Symp. Metal Foams, Bremen, Germany. Ed.: J. Banhart, MIT-Verlag/Publishing Bremen, 39, 6-7 March 1997.
- [107] R. Huang, S. Ma, M. Zhang, J. Xu, Z. Wang, Dynamic deformation and failure process of quasiclosed-cell aluminum foam manufactured by direct foaming technique, *Materials Science and Engineering: A*, 756, 302-311, 2019.
- [108] M.J. Nayyeri, S.M.H. Mirbagheri, Evaluation of failure mechanisms of high strength tailor-made metallic foams (TMFs), *Materials Letters*, 185, 89-91, 2016.
- [109] A. Uzun, Production of aluminium foams reinforced with silicon carbide and carbon nanotubes prepared by powder metallurgy method, *Composites Part B: Engineering*, 172, 206-217, 2019.
- [110] R. Rathod, B. Goyal, P. Tomar, Literature review on performance analysis of metal foam manufacturing techniques, *Journal of Information and Computational Science*, 10(4), 527-537, 2020.
- [111] M.A. Islam, M.A. Kader, P.J. Hazell, A.D. Brown, M. Saadatfar, M.Z. Quadir, J.P. Escobedo, Investigation of microstructural and mechanical properties of cell walls of closed-cell aluminium alloy foams, *Materials Science and Engineering: A*, 666, 245-256, 2016.
- [112] D. Lehmhus, J. Banhart, Properties of heat-treated aluminium foams, Materials Science and Engineering: A, 349, 98-110, 2003.
- [113] Y. Mu, G. Yao, H. Luo, Effect of cell shape anisotropy on the compressive behavior of closedcell aluminum foams, *Materials & Design*, 31(3), 1567-1569, 2010.
- [114] D. Luong, D. Lehmhus, N. Gupta, J. Weise, M. Bayoumi, Structure and compressive properties of invar-cenosphere syntactic foams, *Materials*, 9(2), 115, 2016.
- [115] A.K. Shukla, J.D. Majumdar, Studies on microstructure and mechanical properties of aluminium foam prepared by spray forming route, *Procedia Manufacturing*, 35, 861-865, 2019.
- [116] D.J. Sypek, H.N.G. Wadley, H. Bart-Smith, S. Koehler, A.G. Evans, Structure and deformation of Al foams through computed tomography, D.O. Thompson, D.E. Chimenti (Eds.), Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation, vol. 17, Plenum Press, New York, 1443-1450, 1998.
- [117] E. Linul, L. Marsavina, J. Kováčik, Collapse mechanisms of metal foam matrix composites under static and dynamic loading conditions, *Materials Science and Engineering: A*, 690, 214-224, 2017.

- [118] A. Szlancsik, I.N. Orbulov, Compressive properties of metal matrix syntactic foams in uni- and triaxial compression, *Materials Science and Engineering: A*, 827, 142081, 2021.
- [119] E. Linul, L. Marsavina, J. Kovacik, Compressive behavior and energy absorption capability of reinforced closed-cell aluminum alloy foams, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 416(1), 012079, 2018.
- [120] I.N. Orbulov, A. Szlancsik, A. Kemény, D. Kincses, D. Compressive mechanical properties of low-cost, aluminium matrix syntactic foams, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 135, 105923, 2020.
- [121] E. Linul, L. Marsavina, J. Kováčik, T. Sadowski, Dynamic and quasi-static compression tests of closed-cell aluminium alloy foams, *Proceedings of the Romanian Academy - Series A*, 18(4), 361-369, 2017.
- [122] B. Katona, A. Szlancsik, T. Tábi, I.N. Orbulov, Compressive characteristics and low frequency damping of aluminium matrix syntactic foams, *Materials Science and Engineering: A*, 739, 140-148, 2019.
- [123] X. Xia, X. Chen, Z. Zhang, X. Chen, W. Zhao, B. Liao, B. Hur, Compressive properties of closedcell aluminum foams with different contents of ceramic microspheres, *Materials & Design*, 56 353-358, 2014.
- [124] M.A. Sulong, M. Taherishargh, I.V. Belova, G.E. Murch, T. Fiedler, On the mechanical anisotropy of the compressive properties of aluminium perlite syntactic foam, *Computational Materials Science*, 109, 258-265, 2015.
- [125] ISO 13314:2011 Mechanical testing of metals Ductility testing Compression test for porous and cellular metals, 2011.
- [126] R.E. Raj, V. Parameswaran, B.S. Daniel, Comparison of quasi-static and dynamic compression behavior of closed-cell aluminum foam, *Materials Science and Engineering: A*, 526(1-2), 11-15, 2011.
- [127] D.K. Rajak, L.A. Kumaraswamidhas, S. Das, Technical overview of aluminum alloy foam, *Reviews on Advanced Materials Science*, 48, 68-86, 2017.
- [128] J.A. Santa Maria, B.F. Schultz, J.B. Ferguson, P.K. Rohatgi, Al-Al2O3 syntactic foams-Part I: effect of matrix strength and hollow sphere size on the quasi-static properties of Al-A206/Al2O3 syntactic foams, *Materials Science and Engineering: A*, 582, 415-422, 2013.
- [129] M.D. Goel, V.A. Matsagar, A.K. Gupta, Blast resistance of stiffened sandwich panels with aluminum cenosphere syntactic foam, *International Journal of Impact Engineering*, 77, 134-146, 2015.
- [130] E. Lamanna, N. Gupta, P. Cappa, O.M. Strbik, K. Cho, Evaluation of the dynamic properties of an aluminum syntactic foam core sandwich, *Journal of Alloys and Compounds*, 695, 2987-2994, 2017.

- [131] A. Paul, U. Ramamurty, Strain rate sensitivity of a closed-cell aluminum foam, *Materials Science and Engineering: A*, 281(1-2), 1-7, 2000.
- [132] O. Khezrzadeh, O. Mirzaee, E. Emadoddin, E. Linul, Anisotropic compressive behavior of metallic foams under extreme temperature conditions, *Materials*, 13(10), 2329, 2020.
- [133] E. Linul, L. Marşavina, P.A. Linul, J. Kovacik, Cryogenic and high temperature compressive properties of Metal Foam Matrix Composites, *Composite Structures*, 209, 490-498, 2018.
- [134] T. Fiedler, K. Al-Sahlani, P.A. Linul, E. Linul, Mechanical properties of A356 and ZA27 metallic syntactic foams at cryogenic temperature, *Journal of Alloys and Compounds*, 813, 152181, 2020.
- [135] M. Taherishargh, E. Linul, S. Broxtermann, T. Fiedler, The mechanical properties of expanded perlite-aluminium syntactic foam at elevated temperatures, *Journal of Alloys and Compounds*, 737, 590-596, 2018.
- [136] J. Kováčik, Ľ. Orovčík, J. Jerz, High-temperature compression of closed cell aluminium foams, *Kovove Materials*, 54 (6), 429-441, 2016.
- [137] X. Lu, Z. Zhang, H. Du, H. Luo, Y. Mu, J. Xu, Compressive behavior of Mg alloy foams at elevated temperature, *Journal of Alloys and Compounds*, 797, 727-734, 2019.
- [138] B. Mansoor, H. Nassar, V.C. Shunmugasamy, M.K. Khraisheh, Three dimensional forming of compressed open-cell metallic foams at elevated temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 628, 433-441, 2015.
- [139] Z. Wang, H. Ma, L. Zhao, G. Yang, Studies on the dynamic compressive properties of open-cell aluminum alloy foams, Scripta Materialia 54(1), 83-87, 2006.
- [140] C. Kon, L. Chen, X. Wu, Y. Zhou, J. Wang, Thermal conductivity of open cell aluminum foam and its application as advanced thermal storage unit at low temperature, *Rare Metal Materials* and Engineering, 47(4), 1049-1053, 2018.
- [141] M.D. Goel, V.A. Matsagar, A.K. Gupta, S. Marburg, Strain rate sensitivity of closed cell aluminium fly ash foam, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23 (4), 1080-1089, 2013.
- [142] T. Hamada, H. Kanahashi, T. Miyoshi, N. Kanetake, Effects of the strain rate and alloying on the compression characteristics of closed cell aluminum foams, *Materials Transactions*, 50(6) 1418-1425, 2009.
- [143] D.K. Rajak, L.A. Kumaraswamidhas, Characterization and analysis of compression load behaviour of aluminium alloy foam under the diverse strain rate, *Journal of Alloys and Compounds*, 656, 218-225, 2016.
- [144] L. Marsavina, J. Kovacik, E. Linul, Experimental validation of micromechanical models for brittle aluminium alloy foam, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 83, 11-18, 2016.
- [145] E. Linul, D.A. Şerban, L. Marsavina, J. Kovacik, Low-cycle fatigue behaviour of ductile closedcell aluminium alloy foams, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 40(4), 597-604, 2017.
- [146] X. Yang, T. An, Z. Wu, T. Zou, H. Song, J. Sha, C. He, N. Zhao, The effect of outer tube on quasistatic compression behavior of aluminum foam-filled tubes, *Composite Structures*, 24, 112357, 2020.
- [147] V.K. Jeenager, V. Pancholi, Influence of cell wall microstructure on the energy absorption capability of aluminium foam, *Materials & Design*, 56, 454-459, 2014.
- [148] J. Song, S. Xu, L. Xu, J. Zhou, M. Zou, Experimental study on the crashworthiness of bio-inspired aluminum foam-filled tubes under axial compression loading, *Thin-Walled Structures*, 155, 106937, 2020.
- [149] J. Marx, A. Rabiei, Study on the microstructure and compression of composite metal foam core sandwich panels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51(10), 5187-5197, 2020.
- [150] C. Guo, T. Zou, C. Shi, X. Yang, N. Zhao, E. Li, C. He, Compressive properties and energy absorption of aluminum composite foams reinforced by in-situ generated MgAl2O4 whiskers, *Materials Science and Engineering: A*, 645, 1-7, 2015.
- [151] L.J. Vendra, B. Neville, A. Rabiei, Fatigue in aluminum-steel and steel-steel composite foams, *Materials Science and Engineering: A*, 517, 146-153, 2009.
- [152] L. Peroni, M. Scapin, M. Avalle, J. Weise, D. Lehmhus, J. Baumeister, M. Busse, Syntactic iron foams - on deformation mechanisms and strain-rate dependence of compressive properties, *Advanced Engineering Materials*, 14, 909-918, 2012.
- [153] D.P. Mandal, D.D. Majumdar, R.K. Bharti, J.D. Majumdar, Microstructural characterisation and property evaluation of titanium cenosphere syntactic foam developed by powder metallurgy route, *Powder Metallurgy*, 58, 289-299, 2015.
- [154] G. Anbuchezhiyan, T. Muthuramalingam, B. Mohan, Effect of process parameters on mechanical properties of hollow glass microsphere reinforced magnesium alloy syntactic foams under vacuum die casting, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 18, 1645-1650, 2018.
- [155] I. Duarte, L. Krstulović-Opara, J. Dias-de-Oliveira, M. Vesenjak, Axial crush performance of polymer-aluminium alloy hybrid foam filled tubes, *Thin-Walled Structures*, 138, 124-136, 2019.
- [156] Y. Sun, R. Burgueno, A.J. Vanderklok, S.A. Tekalur, W.Wang, I. Lee, Compressive behavior of aluminum/copper hybrid foams under high strain rate loading, *Materials Science and Engineering:* A, 592, 111-120, 2014.
- [157] B.N. Yadav, D. Muchhala, S. Sriram, D.P. Mondal, Study on activation energy and strain rate sensitivity of closed-cell aluminium hybrid composite foam, *Journal of Alloys and Compounds*, 832, 154860, 2020.

- [158] M. Salehi, S.M.H. Mirbagheri, A. Jafari Ramiani, Efficient energy absorption of functionallygraded metallic foam-filled tubes under impact loading, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 31(1), 92-110, 2021.
- [159] P. Pinto, N. Peixinho, F. Silva, D. Soares, Compressive properties and energy absorption of aluminum foams with modified cellular geometry, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 571-577, 2014.
- [160] E. Linul, D.A. Şerban, L. Marsavina, T. Sadowski, Assessment of collapse diagrams of rigid polyurethane foams under dynamic loading conditions, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 17(3), 457-466, 2017.
- [161] D.K. Rajak, N.N. Mahajan, E. Linul, Crashworthiness performance and microstructural characteristics of foam-filled thin-walled tubes under diverse strain rate, *Journal of Alloys and Compounds*, 775, 675-689, 2019.
- [162] E, Linul, O, Khezrzadeh, Axial crashworthiness performance of foam-based composite structures under extreme temperature conditions, Composite StructuresM 271, 114156, 2021.
- [163] E. Linul, N. Movahedi, L. Marsavina, On the lateral compressive behavior of empty and ex-situ aluminum foam-filled tubes at high temperature, Materials, 11(4), 554, 2018.
- [164] Z. Liu, Z. Huang, Q. Qin, Experimental and theoretical investigations on lateral crushing of aluminum foam-filled circular tubes, Compos Structures, 175, 19-27, 2017.
- [165] Z.G. Xu, Q. Gong, Numerical investigation on forced convection of tubes partially filled with composite metal foams under local thermal non-equilibrium condition, *International Journal of Thermal Sciences*, 133, 1-12, 2018.
- [166] M. Taherishargh, M. Vesenjak, I.V. Belova, L. Krstulović-Opara, G.E. Murch, T. Fiedler, In situ manufacturing and mechanical properties of syntactic foam filled tubes, *Materials & Design*, 99, 356-368, 2016.
- [167] N. Movahedi, G.E. Murch, I.V. Belova, T. Fiedler, Manufacturing and compressive properties of tube-filled metal syntactic foams, *Journal of Alloys and Compounds*, 822, 153465, 2020.
- [168] N. Movahedi, E. Linul, Radial crushing response of ex-situ foam-filled tubes at elevated temperatures, *Composite Structures*, 277, 114634, 2021.
- [169] X. Yang, T. An, Z. Wu, T. Zou, H. Song, J. Sha, C. He, N. Zhao, The effect of outer tube on quasi-static compression behavior of aluminum foam-filled tubes, *Composite Structures*, 245, 112357, 2020.
- [170] Y. Zhang, S.Y. He, J.G. Liu, W. Zhao, X.L. Gong, Y. Jin, Density gradient tailoring of aluminium foam-filled tube, *Composite Structures*, 220, 451-459, 2019.
- [171] Y. Conde, A. Mortensen, Age-hardening response of replicated microcellular Al-4.5%Cu, MetFoam 2007 - Proceedings of the 5th International Conference on Porous Metals and Metallic Foams, 335-338, 2008.

- [172] L.M. Niebylski, C.P. Jarema, T.E. Lee, Preparation of metal foams with viscosity increasing gases. USA Patent 3,816,952, 1974 (1971) [similar to Patent 3,843,353].
- [173] E. Maine, M.F. Ashby, Cost estimation and the vialibity of metal foams, Advanced Engineering Materials, 2(4), 205-209, 2000.
- [174] H. Kaufmann, B. Konrad, R. Kretz, Cost modelling for the fabrication of aluminium foam via powder metallurgical route, In: Metal Foams and Porous Metal Structures (Banhart J., Ashby M.F., Fleck N.A. Eds.), Proceedings of the 1st International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam'99), Bremen, Germany, 57-61, 14-16 June 1999.
- [175] V.C. Srivastava, K.L. Sahoo, Processing, stabilization and applications of metallic foams. Art of science, *Materials Science-Poland*, 25(3), 733-753, 2007.
- [176] J. Banhart, Manufacture, characterization and application of cellular metals and metal foams, *Progress in Material Science*, 46(6), 559-632, 2001.
- [177] T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara: ALPORAS aluminum foam: Production process, properties, and applications, *Advanced Engineering Materials*, 2(4), 179-183, 2000.
- [178] T.D. Claar, C.J. Yu, I. Hall, J. Banhart, J. Baumeister, M. Weber, W. Seeliger, Ultra-light-weight aluminum foam for automotive applications, *International Journal of Powder Metallurgy*, 36(6), 61-73, 2000.
- [179] H. Eifert, C.J. Yu, J. Banhart, J. Baumeister, W. Seeliger, Weight savings by aluminium metal foams: production, properties and applications in automotive, Powder Metallurgy Aluminum & Light Alloys for Automotive Applications Conference, Dearborn, USA, 10-11 November 1998. Proceedings, Eds.: W.F. Jandreska, R.A. Chernenkoff, Metal Powder Industries Federation, Princeton, 127-134, 1998.
- [180] R. Kretz, E. Hombergsmeier, K. Eipper, Manufacturing and testing of aluminium foam structural partsfor passenger cars demonstrated by example o fa rear intermediate panel, In: Metal Foams and Porous Metal Structures (Banhart J., Ashby M.F., Fleck N.A. Eds.), Proceedings of the 1st International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam'99), Bremen, Germany, 23-28, 14-16 June 1999.
- [181] C. Haberling, H.G. Haldenwanger, T. Bernhard, J. Burzer, H.W. Bergmann, Aluminium foams for energy absorbing structures under axial loading, In: Metal Foams and Porous Metal Structures (Banhart J., Ashby M.F., Fleck N.A. Eds.), Proceedings of the 1st International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam'99), Bremen, Germany, 37-44, 14-16 June 1999.
- [182] J.E. Siebels, Derivation ofmaterials energy absorption requirements from crash situations, In: Metal Foams and Porous Metal Structures (Banhart J., Ashby M.F., Fleck N.A. Eds.), Proceedings of the 1st International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam'99), Bremen, Germany, 13-22, 14-16 June 1999.

- [183] F. Endler, S. Lahner, M. Hoffmann, Metal foams, In: Proceedings Symposium Metallschaume (Banhart J, Ed.), Bremen: MIT Press-Verlag, Bremen, Germany, 117, 6-7 March 1997.
- [184] J. Banhart, Aluminium foams for lighter vehicles, *International Journal of Vehicle Design*, 37(2-3), 114-125, 2005.
- [185] F.H. Cocks, Ultralight reactive metal foams in space-A novel concept, Journal of Spacecraft and Rockets, 21(5), 510-512, 1984.
- [186] F.H. Cocks, Proceedings Conference Light Metals, New Orleans, Louisiana, USA, 1019, 2-6 March 1986.
- [187] J. Banhart, C. Schmoll, U. Neumann, Light-weight aluminium foam structures for ships, In: Conference on Materials in Oceanic Environment (Euromat '98) (L. Faria Ed.), 1, 55-63, 1998.
- [188] A.F. Giamei, Metal foams. In: Proc. Fraunhofer USA Symposium on Metal Foams (Banhart J., Eifert H., Eds.), Stanton, USA, Bremen: MIT Press–Verlag, 63, 7-8 October 1997.
- [189] G. Epasto, F. Distefano, L. Gu, H. Mozafari, E. Linul, Design and optimization of Metallic Foam Shell protective device against flying ballast impact damage in railway axles, *Materials & Design*, 196, 109120, 2020.
- [190] G. Epasto, F. Distefano, H. Mozafari, E. Linul, V. Crupi, Nondestructive evaluation of aluminium foam panels subjected to impact loading, *Applied Sciences*, 11(3), 1148, 2021.
- [191] T. Miyoshi, Private communication, 1998.
- [192] T. Hipke, Personal communication, 2016.
- [193] A. Sviridov, Leichtbau mit Aluminiumschaumsandwich Prozessketten zur Herstellung von Bauteilen, PhD thesis, Brandenburgische Technische Universität Cottbus, 2012.
- [194] B. Viehweger, A. Sviridov, Frontmodule f
 ür Schienenfahrzeuge aus Aluminiumschaumsandwich
 Fertigungstechnologien zur Bauteilherstellung, Forum der Forschung, 20, S. 69-72, 0947-6989, 2007.
- [195] T.J. Lu, C. Chen, Thermal transport and fire retardance properties of cellular aluminium alloys, *Acta Materialia*, 47, 1469-1485, 1999.
- [196] C. Kammer, Metallschaume, Aluminiumzentrale Dusseldorf, Germany, 1998.
- [197] K.R. Wheeler, M.T. Karagianes, K.R. Sump, Conf. Titanium Alloys in Surgical Implants. Philadelphia, USA: American Societyfor Testing and Materials, 241, 1983.
- [198] M. Niemeyer, Applications of Magnesium Foams, DFG Symposium, Bonn, Germany, 11–12 November 1999.
- [199] J. Kováčik, F. Simančík, Electrical, thermal and acoustic properties of metallic foams. In: Handbook of Cellular Metals. Production, Processing, Applications, Wiley-WCH, 2002.
- [200] A.G. Evans, J.W. Hutchinson, M. F. Ashby, Multifunctionality of cellular metal systems, *Progress in Materials Science*, 43, 171-221, 1999.

- [201] T.J. Lu, H.A. Stone, M.F. Ashby. Heat transfer in open-cell metal foams, *Acta Materialia*, 46(10), 3619-3635, 1998.
- [202] H. Swars, German Patent Application 3,619,360, 1987.
- [203] T. Wejrzanowski, K. Cwieka, J. Skibinski, T. Brynk, S. Haj Ibrahim, J. Milewski, W. Xing, Metallic foam supported electrodes for molten carbonate fuel cells, *Materials & Design*, 193, 108864, 2020.
- [204] F. Han, G. Seiffert, Y. Zhao, B. Gibbs, Acoustic absorption behaviour of an open-celled aluminium foam, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 36, 294-302, 2003.
- [205] ERG Inc. Oakland, USA. Product information of "Duocel" and (http://www.ergaerospace.com), accesat 06.11.2021.
- [206] SEAC International B.V., Krimpen, Netherlands, Product data sheet of "Recemat" and (url http://www.seac.nl), 1998.
- [207] M. Eisenmann, Metal powder technologies and applications. In: ASM Handbook, vol. 7. Materials Park, USA: ASM International, 1031, 1998.
- [208] W. Jin, J. Liu, Z. Wang, Y. Wang, Z. Cao, Y. Liu, X. Zhu, Sound absorption characteristics of aluminum foams treated by plasma electrolytic oxidation, *Materials*, 8(11), 7511-7518, 2015.
- [209] Y. Li, Z. Li, F. Han, Air flow resistance and sound absorption behavior of open-celled aluminum foams with spherical cells, *Procedia Materials Science*, 4, 187-190, 2014.
- [210] T.J. Lu, A. Hess, M.F. Ashby, Sound absorption in metallic foams, *Journal of Applied Physics*, 85, 7528, 1999.
- [211] T.J. Lu, F. Chen, D.P. He, Sound absorption of cellular metals with semi open cells, *Journal of Acoustic Society of America*, 108, 1697-1709, 2000.
- [212] V. Paserin, S. Marcuson, J. Shu, D.S. Wilkinson, CVD Technique for Inco Nickel Foam Production, Advanced Engineering Materials, 6(6), 454-459, 2004.
- [213] I. Matsumoto, T. Iwaki, N. Yanagihara, Battery electrode, US Patent 4,251,603, 1981.
- [214] A. Montillet, J. Comiti, J. Legrand, Application of metallic foams in electrochemical reactors of filter-press type Part I: Flow characterization, *Journal of Applied Electrochemistry*, 23, 1045-1050 1993.
- [215] A. Montillet, J. Comiti, J. Legrand, Application of metallic foams in electrochemical reactors of the filter-press type: Part II Mass transfer performance, *Journal of Applied Electrochemistry*, 24, 384-389, 1994.
- [216] P. Cognet, J. Berlan, G. Lacoste, P.L. Fabre, J.M. Jud, Application of metallic foams in an electrochemical pulsed flow reactor Part I: Mass transfer performance, *Journal of Applied Electrochemistry*, 25(12), 1105-1112, 1995.

- [217] P. Cognet, J. Berlan, G. Lacoste, P.L. Fabre, J.M. Jud, Application of metallic foams in an electrochemical pulsed flow reactor Part II: Oxidation of benzyl alcohol, *Journal of Applied Electrochemistry*, 26, 631-637, 1996.
- [218] J.G. Ibanez, A. Fresan, A. Fregoso, K. Rajeshwar, S. Basak, Electrochemical technology applied to environmental problems, *Electrochemical Society Proceedings*, 95(12), 102-108, 1995.
- [219] K. Iida, K Mizuno, K. Kondo, US Patent 4,726,444, 1988.
- [220] H. Wallentowitz, H. Adam, H. Predicting the crashworthiness of vehicle structures made by lightweight design materials and innovative joining methods. *International Journal of Crashworthiness*, 1(2), 163-180, 1996.
- [221] U.S. Department of Transportation NHTSA. Fatalities in frontal crashes despite seat belts and air bags, Review of All CDS Cases, Model and Calendar Years 2000-2007, 122 Fatalities, din https://one.nhtsa.gov/DOT/NHTSA/NVS/Crashworthiness/Small Overlap and Oblique Research/811102.PDF.
- [222] B. Pletschen, R. Herrmann, I. Kallina, F. Zeidler, The significance of frontal offset collisions in real world accidents, 900411, 11-16, 1990, doi:10.4271/900411.
- [223] S.P. Tan, R.S. Aishah, N. Nadiah, Oblique impact on crashworthiness: Review, *International Journal of Engineering Technology and Sciences*, 8(1), 1-17, 2017.
- [224] J.A. Reglero, M.A. Rodríguez-Pérez, D. Lehmhus, M. Windmann, J.A. de Saja, A. Fernández, An experimental study on the inhomogeneities of aluminum foams measuring the thermal conductivity by using the thermal conductivity by using the transient plane source method, *Materials Science Forum*, 480-481, 133-138, 2005.
- [225] H.P. Degischer and B. Kriszt, Handbook of Cellular Metals Production, Processing, Applications.1st Ed. WILEY-VCH Verlag GmbH, Germany, 2002.
- [226] M. Borovinšek, M. Taherishargh, M. Vesenjak, Z. Ren, T. Fiedler, Geometrical characterization of perlite-metal syntactic foam, *Materials Characterization*, 119, 209-215, 2016.
- [227] M. Haesche, D. Lehmhus, J. Weise2, M. Wichmann, I. C. Magnabosco Mocellin, Carbonates as Foaming Agent in Chip-based Aluminium Foam Precursor, *Journal of Materials Science & Technology*, 26(9), 845-850, 2010.
- [228] E. Solórzano, J.A. Reglero, M.A. Rodríguez-Pérez, D. Lehmhus, M. Wichmann, J.A. de Saja, An experimental study on the thermal conductivity of aluminium foams by using the transient plane source method, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 51, 6259-6267, 2008.
- [229] B.H.G. Jigh, H.H. Toudeshky, M.A. Farsi, Experimental and multi-scale analyses of open-celled aluminum foam with hole under compressive quasi-static loading, J Journal of Alloys and Compounds, 695, 133-141, 2017.
- [230] M. Taherishargh, I.V. Belova, G.E. Murch, T. Fiedler, The effect of particle shape on mechanical properties of perlite/metal syntactic foam, *Journal of Alloys and Compounds*, 693, 55-60, 2017.

- [231] S. Broxtermann, M. Taherishargh, I.V. Belova, G.E. Murch, T. Fiedler, On the compressive behaviour of high porosity expanded Perlite-Metal Syntactic Foam (P-MSF), *Journal of Alloys* and Compounds, 691, 690-697, 2017.
- [232] S. F. Fischer, Energy absorption efficiency of open-cell pure aluminum foams, *Materials Letters*, 184, 208-210, 2016.
- [233] L.J. Gibson, Mechanical behavior of metallic foams, *Annual Review of Material Science*, 30, 191-227, 2000.
- [234] I. Duarte, M. Vesenjak, L. Krstulović-Opara, Compressive behaviour of unconstrained and constrained integral-skin closed-cell aluminium foam, *Composite Structures*, 154, 231-238, 2016.
- [235] N. Movahedi, S.M.H. Mirbagheri, Comparison of the energy absorption of closed-cell aluminum foam produced by various foaming agents, *Strength of Materials*, 48(3), 444-449, 2016.
- [236]. K. Shojaei, S.V. Sajadifar, G.G. Yapici, On the mechanical behavior of cold deformed aluminum 7075 alloy at elevated temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 670, 81-89, 2016.
- [237] N. Movahedi, E. Linul, L. Marsavina, The Temperature effect on the compressive behavior of closed-cell aluminum-alloy foams, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(1), 99-108, 2018.
- [238] I. Duarte, M. Vesenjak, L. Krstulovic-Opara, Z. Ren, Static and dynamic axial crush performance of in-situ foam-filled tubes, *Composite Structures*, 124, 128-139, 2015.
- [239] S. Sahu, M.D. Goel, D.P. Mondal, S. Das, High temperature compressive deformation behavior of ZA27–SiC foam, *Materials Science and Engineering: A*, 607, 162-172, 2014.
- [240] Y.R. Yao, Z.Y. Zhao, W.Q. Hao, G.S. Yin, B. Zhang, Experimental and theoretical investigations on axial crushing of aluminum foam-filled grooved tube, *Composite Structures*, 226, 111229, 2019.
- [241] E. Linul, N. Movahedi, L. Marsavina, The temperature and anisotropy effect on compressive behavior of cylindrical closed-cell aluminum-alloy foams, *Journal of Alloys and Compounds*, 740, 1172-1179, 2018.
- [242] E. Linul, D. Lell, N. Movahedi, C. Codrean, T. Fiedler, Compressive properties of Zinc Syntactic Foams at elevated temperatures, *Composites Part B-Engineering*, 167, 122-134, 2019.
- [243] G. Zu, G. Yao, Influence of cell shape anisotropy on the compressive property of closed-cell Al-Si alloy foam, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(6), 985-987, 2012.
- [244] E. Linul, D.A. Serban, T. Voiconi, L. Marsavina, T. Sadowski, Energy-absorption and efficiency diagrams of rigid PUR foams, *Key Engineering Materials*, 601, 246-249, 2014.
- [245] K.B. Park, H.T. Kim, N.Y. Her, J.M. Lee, Variation of mechanical characteristics of polyurethane foam: Effect of test method, *Materials*, 12, 2672, 2019.

- [246] K. Myers, B. Katona, P. Cortés, I.N. Orbulov, Quasi-static and high strain rate response of aluminum matrix syntactic foams under compression, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 79, 82–91, 2015.
- [247] V. Sharma, F. Zivic, N. Grujovic, N. Babcsan, J. Babcsan, Numerical modeling and experimental behavior of closed-cell aluminum foam fabricated by the gas blowing method under compressive loading, *Materials*, 12, 1582, 2019.
- [248] U. Ramamurty, A. Paul, Variability in mechanical properties of a metal foam, *Acta Materialia*, 52, 869-876, 2004.
- [249] Z. Zheng, J. Yu, J. Li, Dynamic crushing of 2D cellular structures: A finite element study, *International Journal of Impact Engineering*, 32, 650–664, 2005.
- [250] A. Manonukul, P. Srikudvien, M. Tange, C. Puncreobutr, Geometry anisotropy and mechanical property isotropy in titanium foam fabricated by replica impregnation method, *Materials Science* and Engineering: A, 655, 388-395, 2016.
- [251] M. Nosko, F. Simančik, R. Florek, Reproducibility of aluminum foam properties: Effect of precursor distribution on the structural anisotropy and the collapse stress and its dispersion. *Materials Science and Engineering: A*, 527, 5900-5908, 2010.
- [252] M. Vesenjak, C. Veyhl, T. Fiedler, Analysis of anisotropy and strain rate sensitivity of open-cell metal foam. *Materials Science and Engineering: A*, 541, 105-109, 2012.
- [253] C. Park, S. Nutt, Anisotropy and strain localization in steel foam. *Materials Science and Engineering: A*, 299, 68-74, 2001.
- [254] Q. Yu, Y. Zhao, A. Dong, Y. Li, Preparation and properties of C/C hollow spheres and the energy absorption capacity of the corresponding aluminum Syntactic Foams, *Materials*, 11, 997, 2018.
- [255] N. Movahedi, A.H. Zadeh, Effect of plasma electrolytic oxidation treatment on corrosion behavior of closed-cell Al-A356 alloy foam, *Materials Letters*, 164, 558-561, 2016.
- [256] N. Movahedi, S.M.H. Mirbagheri, S.R. Hoseini, Effect of foaming temperature on the mechanical properties of produced closed-cell A356Aluminum foams with melting method, *Metals and Materials International*, 20, 757-763, 2014.
- [257] T. Fiedler, N. Movahedi, L. York, S. Broxtermann, Functionally-Graded Metallic Syntactic Foams produced via particle pre-compaction, *Metals*, 10, 314, 2020.
- [258] N. Movahedi, G.E. Murch, I.V. Belova, T. Fiedler, Functionally graded metal syntactic foam: Fabrication and mechanical properties, *Materials & Design*, 168, 107652, 2019.
- [259] R. Montanini, Measurement of strain rate sensitivity of aluminium foams for energy dissipation, *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(1), 26-42, 2005.
- [260] H.T. Liu, Z. Cao, H. Luo, J. Shi, G. Yao, Performance of closed-cell aluminum foams subjected to impact loading, *Materials Science and Engineering: A*, 570, 27-31, 2013.

- [261] J. Kováčik, J. Jerz, N. Mináriková, L. Marsavina, E. Linul, Scaling of compression strength in disordered solids: Metallic foams, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 36, 55-62; 2016.
- [262] M. Saadatfar, F. García-Moreno, S. Hutzler, A. Sheppard, M. Knackstedt, J. Banhart, D. Weaire, Imaging of metallic foams using X-ray micro-CT, *Colloids and Surfaces A Physicochemical and Engineering Aspects*, 344 (1) 107-112, 2009.
- [263] F. Simančík, Reproducibility of aluminium foam properties. In: International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures, 14-16 June 1999, Bremen, (Eds.: J. Banhart, M.F. Ashby, N.A. Fleck), MIT Publishing, Bremen, 235-240.
- [264] M. Peroni L. Peroni M. Avalle, The mechanical behaviour of aluminium foam structures in different loading conditions, *International Journal of Impact Engineering*, 35, 644-658, 2008.
- [265] I. Irausquín, J.L. Pérez-Castellanos, V. Miranda, Evaluation of the effect of the strain rate on the compressive response of a closed-cell aluminium foam using the split Hopkinson pressure bar test, *Materials & Design*, 47, 698-705, 2013.
- [266] F. Simančík, J. Kováčik, N. Sedliaková, Deformation and fracture mechanism of aluminium foams, In: *Proceedings of the 1998 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition*, 18-22 October 1998, Granada, Spain, p. 245.
- [267] M.S. Aly, Behavior of closed cell aluminium foams upon compressive testing at elevated temperatures: Experimental results, *Materials Letters*, 61, 3138-3141, 2007.
- [268] A. Bastawros, R. McManuis, Case study: use of digital image analysis software to measure nonuniform deformation in cellular aluminum alloys, *Experimental Techniques*, 22, 35-37, 1998.
- [269] N. Novak, M. Vesenjak, Z. Ren, Auxetic Cellular Materials-a Review, Journal of Mechanical Engineering, 62, 485-493, 2016.
- [270] F. Simančík, J. Jerz, J. Kováčik, P. Minár, Aluminium foam-A new light-weight structural material Kovove Materialy, 35, 265-277, 1997.
- [271] M.A. De Meller, Produit metallique pour l'obtention d'objets lamines, moulesouautres, et procedes pour sa fabrication, *French Patent*, 615, 147, 1926.
- [272] B. Sosnick, Process of making foamlike mass of metal, U.S. Patent 2, 434, 775, 1948.
- [273] J.C. Elliott, Method of producing metal foam, USA Patent 2, 751, 289, 1956.
- [274] B.C. Allen, M.W. Mote, A.M. Sabroff, Method of making foamed metal, USA Patent 3, 087, 807, 1963.
- [275] C.B. Berry, Foamed metal, USA Patent 3, 671, 221, 1972.
- [276] L.M. Niebylski, R.J. Fanning, Metal foams as energy absorbers for automobile bumpers, *Society* of Automotive Engineers, Technical Paper, 1676, 720490, 1972.
- [277] P.H. Thornton, C.L. Magee, The deformation of aluminium foams, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 6A, 1253, 1975.

- [278] F. García-Moreno, Commercial applications of metal foams: Their properties and production, *Materials*, 9, 85, 2016.
- [279] J. Kováčik, F. Simančík, Comparison of zinc and aluminium foam behavior, *Kovove Materialy*, 42, 79-90, 2004.
- [280] T. Voiconi, E. Linul, L. Marsavina, J. Kováčik, M. Kneć, Experimental determination of mechanical properties of aluminium foams using Digital Image Correlation, *Key Engineering Materials*, 601, 254-257, 2014.
- [281] J. Kováčik, F. Simančík, Aluminium foam-Modulus of elasticity and electrical conductivity according to percolation theory, *Scripta Materialia*, 39, 239-246, 1998.
- [282] G.N. Greaves, A.L. Greer, R.S. Lakes, T. Rouxel, Poisson's ratio and modern materials, *Nature Materials*, 10, 823-837, 2011.
- [283] K.R. Mangipudi, E. Epler, C.A. Volkert, On the multiaxial yielding and hardness to yield stress relation of nanoporous gold, *Scripta Materialia*, 146, 150-153, 2018.
- [284] ASTM E1876 Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration, ASTM International: West Conshohocken, PA, 2015.
- [285] J. Kovacik, L. Marsavina, E. Linul, Poisson's ratio of closed-cell aluminium foams, *Materials*, 11(10), 1904, 2018.
- [286] T. Voiconi, Caracterizarea mecanică a spumelor metalice și a structurilor care conțin spume metalice (Mechanical characterization of metallic foams and structures that contain metallic foams), *Ph.D. Thesis*, Politehnica University of Timisoara, Timisoara, Romania, 2015.
- [287] G. Martinček, The determination of poisson's ratio and the dynamic modulus of elasticity from the frequencies of natural vibration in thick circular plates, *Journal of Sound and Vibration*, 2, 116-127, 1965.
- [288] J.C. Glandus, Rupture fragile et résistance aux chocsthermiques de céramiques a usages mécaniques, *Ph.D. Thesis*, University of Limoges, Limoges, France, 1981.
- [289] W. Pabst, E. Gregorová, Effective elastic properties of alumina-zirconia composite ceramics-Part II: Micromechanical modeling, *Ceramics Silikaty*, 48(1), 14-23, 2004.
- [290] E. Gregorová, W. Pabst, T. Uhlířová, V. Nečina, M. Veselý, I. Sedlářová, Processing, microstructure and elastic properties of mullite-based ceramic foams prepared by direct foaming with wheat flour, *Journal of the European Ceramic Society*, 36, 109-120, 2016.
- [291] M. Wicklein, K. Thoma, Numerical investigations of the elastic and plastic behavior of an opencell aluminium foam, *Materials Science and Engineering: A*, 397, 391-399, 2005.
- [292] K. Kitazono, E. Sato, K. Kuribayashi, Application of mean-field approximation to elastic-plastic behavior for closed-cell metal foams, *Acta Materialia*, 51, 4823-4836, 2003.

- [293] S. Torquato, *Random heterogeneous materials-Microstructure and macroscopic properties*, Springer: New York, NY, USA, 303-646, 2002.
- [294] D. Stauffer, A. Aharony, *Introduction to Percolation Theory*, Second Edition, Taylor & Francis, London, UK, 1992.
- [295] J. Kováčik, Correlation between Poisson's ratio and porosity in porous materials, *Journal of Materials Science*, 41(4), 1247-1249, 2005.
- [296] R. Pal, Porosity-dependence of effective mechanical properties of pore-solid composite materials, *Journal of Composite Materials*, 39(13), 1147-1158, 2005.
- [297] I. Sevostianov, M. Kachanov, Connections between elastic and conductive properties of heterogeneous materials, *Advances in Applied Mechanics*, 42, 69-252, 2009.
- [298] E.J. Garboczi, K.A. Snyder, J.F. Douglas, Geometrical percolation threshold of overlapping ellipsoids, *Physical Review E*, 52, 819-827, 1995.
- [299] E. Ghassemieh, Materials in automotive application, state of the art and prospects. In: *New trends and developments in automotive industry*, Editor: Marcello C, Rijeka: InTech, 365-394, 2011.
- [300] H.R. Zarei, M. Kröger, Bending behaviour of empty and foam-filled beams: structural optimization. *International Journal of Impact Engineering*, 35, 521-529, 2008.
- [301] A. Baroutaji, M. Sajjiab, A.G. Olabic, On the crashworthiness performance of thin-walled energy absorbers: Recent advances and future developments, *Thin-Walled Structures*, 118, 137-163, 2017.
- [302] C. Gui, J. Bai, W. Zuo, Simplified crashworthiness method of automotive frame for conceptual design, *Thin-Walled Structures*, 131, 324-335, 2018.
- [303] M.S. Zahran, P. Xue, M.S. Esa, M.M. Abdelwahab, A novel tailor-made technique for enhancing the crashworthiness by multistage tubular square tubes, *Thin-Walled Structures*, 122, 64-82, 2018.
- [304] M.I. Idris, T. Vodenitcharova, M. Hoffman, Mechanical behaviour and energy absorption of closed-cell aluminium foam panels in uniaxial compression, *Materials Science and Engineering:* A, 517, 37–45, 2009.
- [305] A. Rabiei, L.J. Vendra, A comparison of composite metal foam's properties and other comparable metal foams, *Materials Letters*, 63, 533-536, 2009.
- [306] P. Wang, S. Xu, Z. Li, J. Yang, H. Zheng, S. Hu, Temperature effects on the mechanical behavior of aluminum foam under dynamic loading, *Materials Science and Engineering: A*, 599, 174-179, 2014.
- [307] C. Qi, Y. Sun, S. Yang, A comparative study on empty and foam-filled hybrid material doublehat beams under lateral impact, *Thin-Walled Structures*, 129, 327-341, 2018.
- [308] H. Yin, G. Wen, Z. Liu, Q. Qing, Crashworthiness optimization design for foam-filled multi-cell thin-walled structures, *Thin-Walled Structures*, 75, 8-17, 2014.

- [309] X. Luo, J.Y. Xu, L. Nie, Y. Gao, J. Zhu, W. Li, The mechanical behavior of thin-walled tube filled with hollow metal spheres, *Composite Structures*, 133, 124-130, 2015.
- [310] Y. Hangai, S. Otazawa, T. Utsunomiya, Aluminum alloy foam-filled aluminum tube fabricated by friction stir back extrusion and its compression properties, *Composite Structures*, 183, 416-422, 2018.
- [311] R.D. Hussein, D. Ruan, G. Lu, I. Sbarski, Axial crushing behaviour of honeycomb-filled square carbon fibre reinforced plastic (CFRP) tubes, *Composite Structures*, 140, 166-179, 2016.
- [312] R.D. Hussein, D. Ruan, G. Lu, Cutting and crushing of square aluminium/CFRP tubes, *Composite Structures*, 171, 403-418, 2017.
- [313] L. Wang, X. Fan, H. Chen, W. Liu, Axial crush behavior and energy absorption capability of foam-filled GFRP tubes under elevated and high temperatures, *Composite Structures*, 149, 339-350, 2016.
- [314] A. Othman, S. Abdullah, A.K. Ariffin, N.A.M. Mohamed, Investigating the quasi-static axial crushing behavior of polymeric foam-filled composite pultrusion square tubes, *Materials & Design*, 63, 446-459, 2014.
- [315] I. Duarte, M. Vesenjak, L. Krstulovic'-Opara, Z. Ren, Compressive performance evaluation of APM (Advanced Pore Morphology) foam filled tubes, *Composite Structures*, 134, 409-420, 2015.
- [316] N. Gan, Y. Feng, H. Yin, G. Wen, D. Wang, X. Huang, Quasi-static axial crushing experiment study of foam-filled CFRP and aluminum alloy thin-walled structures, *Composite Structures*, 157, 303-319, 2016.
- [317] I. Duarte, M. Vesenjak, L. Krstulović-Opara, I. Anžel, J.M. Ferreira, Manufacturing and bending behaviour of in-situ foam-filled aluminium alloy tubes, *Materials & Design*, 66, 532-544, 2015.
- [318] Y. Tu, G. Wang, Damping parameter identification and study of metal foam filled steel tube, *Journal of Materials in Civil Engineering*, 22(4), 397-402, 2010.
- [319] N. Movahedi, E. Linul, Quasi-static compressive behavior of the ex-situ aluminum-alloy foamfilled tubes under elevated temperature conditions, *Materials Letters*, 206, 182-184, 2017.
- [320] E. Linul, N. Movahedi, L. Marsavina, The temperature effect on the axial quasi-static compressive behavior of ex-situ aluminum foam-filled tubes, *Composite Structures*, 180, 709-722, 2017.
- [321] C. Ghiani, E. Linul, M.C. Porcu, L. Marsavina, N. Movahedi, F. Aymerich, Metal foam-filled tubes as plastic dissipaters in earthquake-resistant steel buildings, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 416, 012051, 2018.
- [322] I. Duarte, L. Krstulovic'-Opara, M. Vesenjak, Characterisation of aluminium alloy tubes filled with aluminium alloy integral-skin foam under axial compressive loads, *Composite Structures*, 121, 154-162, 2015.
- [323] K.R.F. Andrews, G.L. England, E. Ghani, Classification of the axial collapse of cylindrical tubes under quasi-static loading, *International Journal of Mechanical Sciences*, 25,687-696, 1983.

- [324] F.C. Bardi, H.D. Yun, S. Kyriakides, On the axisymmetric progressive crushing of circular tubes under axial compression, *International Journal of Solids Structures*, 40, 3137-3155, 2003.
- [325] S. Li, X. Guo, Q. Li Q, D. Ruan, G. Sun, On lateral compression of circular aluminum, CFRP and GFRP tubes, *Composite Structures*, 232, 111534, 2020.
- [326] J. Shen, G. Lu, D. Ruan, C.C. Seah, Lateral plastic collapse of sandwich tubes with metal foam core, *International Journal of Mechanical Sciences*, 91, 99-109, 2015.
- [327] S.R. Reid, T.Y. Reddy, M.D. Gray, Static and dynamic axial crushing of foam-filled sheet metal tubes, *International Journal of Mechanical Sciences*, 28, 295-322, 1986.
- [328] J. Zhang, Y. Ye, H. Yuan, Q. Qin, T.J. Wang, A theoretical study of low-velocity impact of metal foam-filled circular tubes, *Thin-Walled Structures*, 148, 106525, 2020.
- [329] M. Avalle, L. Goglio, Static lateral compression of aluminium tubes: strain gauge measurements and discussion of theoretical models, *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 32(5), 335-343, 1997.
- [330] M. Su, H. Wang, H. Hao, Axial and radial compressive properties of alumina-aluminum matrix syntactic foam filled thin-walled tubes, *Composite Structures*, 226, 111197, 2019.
- [331] G. Sun, X. Guo, S. Li, D. Ruan, Q. Li, Comparative study on aluminum/GFRP/CFRP tubes for oblique lateral crushing, *Thin-Walled Structures*, 152, 106420, 2020.
- [332] S.A. Elahi, J. Rouzegar, A. Niknejad, H. Assaee, Theoretical study of absorbed energy by empty and foam-filled composite tubes under lateral compression, *Thin-Walled Structures*, 114, 1-10, 2017.
- [333] B. Zhang, L. Wang, J. Zhang, Y. Jiang, W. Wang, G. Wu, Deformation and energy absorption properties of cenosphere/aluminum syntactic foam-filled circular tubes under lateral quasi-static compression. *International Journal of Mechanical Sciences*, 192, 106126, 2021.
- [334] A. Niknejad, S.A. Elahi, G.H. Liaghat, Experimental investigation on the lateral compression in the foam-filled circular tubes, *Materials & Design*, 36, 24-34, 2012.

ANEXE

Anexa 1 – Listă Figuri

Fig.	Descriere figură	Pag.
1.1.	Distribuția anuală a publicațiilor din perioada 2011-2021	31
2.1.	Structuri celulare naturale: pluta (a-secțiune tangențială, b-secțiune transversală, c-secțiune radială),	
	osul (d-aripă, e-femur, f-craniu), piatra ponce (g-i) și fagurii (j, k)	62
2.2.	Microstructura spumelor metalice cu celule deschise (a) și închise (b)	63
2.3.	Tipuri de spume sintetice: spume polimerice (a), spume ceramice (b) și spume metalice (c)	64
2.4.	Spume cu matrice metalică de cupru (a), nichel (b), titan (c), fier (d), staniu (e), wolfram (f), magneziu	
	(g), plumb (h), oțel inoxidabil (i), zinc (j), aluminiu (k) și aur (l)	65
2.5.	Clasificarea spumelor metalice pe baza metodelor de fabricație	66
2.6.	Etapele procesului de spumare directă a topiturii cu agenți de expandare	67
2.7.	Secvența etapelor de metalurgie a pulberilor utilizate pentru fabricarea spumelor metalice	69
2.8.	Curbele tensiune-deformație la compresiune a spumelor din aliaje de aluminiu cu celule închise:	
	influența densității (a) și tipului de matrice (b)	72
2.9.	Curbele tipice tensiune-deformație la compresiune. Comparație între enegia absorbită de un solid dens	
	și o spumă metalică	74
2.10.	Aplicațiile spumelor metalice funcție de morfologia celulelor și domeniul de utilizare	76
2.11.	Distribuția aplicațiilor privind spumele metalice în diverse sectoare industriale	77
2.12.	Principalele domenii de utilizare a spumelor metalice	77
2.13.	Aplicații structurale ale spumelor metalice	78
2.14.	Aplicații funcționale ale spumelor metalice	80
3.1.	Analiza statistică a tipurilor de coliziuni în transportul rutier	81
3.2.	Bloc turnat din SM (a), structura celulară a spumelor obținute (b) și epruveta cilindrică prelevată (c)	83
3.3.	Morfologia spumelor metalice turnate: forma (a) și parametri geometrici (a, b) ai celulelor	84
3.4.	Bloc din spumă metalică (a) și direcțiile de încărcare (b) ale epruvetelor prelevate	85
3.5.	Curbele axiale tensiune-deformație ale spumelor metalice. Influența temperaturii	86
3.6.	Variația tensiunilor (a) și a deformației la densificare (b) cu temperatura pentru SM solicitate axial	87
3.7.	Detaliu al curbei tensiune-deformație pentru SM solicitată axial (150°C)	88
3.8.	Variația raportului $\Delta\sigma/\sigma^M$ cu temperatura de testare pentru SM solicitată axial	89
3.9.	Imagini macroscopice cu procesul de deformare axială a SM la 25°C	90
3.10.	Imagini macroscopice ale SM deformate axial la diferite temperaturi de testare	91
3.11.	Imagini microstructurale ale SM cu zona marginală (a-d) și centrală (e-h) la diferite temperaturi	92
3.12.	Variația tensiunii de curgere cu temperatura pentru SM solicitate axial. Tranziția fragil → ductil	93
3.13.	Curbele axiale tensiune-deformație (a) și energie de absorbție-deformație (b) ale spumelor metalice la	
	diferite temperaturi de testare	94

3.14.	Variația energiei de absorbție a SM cu temperatura de testare pentru diferite regiuni ale curbei tensune-	
	deformație. Încărcare axială	95
3.15.	Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru SM solicitate axial	96
3.16.	Variația eficienței energetice la densificare cu temperatura pentru SM solicitate axial	97
3.17.	Curbele radiale fortă-deplasare ale spumelor metalice. Influența temperaturii	98
3.18.	Variația forței de curgere, platou și densificare cu temperatura pentru SM solicitate radial	99
3.19.	Imagini macroscopice cu procesul de deformare radială a SM la 25°C	100
3.20.	Imagini microstructurale ale spumelor metalice testate la diferite temperaturi. Încărcare radială	101
3.21.	Curbele radiale energie de absorbție-deplasare ale spumelor metalice. Influența temperaturii	102
3.22.	Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru SM solicitate radial	103
3.23.	Curbele forță-deplasare a SM la diferite temperaturi de testare. Comparație axial-radial	104
3.24.	Zona de contact dintre epruveta cilindrică din SM și plăcile de încărcare ale mașinii de testat la	
	compresiune: încărcare axială (a) și încărcare radială (b)	105
3.25.	Variația proprietăților mecanice cu temperatura de testare a SM. Comparație axial-radial	106
3.26.	Curbele energie de absorbție-deplasare a SM la diferite temperaturi. Comparație axial-radial	108
3.27.	Variația energiei de absorbție-deplasare a SM la diferite temperaturi. Comparație axial-radial	109
3.28.	Variația energiei de absorbție la densificare a SM cu temperatura. Comparație axial-radial	110
3.29.	Structura SM în funcție de direcția de încărcare: direcția X (a), Y (b) și Z (c)	112
3.30.	Epruveta cubică din SM împreună cu direcțiile de încărcare	113
3.31.	$Curbele \ tensiune-deforma \\ tie \ (a, c, e) \\ si \ energie \ de \ absorb \\ tie-deforma \\ tie \ (b, d, f) \ ale \ SM \ pentru \ diferite$	
	direcții de încărcare (X-LD, Y-LD și Z-LD). Influența temperaturii	114
3.32.	$Curbele \ tensiune-deforma \\ \ ie \ (a, \ c, \ e) \ \\ \ si \ energie \ de \ absorb \\ \ tie-deforma \\ \ tie \ (b, \ d, \ f) \ ale \ SM \ pentru \ diferite$	
	temperaturi de testare (-196, 25 și 250°C). Influența direcției de încărcare	115
3.33.	Imagini macroscopice cu procesul de deformare al SM, la 25°C, în funcție de direcțiile de încărcare	117
3.34.	Distribuția celulelor în structura SM pentru direcțiile de încărcare X-LD (a), Y-LD (b) și Z-LD (c)	118
3.35.	Curba tensiune-deformație (a) și variația amplitudinii tensiunii cu temperatura de testare (b) pentru	
	spumele metalice. Influența direcției de încărcare	120
3.36.	Modificarea Procentuală Relativă a tensiunii de curgere (a), tensiunii de platou (b), tensiunii de	
	densificare (c) și energiei de absorbție (d) în funcție de temperatura de testare și direcția de încărcare	121
3.37.	Evaluarea statistică a microstructurii unei epruvete semicilindrice din SM cu densitatea de 0,41 g/cm ³ :	
	distribuția porilor (a), diametrul mediu (b), raportul de aspect (c) și orientarea porilor (d)	124
3.38.	Structura SM cu densitatea de 0,41 g/cm ³ (a) și distribuția locală a densității în benzi perpendiculare	
	pe direcția de încărcare (b), respectiv în suprafețe (c)	124
3.39.	Epruveta cilindrică din SM cu înveliș de suprafață (a), împreună cu cele două jumatăți ale epruvetei	
	obținute prin tăierea cu un plan în lungul axei longitudinale (b, c)	125
3.40.	Structura celulară a SM pentru trei densități diferite: 0,35 (a), 0,42 (b) și 0,55 (c) g/cm ³	126
3.41.	Curbele tensiune-deformație la compresiune cvasi-statică (a) și dinamică (b) ale SM	127
3.42.	Curbele tensiune-deformație ale SM la compresiune. Comparație cvasi-static – dinamic	127
3.43.	Imagini macroscopice cu procesul de deformare al SM testate cvasi-static la compresiune	130
3.44.	Variația tensiunilor dinamice ($\sigma_{20\%,d}$ și $\sigma_{50\%,d}$) funcție de tensiunile statice ($\sigma_{20\%,cs}$ și $\sigma_{50\%,cs}$)	131

3.45.	Pregătirea SM pentru analiza DIC: structura inițială a SM (a), umplerea celulelor SM cu plastilină (b),	
	obținerea prin pulverizare a unui model aleatoriu (c) și înregistrarea procesului de deformare (d)	132
3.46.	Detaliu cu stagiile specifice ale curbei forță-deplasare la compresiune	133
3.47.	Modelul stochastic (a), hărțile de deformare ale suprafețelor în diferite etape ale istoricului de încărcare	
	împreună cu secțiunile investigate și deformația procentuală (b), și distribuția majoră a deformațiilor	
	pe înălțimea epruvetei (c) pentru șapte stagii diferite de încărcare	134
3.48.	Placă din spumă metalică (a) și epruvete disc prelevate din placă (b)	138
3.49.	Microstructura spumelor de aluminiu investigate pentru diferite densități: 0,433 (a), 0,453 (b), 0,469	138
	(c), 0,504 (d), 0,540 (e) și 0,688 (f) g/cm ³	
3.50.	Imagine de ansamblu cu interfața și elementele componente ale dispozitivului de testare RFDA	139
3.51.	Epruvete utilizate în cadrul RFDA: epruvetă rectangulară (a), epruvetă disc (b) și bară cilindrică (c)	140
3.52.	Punctele de impuls (X1 și X2), senzoriale (S1 și S2) și de suport (S) pentru prima și a doua vibrație	
	naturală în epruvetele disc	140
3.53.	Primul (a) și al doilea (b) mod de rezemare pentru epruveta disc	141
3.54.	Variația coeficientului lui Poisson cu porozitatea spumelor din aluminiu pur, împreună cu modelul	
	liniar și modelul legii puterii	144
3.55.	Variația modulului lui Young normalizat funcție de densitatea relativă a spumelor din aluminiu pur.	
	Linia trasată este modelul legii puterii cu $R^2 = 0.982$, $f_E = 1,72 \pm 0,10$	145
4.1.	Structura de rezistență a unui autoturism	149
4.2.	Secțiuni umplute cu diverse tipuri de materiale celulare (spumă metalică, plută aglomerată, oțel	
	croșetat, fagure de aluminiu, spumă poliuretanică și lufă)	150
4.3.	Epruvetele TG (a), SM (b) și TUS (c) utilizate în cadrul programului experimental	152
4.4.	Curbele axiale tensiune-deformație ale tuburilor goale. Influența temperaturii	154
4.5.	Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime și densificare cu temperatura pentru TG solicitat axial	156
4.6.	$Variația \ deformațiilor \ \epsilon_t, \ \epsilon_p, \ \epsilon_{min}, \ \epsilon_D \ cu \ temperatura \ de \ testare \ pentru \ TG \ solicitat \ axial$	156
4.7.	Imagini macroscopice cu deformarea TG, la 25°C, sub încărcări de compresiune axială	157
4.8.	Imagini macro- (a, b) și micro-structurale (c-g) ale TG testate la diferite temperaturi. Încărcare axială	158
4.9.	Curbele axiale energie de absorbție-deformație ale TG. Influența temperaturii	160
4.10.	Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru TG solicitat axial	161
4.11.	Curbele axiale tensiune-deformație ale tuburilor umplute cu spumă. Influența temperaturii	161
4.12.	Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime, densificare cu temperatura pentru TUS solicitat axial	162
4.13.	$Variația \ deformațiilor \ \epsilon_t, \ \epsilon_p, \ \epsilon_{min}, \ \epsilon_D \ cu \ temperatura \ de \ testare \ pentru \ TUS \ solicitat \ axial$	163
4.14.	Imagini macroscopice cu deformarea TUS, la 25°C, sub încărcări de compresiune axială	164
4.15.	Imagini macro (a) și microstructurale (b-g) ale TUS testate la diferite temperaturi. Încărcare axială	165
4.16.	Curbele axiale energie de absorbție-deformație ale TUS. Influența temperaturii	167
4.17.	Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura de testare pentru TUS solicitate axial	167
4.18.	Curbele axiale tensiune-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS	168
4.19.	Variația tensiunilor de tranziție, platou, minime și densificare cu temperatura de testare pentru	
	solicitarea axială. Comparație TG-TUS	169
4.20.	$Variația \ deformațiilor \ \epsilon_t, \ \epsilon_p, \ \epsilon_{min}, \ \epsilon_D \ cu \ temperatura \ pentru \ solicitarea \ axială. \ Comparație \ TG-TUS$	170

4.21.	$Variația \ amplitudinii \ tensiunii \ (\sigma_{ds}) \ cu \ temperatura \ pentru \ TG \ și \ TUS. \ \hat{I}ncărcare \ axială \ \ldots \ $	171
4.22.	Variația diferenței maxime $\Delta \sigma_p$ cu temperatura pentru încărcarea axială	171
4.23.	Secțiuni transversale ale epruvetelor (a-d), fisuri propagate în pliurile TG (e-h) și TUS (i-l)	172
4.24.	Curbele axiale energie de absorbție-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS	173
4.25.	$Variația axială a energiei de absorbție la densificare (EA_D) cu temperatura. Comparație TG-TUS \dots \dots$	174
4.26.	Variația axială a raportului energiei de absorbție (ΔEA) cu temperatura	174
4.27.	Curbele radiale forță-deplasare ale tuburilor goale. Influența temperaturii	175
4.28.	Variația forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura pentru TG solicitate radial	177
4.29.	Variația deplasării la densificare cu temperatura pentru TG solicitate radial	177
4.30.	Imagini macroscopice cu deformarea TG, la 25°C, sub încărcări de compresiune radială	178
4.31.	Imagini microstructurale ale TG testate la diferite temperaturi. Încărcare radială	179
4.32.	Curbele radiale energie de absorbție-deplasare ale TG. Influența temperaturii	180
4.33.	Variația energiei de absorbție cu temperatura de testare pentru TG încărcate radial	181
4.34.	Curbele radiale forță-deplasare pentru tuburile umplute cu spumă. Influența temperaturii	182
4.35.	Variația forței de curgere, platou și densificare a TUS cu temperatura de testare	183
4.36.	Variația deplasării la densificare cu temperatura pentru TUS solicitate radial	184
4.37.	Imagini macroscopice cu deformarea TUS, la 25°C, sub încărcări de compresiune radială	184
4.38.	Imagini microstructurale ale TUS testate la diferite temperaturi. Încărcare radială	185
4.39.	Curbele radiale energie de absorbție-deplasare pentru TUS. Influența temperaturii	186
4.40.	Variația energiei de absorbție la densificare cu temperatura pentru TUS încărcate radial	187
4.41.	Curbele radiale tensiune-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS	188
4.42.	Variația forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura de testare pentru solicitarea radială.	
	Comparație TG-TUS	189
4.43.	Variația diferenței procentuale a forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura de testare	
	pentru încărcarea radială	190
4.44.	Variația rapoartelor forțelor de curgere, platou și densificare cu temperatura. Încărcare radială	191
4.45.	Modurile de deformare ale TG (a) și TUS (b) sub încărcări radiale de compresiune	192
4.46.	Curbele radiale energie de absorbție-deformație la diferite temperaturi. Comparație TG-TUS	193
4.47.	Variația radială a energiei de absorbție a TG și TUS. Influența temperaturii	194
4.48.	Variația radială a raportului energiei de absorbție (ΔEA) cu temperatura	195

Anexa 2 – Listă Tabele

Tab.	Descriere tabel	Pag.
1.1.	Distribuția pe categorii de publicații a lucrărilor candidatului din perioada 2011-2021	31
1.2.	Statisticile candidatului în bazele de date Web of Science și Scopus	31
3.1.	Proprietățile mecanice ale spumelor metalice la diferite temperaturi de testare. Încărcare axială	87
3.2.	Valorile tensiunilor și deformațiilor corespunzătoare punctelor 1 ^M și 1 ^m . Încărcare axială	88
3.3.	Valorile EA pentru fiecare zonă caracteristică a curbelor tensiune-deformație. Încărcare axială	96
3.4.	Valorile η pentru fiecare zonă caracteristică a curbelor tensiune-deformație. Încărcare axială	97
3.5.	Proprietățile mecanice ale spumelor metalice la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială	99
3.6.	Valorile EA la diferite niveluri ale deformației funcție de temperatura de testare. Încărcare radială	103
3.7.	Proprietățile mecanice ale SM în funcție de direcția de încărcare și temperatura de testare	116
3.8.	Valorile EA la diferite niveluri ale deformației funcție de direcția de încărcare și temperatură	116
3.9.	Proprietățile cvasi-statice ale SM obținute prin metalurgia pulberilor. Influența densității	128
3.10.	Proprietățile dinamice ale SM obținute prin metalurgia pulberilor. Influența densității	128
3.11.	Valorile tensiunilor $\sigma_{20\%}$ și $\sigma_{50\%}$ funcție de regimul de testare și densitatea spumei	131
3.12.	Valorile coeficientului lui Poisson și modulului lui Young pentru spumele din aluminiu pur	143
3.13.	Rezultatele de potrivire pentru datele experimentale utilizând modelele liniar și legea puterii	148
4.1.	Proprietățile mecanice ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare axială	155
4.2.	Proprietățile mecanice ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare axială	162
4.3.	Proprietățile mecanice ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială	176
4.4.	Performanțele EA ale TG la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială	180
4.5.	Proprietățile mecanice ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială	182
4.6.	Performanțele EA ale TUS la diferite temperaturi de testare. Încărcare radială	187

А	Regiunea liniar-elastică din curba tensiune-deformație
A ₁ , A ₂	Articulații plastice fixe
AENDB	Asymmetric Edge Notch Disc Bend
AL	Direcția de încărcare axială
AMS	Advanced Materials and Structures
ANOVA	ANalysis Of VAriance
APM	Advance Pore Morfology
ARACIS	Agenția Română de Asigurare a Calității în Învățământul Superior
ARMR	Asociația Română de Mecanica Ruperii
ARTENS	Asociația Română de Tensometrie
ASCB	Asymmetric-Semi-Circular Bend
AU	Aalborg University
b	Constantă calculată pentru valoarea coeficientului lui Poisson
В	Regiunea de platou din curba tensiune-deformație
B_1, \ldots, B_4	Articulații plastice mobile
BDI	Baze de Date Internaționale
С	Regiunea de densificare din curba tensiune-deformație
CaCO ₃	Carbonat de calciu
CCP3D	Componente Compozite Printate 3D
CEM	Center for Experimental Mechanics
CFRP	Polimeri armați cu fibră de carbon (Carbon-fiber-reinforced polymers)
CI	Cavități intracelulare sau micropori
CN	Cerc nodal
CNATDCU	Consiliului Național de Atestare a Titlurilor, Diplomelor și Certificatelor Universitare
СО	Monoxid de carbon
CO ₂	Dioxid de carbon
CPR	Creștere Procentuală Relativă
CP3D	Componente Printate 3D
СТ	Temperatură de criogenare
CTS	Compact Tension-Shear
CTST	Compact Tension-Shearing and Tearing
CUC	Calculul Utilajului Chimic
CV	Campus Virtual
d	Diametrul epruvetei
D	Diametrul discului
De	Diametrul exterior al tubului
D _i	Diametrul interior al tubului

Anexa 3 – Notații, abrevieri, acronime

DIC	Corelare digitală a imaginilor (Digital Image Correlation)
D_p	Diametrul aparent al porilor
DPPD	Departamentul pentru Pregătirea Personalului Didactic
DS	Deviația standard
D ₅₀	Diametrul granulației agentului de spumare
Е	Modulul de elasticitate longitudinal al spumei metalice
E ₁ , E ₂	Primul, respectiv al doilea calcul al modulului lui Young
EA	Energia de absorbție
EA _{AL}	Energia de absorbție corespunzătoare încărcării axiale
EA _d	Energia absorbită pe zona de densificare
EA _D	Energia de absorbție la densificare
EA _{D,AL}	Energia de absorbție la densificare corespunzătoare încărcării axiale
EA _{D,RL}	Energia de absorbție la densificare corespunzătoare încărcării radiale
EA _{le}	Energia absorbită pe zona liniar-elastică
$\mathrm{EA}_{\mathrm{pl}}$	Energia absorbită pe zona platoului
EA _{RL}	Energia de absorbție corespunzătoare încărcării radiale
EA _{TG}	Energia de absorbție a tubului gol
EA _{TUS}	Energia de absorbție a tubului umplut cu spumă
EA50%	Energia de absorbție calculată până la o deformație de 50%
EE	Ingineria Sistemelor Electroenergetice
EECAM	East Europe Conference on Additively Manufactured Materials
E _m	Modulul de elasticitate al matricei
ENDB	Edge Notch Disc Bend
ESIF	Equivalent Stress Intensity Factor
ESIS	European Structural Integrity Society
ET	Electrotehnică
EUPA	Examinare cu ultrasunete prin metoda Phased Array
F	Forța
FDM	Modelarea Depunerii Fuzionate (Fused Deposition Modeling)
\mathbf{f}_{E}	Exponent caracteristic pentru dependența legii puterii de modulul lui Young
FIM	Funamente de Inginerie Mecanică
FIMSM	Fundamente de Inginerie Mecanică și Solicitări Mecanice
F _D	Forța de densificare (forța corespunzătoare deplasării la densificare)
\mathbf{f}_{i}	Frecvența rezonantă de interes
F_1, f_2	Prima și a doua frecvență de rezonanță naturală a discului
F_{pl}	Forța de platou
$F_{pl,AL}$	Forța de platou corespunzătoare încărcării axiale
F _{pl,RL}	Forța de platou corespunzătoare încărcării radiale
\mathbf{f}_{v}	Exponent caracteristic pentru coeficientul lui Poisson
F_y	Forța de curgere

$F_{y,AL}$	Forța de curgere corespunzătoare încărcării axiale
$F_{y,RL}$	Forța de curgere corespunzătoare încărcării radiale
F _{20%}	Forța corespunzătoare unei deformații de 20%
F _{40%}	Forța corespunzătoare unei deformații de 40%
G	Modulul de elasticitate transversal la forfecare
Gmax	Maximum Energy Release Rate
h	Înălțimea epruvetei
HT	Temperatură ridicată
H-index	Indicele Hirsch
IA	Ingineria Autovehiculelor
IC	Inginerie Chimică
ICMMSE:IR	Int. E-Conference on Mechanical and Material Science Engineering: Innovation and Research
IET	Tehnica excitării prin impuls (Impulse Excitation Technique)
IF	Factor de impact (Impact Factor)
IM	Inginerie Mecanică
IMA	Inginerie Mecanică Avansată
IMed	Ingineria Mediului
IMF	Ingineria Materialelor și Fabricației
IMMM	Institute of Materials and Machine Mechanics
INCEMC	Institutul Național de Cercetare-Dezvoltare pentru Electrochimie și Materie Condensată
IPA	Ingineria Produselor Alimentare
IT	Ingineria Transporturilor
IUST	Iran University of Science and Technology
Ki	Factorul geometric pentru frecvența rezonantă
K_1, K_2	Primul și al doilea factor geometric natural
LN	Azot lichid (Liquid Nitrogen)
LUT	Lublin University of Technology
m	Masa epruvetei
MCCA	Materiale Compozite. Caracterizare și Aplicații
MCME	Mechanical, Chemical and Material Engineering
MEIM	Metode Experimentale în Inginerie Mecanică
MFS	Metallic Foam Shell
MgCa(CO ₃) ₂	Dolomit
MgH_2	Hidrură de magneziu
MI	Microfisuri interioare
MIAIA	Mașini în Industria Alimentară și Industria Agricolă
MP	Microfisuri periferice
MPERR	Maximum Potential Energy Release Rate
MPR	Modificarea Procentuală Relativă
MRM	Mecanică și Rezistența Materialelor

MSHP	Mașini și Sisteme Hidraulice și Pneumatice
MTS	Maximum Tangential Stress
NTNU	Norwegian University of Science and Technology
NT2F	New Trends in Fatigue and Fracture
Р	Porozitate
PA	Plută aglomerată
PAC	Plută Aglomerată Compozită
PC	Plută colmatată
PCCL	Polymer Competence Center Leoben
PCE	Proiect de cercetare exploratorie
PIC	Pori izolați comprimați
PIR	Spumă de poliizocianurat
PN	Plută naturală
POSDRU	Programul Operațional Sectorial Dezvoltarea Resurselor Umane
PS	Pereții subțiri ai celulelor
Pt	Punct de tranziție
r	Raza discului
RL	Direcția de încărcare radială
RM	Rezistența Materialelor
RT	Temperatura camerei
R ²	Coeficient de corelare (determinare)
PUR	Spumă Poliuretanică Rigidă
Q1,,Q4	Cuartilă (Quartile)
R _{an}	Raportului de anizotropie
RD	Radiografie digitală
RFDA	Analizor de Frecvență și Amortizare de Rezonanță (Resonant Frequency&Damping Analyser)
S	Punct de sprijin
SAS	Slovak Academy of Sciences
SC	Structuri Compozite
SED	Strain Energy Density
SEM	Microscop electronic de baleiaj (Scanning Electron Microscopy)
SET	Sisteme și Echipamente Termice
SIRAMM	Eastern European twinning on Structural Integrity and Reliability of Advanced Materials
	obtained through Additive Manufacturing
SITRCN	Sandip Institute of Technology and Research Centre Nashik
SM	Spume Metalice
SMC	Spume Metalice Compozite
SMH	Spume Metalice Hibride
SMR	Spume Metalice Ranforsate
SMS	Spume Metalice Sintactice

SMT	Spume Metalice Tradiționale
SP	Spume Polimerice
SPC	Spume Polimerice Compozite
SPH	Spume Polimerice Hibride
SPR	Scădere Procentuală Relativă
SPS	Spume Polimerice Sintactice
SPT	Spume Polimerice Tradiționale
SU	Semnan University
S0	Secțiune analizată în cazul utilizării corelarii digitale a imaginilor
S1, S2	Puncte senzoriale
t	Grosimea discului
Т	Temperatura de testare
TC	Tomografie computerizată
TIC	Tehnologia Informației și a Comunicațiilor
TG	Tub Gol
${\rm TiH}_2$	Hidrură de titan
T_{m}	Temperatura de topire
TNTU	Ternopil Ivan Pul'uj National Technical University
ТР	Tomografie pulsată
Tt	Temperatura de tranziție
TUS	Tub umplut cu spumă
TUSM	Tub umplut cu spumă metalică
TV	Testare vizuală
UE	Uniunea Europeană
UEFISCDI	Unitatea Executivă pentru Finanțarea Învățământului Superior, a Cercetării, Dezvoltării și
	Inovării
UM	University of Messina
UN	University of Nebraska
UNICA	University of Cagliari
UoN	The University of Newcastle
UPB	Universitatea Politehnica București
UPT	Universitatea Politehnica Timișoara
V	Volumul epruvetei
VIC	Corelarea Video a Imaginilor (Video Image Correlation)
V_p	Volumul porilor
V_{T}	Volumul total
X-LD	Direcția de încărcare dupa axa X
X1, X2	Puncte de impuls
Y-LD	Direcția de încărcare dupa axa Y
Z-LD	Direcția de încărcare dupa axa Z

ZrH_2	Hidrură de zirconiu
1 ^M	Primul punct de maxim din curba tensiune-deformație obținut după regiunea liniar-elastică
1 ^m	Primul punct de minim din curba tensiune-deformație regăsit imediat după punctul 1^{M}
Δ	Deplasare
$\Delta_{\rm D}$	Deplasarea la densificare
$\Delta_{D,AL}$	Deplasarea la densificare corespunzătoare încărcării axiale
$\Delta_{D,RL}$	Deplasarea la densificare corespunzătoare încărcării radiale
ΔΕΑ	Raportul de absorbție a energiei
Δ_{y}	Deplasarea la curgere corespunzătoare primului punct de maxim 1 ^M
Δε	Amplitudinea deformației
$\Delta \sigma$	Amplitudinea tensiunii
3	Deformație
ε _D	Deformația la densificare
ϵ^{M}	Deformația la compresiune corespunzătoare primului punct de maxim 1 ^M
ε ^m	Deformația la compresiune corespunzătoare primului punct de minim 1 ^m
ε _t	Deformația corespunzătoare tensiunii de tranziție σ_t
ε _y	Deformația corespunzătoare punctului de curgere
η	Eficiența energiei de absorbție
η_d	Eficiența energiei de absorbție pentru zona de densificare
$\eta_{\rm D}$	Eficiența energetică la densificare
η_{le}	Eficiența energiei de absorbție pentru zona liniar-elastică
$\eta_{\rm pl}$	Eficiența energiei de absorbție pentru zona de platou
$\eta_{50\%}$	Eficiența energiei de absorbție pentru o deformație de 50%
ν	Coeficientul lui Poisson
ν_0	Coeficientul lui Poisson al fazei solide (matricei materialului)
ρ	Densitate
σ	Tensiune
σ_{D}	Tensiunea la densificare (tensiunea corespunzătoare deformației la densificare)
$\sigma^{\rm M}$	Tensiunea la compresiune corespunzătoare primului punct de maxim 1^{M}
$\sigma^{\rm m}$	Tensiunea la compresiune corespunzătoare primului punct de minim 1 ^m
σ_{max}	Rezistența la compresiune
σ_{pl}	Tensiunea de platou
σ_t	Tensiunea de tranziție (regăsită în partea superioară a regiunii liniar-elastice)
σ_y	Tensiunea de curgere sau rezistența la compresiune
σ _{20%}	Tensiunea corespunzătoare unei deformații la compresiune de 20%
σ _{20%,cs}	Tensiunea cvasi-statică corespunzătoare unei deformații la compresiune de 20%
σ 50%,cs	Tensiunea cvasi-statică corespunzătoare unei deformații la compresiune de 50%
	l de la constante de

$\sigma_{20\%,d}$	Tensiunea dinamică corespunzătoare unei deformații la compresiune de 20%
$\sigma_{50\%,d}$	Tensiunea dinamică corespunzătoare unei deformații la compresiune de 50%
$\sigma_{40\%}$	Tensiunea corespunzătoare unei deformații la compresiune de 40%
σ _{50%}	Tensiunea corespunzătoare unei deformații la compresiune de 50%

Anexa 4 – Lista a 10 publicații științifice relevante

Informațiile relevante precum "factorul de impact (IF)", "cuartila (Q)" și "domeniul" ale fiecarui Jurnal sunt furnizate pentru anul în care lucrarea a fost publicată.

Lucrările din "Lista a 10 publicații științifice relevante" sunt încadrate în *cuartila Q1 (zona roșie)*, iar candidatul este *prim autor* sau *autor corespondent* în toate articolele.

Cele 10 lucrări (publicații) selectate, considerate a fi relevante pentru realizările științifice, academice și profesionale care susțin activitățile prezentate în teza de abilitare, sunt următoarele:

- [1] E. Linul (Autor corespondent), D. Pietras, T. Sadowski, L. Marşavina, D.K. Rajak, J. Kovacik (2021) Crashworthiness performance of lightweight Composite Metallic Foams at high temperatures, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (ISSN: 1359-835X), 149, 106516, doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106516 (WOS: 000689332300002), IF₂₀₂₀=7,664 (Q1 Materials Science, Composites).
- [2] E. Linul (Autor corespondent), O. Khezrzadeh (2021) Axial crashworthiness performance of foambased composite structures under extreme temperature conditions, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 271, 114156, doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114156 (WOS: 000663802700012), IF₂₀₂₀=5,407 (Q1 – Mechanics).
- [3] N. Movahedi, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Radial crushing response of ex-situ foam-filled tubes at elevated temperatures, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 277, 114634, doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114634 (WOS: 000703117500002), IF₂₀₂₀=5,407 (Q1 Mechanics).
- [4] D.K. Rajak, E. Linul (Autor corespondent) (2021) Crushing response of Composite Metallic Foams: Density and High Strain Rate effects, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 871, 159614, doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159614 (WOS: 000645004000010), IF₂₀₂₀=5,316 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [5] G. Epasto, F. Distefano, L. Gu, H. Mozafari, E. Linul (Autor corespondent) (2020) Design and optimization of Metallic Foam Shell protective device against flying ballast impact damage in railway axles, *Materials & Design* (ISSN: 0264-1275), 196, 109120, doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109120 (WOS: 000588266900001), IF₂₀₂₀=7,991 (Q1 Materials Science, Multidisciplinary).

- [6] E. Linul (Autor corespondent), D. Lell, N. Movahedi, C. Codrean, T. Fiedler (2019) Compressive properties of Zinc Syntactic Foams at elevated temperatures, *Composites Part B-Engineering* (ISSN: 1359-8368), 167, 122-134, doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.12.019 (WOS:000465060200013), IF₂₀₁₉=7,635 (Q1 Materials Science, Composites).
- [7] E. Linul (Autor corespondent), L. Marşavina, P.A. Linul, J. Kovacik (2019) Cryogenic and high temperature compressive properties of Metal Foam Matrix Composites, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 209, 490-498, doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.11.006 (WOS: 000454690700042), IF₂₀₁₉=5,138 (Q1 Mechanics).
- [8] D.K. Rajak, N.N. Mahajan, E. Linul (Autor corespondent) (2019) Crashworthiness performance and microstructural characteristics of foam-filled thin-walled tubes under diverse strain rate, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 775, 675-689, doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.160 (WOS: 000450981100080), IF₂₀₁₉=4,650 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [9] E. Linul (Autor corespondent), N. Movahedi, L. Marsavina (2018) The temperature and anisotropy effect on compressive behavior of cylindrical closed-cell aluminum-alloy foams, *Journal of Alloys and Compounds* (ISSN: 0925-8388), 740, 1172-1179, doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.102 (WOS: 000425494200138), IF₂₀₁₈=4,175 (Q1 Metallurgy & Metallurgical Engineering).
- [10] E. Linul (Autor corespondent), N. Movahedi, L. Marsavina (2017) The temperature effect on the axial quasi-static compressive behavior of ex-situ aluminum foam-filled tubes, *Composite Structures* (ISSN: 0263-8223), 180, 709-722, doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.08.034 (WOS: 000410632800057), IF₂₀₁₇=4,101 (Q1 Materials Science, Composites).

Lucrarea [1]

Composites: Part A 149 (2021) 106516



Crashworthiness performance of lightweight Composite Metallic Foams at high temperatures

Emanoil Linul^{a,}, Daniel Pietras^b, Tomasz Sadowski^b, Liviu Marşavina^a, Dipen Kumar Rajak^c, Jaroslav Kovacik

Departament of Mechanics and Strength of Materials, Politebnica University of Timisoara, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoaru, Romania

Department of Solid Mechanics, Lublin University of Technology, Nadhystrzycka 38, 20-618 Lublin, Poland

¹ reputmenta (j. South McChaulus), Labora Ourseng (j. 1997). ² Department of Mechanical Engineering, Sandip Institute of Technology and Research Centre, Nashki, MH 422213, India ⁴ Institute of Materials and Machine Mechanics, Slovak Academy of Sciences, Dúbravská cesta 9, 845-13 Bratislava, Slovak Republic

ARTICLEINFO

Keywords: Composite metallic foams Compressive properties High temperatures Collapse mechanisms

ABSTRACT

Based on their special stochastically distributed pores, Composite Metallic Foams (CMFs) represent a promising alternative to the conventional high-density solid structures. However, due to their high sensitivity to temp ature changes, the effect of testing temperature on the compression behaviour of CMFs should not be neglected. In this paper, the compressive response of expanded metal mesh (EMM) reinforced metallic foams, manufactured by powder metallurgical route, were evaluated under impact tests (strain rate 95 s⁻¹) as a function of testing temperature (i.e. 25, 75, 150, 250 and 350 °C). The impact properties of high-strength CMFs including strength properties and energy absorption performances, are measured and compared with those obtained under quasi-static (strain rate $5.77 \cdot 10^{-3} s^{-1}$) loading conditions. The effect of EMM reinforcements on the CMFs properties and collapse mechanisms at the cell-level were discussed according to the testing temperature. The deformation behaviour of the lightweight CMFs was found to be strongly temperature-dependent, highlighting a brittle-toductile transition with increasing testing temperature. Finally, based on the quasi-static experimental results, empirical formulae are proposed to predict the impact properties of newly-developed CMFs, i.e. compression strength and energy absorption.

1. Introduction

High-performance engineering materials that can withstand high operating temperatures, without failure or damage, are required for a wide range of critical structural engineering applications in various industries [1-3]. Following the continuous demand for reducing the weight of the structural components, the bio-inspired cellular materials with metallic [4-6], polymeric [7-9] or ceramic [10,11] matrix represent a promising alternative to the conventional high-density solid structures (e.g. steel, aluminium, etc.). Compared to other types of cellular materials [12,13], metallic foams (MFs) are excellent candidates for this purpose due to their unique properties - high stiffness-to-weight ratio, high ability to absorb impact energy, good formability and corrosion resistance, recycling potential, etc. - that can be attained by controlling their microstructure or pore distribution [14-16]. Based on their special structure, MFs consist of a 3D network of stochastically distributed pores with the potential to achieve the lightweight

construction and improve the crashworthiness performances. All of these controllable and easily predictable features lead to the use of MFs on a large scale in energy absorptions, impact mitigation and blast protection applications [17,18].

The main use of MFs is under compression loads, and especially under impact conditions [19-21]. Most of the published works on the compressive crushing response were focused on quasi-static loads [22-24], while impact studies are significantly reduced [25-27]. Moreover, the majority of these impact studies were performed at room temperature (RT). However, due to a high sensitivity to temperature changes, the effect of testing temperature (TT) on the compression behaviour of MFs should not be neglected. Linul et al [28,29], Cady et al. [30], Yu [31], Fiedler et al [32], investigated the effect of cryogenic temperatures (CT) on foam properties (compressive strength, σ_{max} and energy absorption, W), under quasi-static testing conditions. Regardless of the type of foam used (regular MFs [28,30], MSFs [32], reinforced MFs [28] or polyurethane foams (PUFs) [29,31]), the authors observed a properties enhancement as TT decreases. For example, Linul et al [28]

* Corresponding author. E-mail address: emanolillinul@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.compe 1.2021.106516

Received 6 February 2021; Received in revised form 27 May 2021; Accepted 3 June 2021 Available online 7 June 2021

Lucrarea [2]

Composite Structures 271 (2021) 114156



Axial crashworthiness performance of foam-based composite structures under extreme temperature conditions

Emanoil Linul^{3,*}, Omid Khezrzadeh^b

^aDepartment of Mechanics and Strength of Materials, Politebnica University of Timisoara, 1 Mihai Viteazu Ävenue, 300.222 Timisoara, Romania ^b Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Sennan University, 35131-19111 Sennan, Iran

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Keywords: Grashworthiness performance Aluminum Joam-filled tubes Temperature effect Collapse mechanisms Mechanical properties Due to their unique properties, metal foams can be used under extreme temperature conditions. To this end, this paper investigates the influence of temperature (-196, -25, 25 and 250 °C) on the axial crashworthiness performance of foam-based composites. The composite structures are made of aluminum thin-walled circular tubes, filled with aluminum alloy (A356) foam. It is found that the highest mechanical characteristics are obtained at the cryogenic temperature (-196 °C) due to the hardening behaviour of the matrix material in both foam and tube. Contrary, the softening behaviour of the matrix material at high temperature (250 °C) decreases the mechanical properties of the composite material. Between two extreme temperatures, a transition from brittle-to-ductile deformation occurs. The deformation transition is observed both on the stress-strain curves (gradual reduction of oscillations of the plateau region) and the macroscopic images of the compressed samples (changing the crushing mode from non-axisymmetric < Dianond > to axisymmetric < Concertina >). Moreover, due to the foam-tube interaction effect, the experimental results show that the quasi-static compressive behavior and collapse mechanisms of the composite structures has considerably improved (over 50% in some cases). Furthermore, the strength properties and energy absorption performances of the foam filled tube shows significantly higher values (almost double) compare to empty one.

1. Introduction

In recent years, cellular materials such as metallic [1-3] and polymeric [4-6] foams have gained applications in almost all engineering fields. Their application in different industries is directly related to their cellular structure [7-9]. Compared to fully dense solid materials [10-12], foams [13-15] highlights many advantages, among which the most important are: lightness, high compression strengths combined with good energy absorption performances and large deformations (up to about 60-70% strain) at almost constant stress. All these performances are governed by their main collapse mechanisms during compression deformation. Compared to polymeric foams (PFs) [16-18], metallic foams (MFs) are stronger and stiffer. They also show higher amounts of energy absorption under compressive loadings. Their structure is also more resistant to temperature, ultraviolet (UV) radiations, humidity and fire. Due to these features, closed-cell MFs are predominantly used for structural applications such as weight-saving and impact-absorbing in automobile industry. On the other hand, the open-cell MFs are ideal for functional applications such as filtration, damping, catalysis, heat exchange and medical implants [19–21]. In general, the applicability of the MFs is directly related to their manufacturing process. Different manufacturing techniques show significant effects on the mechanical, physical or thermal properties of the foams [22–24].

Over the years, many teams of researchers have characterized experimentally (25-27), numerically [28-30] and analytically (31,32) MFs obtained through various production processes. Most characterizations of MFs were performed under compressive loadings at room temperature (-25 °C) [33-35]. This type of investigation was also used for newly developed metallic syntactic foams (MSFs) [36-38]. However, some researchers have investigated the compressive behavior of MFs [39-41] and MSFs [42,43] at elevated temperatures (range 25-550 °C). All these researchers concluded a decrease in the investigated mechanical properties of the MFs due to softening of their metallic matrix at high temperatures.

Furthermore, only a few papers are related to the investigation of the compressive behavior of MFs at sub-zero temperatures [44-46]. Khezrzadeh et al [44] investigated the anisotropic compressive

Corresponding author, E-mail address: cmanoil.ionilorapi.com (E. Linid).

https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114156 Received 11 January 2021; Revised 13 May 2021; Accepted 21 May 2021 Available online 24 May 2021

0263-8223/© 2021 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Lucrarea [3]

Composite Structures 277 (2021) 114634



Radial crushing response of *ex-situ* foam-filled tubes at elevated temperatures

Nima Movahedi^{**}, Emanoil Linul^b,

^b Centre for Mass and Thermal Transport in Engineering Materials, School of Engineering, The University of Newcastle, Callaghan, NSW 2308, Australia ^b Politehnica University of Timisoara, Department of Mechanics and Strength of Materials, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoara, Romania

ARTICLE INFO

Keywords: Closed-cell aluminum foam Foam-filled tubes Radial compression Energy absorption Mechanical properties Testing temperature

ABSTRACT

The current research investigates the mechanical properties and deformation mechanisms of foam-based composites under radial compressive loadings at different temperatures between 25 to 450 °C. The radial compression tests are performed at 10 mm·min⁻¹ on aluminum foams (AFs), empty tubes (ETs) and foam-filled tubes (FTs) within a beating chamber. The obtained force-displacement curves are analyzed to investigate the main mechanical properties of the samples such as yield, plateau and densification forces. The deformation mechanism of each individual component is studied at room temperatures. According to obtained results, the radial compression of AFs does not show any shear failure in the early stages of their deformation at room temperature. Instead, the shearing delays at higher displacement during the radial loading of AFs. In addition, unlike axial loadings, the radial compression of the FTs does not progress through successive folding at all rested temperatures. The interaction effect between tubes and foams is observed at all testing temperatures, highlighting a maximum at temperatures close to room temperature. The mechanical properties of FFTs outperform the AFs and ETs. However, at temperatures close to melting point of AF; there is no significant difference in energy absorption capacity of the FFTs and ETs.

1. Introduction

Advanced composite structures, which consist of a lightweight core and high-strength cover/skin that are made of either metal matrix or composite materials, have received increasing attention from researchers around the world [1,2]. Metallic foams are considered as one of the promising energy absorber materials in automobile and structural industries [3]. Their porous structures give them an ability to absorb a considerable amount of energy under compressive loading conditions [4]. According to pore morphology, they are conventionally classified in closed or open [5,6] cell structures. However, other groups such as metal syntactic foams [7 9], auxetic structures [10] and additively manufactured metals [11] have been considered as a class of metallic foams in recent years. The closed-cell aluminum foams (AFs) because of their high strength to weight ratio are more favorable in applications such as railway [12] and buildings [13]. Due to their broad spectrum of application, their mechanical properties were characterized under different loading velocities [14,15]. In addition, different structural combinations of metallic foams with metallic tubes such as foam-filled tubes (FFTs) [16-18] and tube-filled foams (TFFs) [19] are investigated. Different

research studies on FFTs confirmed their higher energy absorption capability due to the interaction effects between individual components (metallic foam and tube). In [20], the bending properties of an aluminum alloy tube filled with different types of low-cost cellular metal fillers was investigated. To this end, advanced pore morphology (APM) foam, hybrid APM foam and Metallic hollow spheres were selected as the core materials. Three-point bending tests were performed on the structures under quasi-static and dynamic loading conditions. Then, the results were compared with in-situ and ex-situ closed-cell aluminum alloy foams. The results indicated the higher peak load for ex-situ FFTs and hybrid APM structures. In addition, it was shown that the APM, metallic hollow sphere structures and in-situ FFTs behave ductile with a predictable deformation mode. Duarte et al. [21] manufactured a very thinwalled aluminum alloy tubes filled with aluminum alloy foam using powder metallurgy technique. The manufactured in-situ FFTs were then compressed axially at quasi-static and dynamic loading modes. It was shown that the strong metallic bonding between the foam core and aluminum tube enhanced the mechanical performance of the in-situ FFTs. The tube wall thickness also influenced the deformation and failure mode of the FFTs. The specific energy absorption of the FFT using

* Corresponding authors.

E-mail addresses: mma.movihedi@non.edu.au (N. Movahedi), emanoil.linid@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114634

0263-8223/© 2021 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Received 22 March 2021; Received in revised form 16 August 2021; Accepted 2 September 2021 Available online 8 September 2021

Lucrarea [4]

Journal of Alloys and Compounds 871 (2021) 159614



Contents lists available at ScienceDirect

Journal of Alloys and Compounds

journal homepage: www.elsevier.com/locate/jalcom

Crushing response of Composite Metallic Foams: Density and High Strain Rate effects

Dipen Kumar Rajak^{a,}, Emanoil Linul^{b,}

^a Department of Mechanical Engineering, Sandip Institute of Technology and Research Centre, Nashik 422213, MH, India ^b Department of Mechanics and Strength of Materials, Politehnica University of Timisoara, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoara, Romania

ARTICLE INFO

Article history: Received 26 February 2021 Received in revised form 18 March 2021 Accepted 21 March 2021 Available online 23 March 2021

Keywords: Composite metallic foams High strain rates Relative density Microstructure Strength and energy absorption properties ANOVA technique

ABSTRACT

The emerging demand for lightweight materials has had an impact in several industries, including biomedical, marine, and space forum applications wherein weight-reduction, impact energy, vibration and noise absorption are mandatory. In this paper, the crushing response of newly developed composite metallic foams (CMFs) with different relative densities (0.289, 0.293, 0.307 and 0.312) were experimentally investigated. As reinforcement, 10 wt% silicon carbide (SiC) particles (size: $20-40 \, \mu$ m) were used, while the foam behavior consisted of microstructure characterization, uniaxial compression tests and statistical analysis. The compressive properties of CMFs were determined using a Split Hopkinson Pressure Bar apparatus over a strain-rates range of $520-1560 \, \text{s}^{-1}$. It was found that the strength properties and energy absorption performance of the manufactured foams are strongly affected by the above-mentioned factors. However, the Analysis of Variance technique showed that the most contributing factor is the strain rate (89.10%), followed in order by the relative density (5.90%) and microstructure (3.10%).

© 2021 Elsevier B.V. All rights reserved.

1. Introduction

In the last 20 years, porous materials such as conventional metal foams (MFs) [1,2], composite metal foams (CMFs) [3,4] and metal syntactic foams (MSFs) [5,6] have shown a great promise for use as a multifunctional material in terms of research and development. Being lightweight materials, metal matrix foams offer remarkable mechanical as well as physical properties [7-9]. Depending on the morphology of the microstructure, the MFs are divided into two main categories: open-cell and closed-cell foams [10-12]. Open-cell MFs have special properties to be used in sound and noise absorption, heat exchangers, filters and many other engineering applications [13-15]. Closed-cell MFs show excellent characteristics in impact or crash applications, especially where high energy absorption is required [16-18]. Due to the deformation mechanisms that occur at the microstructure level, closed-cell MFs have higher energy absorption performances than their solid parent metals [19-21]. The cellular structure of the foams facilitates the direct conversion of impact energy into plastic energy [22-24]. Highlighting such properties that are difficult to achieve for other materials, MFs have been

* Corresponding authors.

E-mail addresses: dipenkumar.rajak@sitrc.org (D.K. Rajak), emanoil.linul@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159614 0925-8388/© 2021 Elsevier B.V. All rights reserved. used as prominent protection measures in crash-box devices, bumpers, roofs, etc. [25–27].

There have been several studies on the strength properties and energy absorption capacities of MFs, CMFs and MSFs [28,29]. Moreover, different methods have been used to manufacture MFs to satisfies the needs of absorbing impact energy with different combinations of alloys (aluminum, magnesium, copper, zinc, titanium, etc.) and additional materials such as foaming agents (TiH2, CaCO3, etc.) or reinforcements (hollow spheres, particles, sheets, bars, etc.) [30-34]. To assess the energy absorption capacity of MFs, compressive loading is used in previous studies. The energy absorption of aluminum foam is directly related to the area obtained under the compressive stress-strain curve. In order to have higher energy absorption performance, the plateau region should be sufficiently widespread. For this purpose, in order to obtain a higher plateau stress level, different methods are considered to harden the MFs, such as fly ash, Carbon Nano-Tubes (CNT), Silicon Particles (SiC), graphene, etc. Deshpande et al. [35] studied the high strain rate (HSR) behavior of two different foams (Alulight and Duocel), and found that its impact properties are quite similar to quasi-static ones. In addition, the authors mentioned that the plateau stress is insensitive to the strain rate. The effect of low strain rate (LSR) and HSR on the mechanical and energy absorption properties of composite MFs was investigated by Tabrizi et al. [36]. Their results show that increasing the loading rate improves the strength of the foams

Lucrarea [5]

Materials and Design 196 (2020) 109120



Contents lists available at ScienceDirect

Materials and Design

journal homepage: www.elsevier.com/locate/matdes

Design and optimization of Metallic Foam Shell protective device against flying ballast impact damage in railway axles



Gabriella Epasto^a, Fabio Distefano^a, Linxia Gu^b, Hozhabr Mozafari^b, Emanoil Linul^{c.*}

^a Department of Engineering, University of Messina, Messina, Italy

b Department of Mechanical Engineering, University of Nebraska-, Lincoln, NE, USA

⁶ Department of Mechanics and Strength of Materials, Politehnica University of Timisoara, Timisoara, Romania

HIGHLIGHTS

GRAPHICAL ABSTRACT

- 100

- A novel Metallic Foam Shell (MFS) protective device against flying ballast impact damage in railway axles is designed.
- By using impact tests and nondestructive evaluation methods, the most optimal MFS configuration is proposed.
- The newly developed MFS device can absorb up to 90% of the initial impact energy with total protection of the axle.
- The suggested MFS device can be effectively evaluated by means of the most common non-destructive techniques.

ARTICLE INFO

Article history:

Received 11 July 2020 Received in revised form 28 August 2020 Accepted 2 September 2020 Available online 03 September 2020

Keywords: Protective sandwich structure Railway axle Ballast impact behaviour Non-destructive evaluation Finite element analysis

1. Introduction

ABSTRACT

Ballast impacts can initiate surface defects that cause abrupt failure of the axle and derailment of the railway vehicle. According to the Federal Railroad Administration the axle and bearing failure costs around 89 million dollars and causes 46 derailments in the US per year (2005–2010). In this study, the authors have suggested a novel protective mechanism (Metallic Foam Shell – MFS) by using a lightweight sandwich panel. At the first step, a preliminary study is conducted, followed up by the numerical simulations to determine the applicable materials. At the next step, experimental tests were performed to assess the efficiency of the suggested device against flying ballast impacts. An extended non-destructive (NDT) evaluation has been performed in order to find the most suitable technique for damage detection of the proposed device when on-service. The studied cases were GFRP and Aluminium sandwich panels, having an aluminium foam core with different densities and thicknesses. The results showed that the MFS can absorb up to 90% of the initial impact energy and significantly decrease the chance of rebounding impact to the other components. Moreover, the results were also analysed in order to propose the most reliable NDT method for this specific application.

© 2020 The Authors. Published by Elsevier Ltd. This is an open access article under the CC BY license (http://

creativecommons.org/licenses/by/4.0/).

Railway axles are known as the most loaded parts in the railway vehicles since they account for about 70% of wagon mass. Axles are

Corresponding author.
 E-mail address: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul).

designed against endurance limit [1]. However, formation of crack and failure significantly decreases their fatigue life, According to the Federal Railroad Administration (FRA) in 2005–2010, the axle and bearing failure costs around 89 million dollars and causes 46 derailments per year in the US [2].

Two main axle failure mechanisms are overheating of the roller bearing, known as 'hot box' [3] and fatigue from sub-surface and surface

https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109120

0264-1275/© 2020 The Authors. Published by Elsevier Ltd. This is an open access article under the CC BY license (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/).

Lucrarea [6]



ARTICLE INFO

Th

Keywords: Quasi-static compression Metallic syntactic foams Expanded perlite/glass particles Temperature dependence Mechanical properties

ABSTRACT

This paper investigates the effect of temperature on the microstructure, failure mechanism and compressive mechanical properties of newly developed ZA27 syntactic foams. Two different types of filler particles are considered, i.e. expanded perlite (P) and expanded glass (G). Metallic syntactic foam (MSF) has been produced via a counter-gravity infiltration process of packed particle beds, followed by controlled thermal exposure. Quasi-static compressive tests were carried out on cylindrical samples at five different in-situ testing temperatures between 25 °C and 350 °C. At all considered temperatures, P-MSF exhibits superior mechanical properties compared to G-MSF. The mechanical properties of both foam types decrease significantly with increasing testing temperature. For comparison, solid ZA27 samples were compressed at the same testing temperatures. Due to microstructural changes, a significant strength degradation of solid ZA27 was observed starting at 100 °C. Comparison of results indicates that the temperature-dependent mechanical properties of P-MSF and G-MSF are strongly controlled by the matrix material. However, the addition of particles decrease the relative reduction of plateau stress and volumetric energy absorption of ZA27 MSF at elevated temperatures.

1. Introduction

Closed-cell porous materials, such as traditional metallic foams (TMFs) [1-4] and metallic syntactic foams (MSFs) [5-8], have gained significant attention in recent years in the context of replacing fully dense solid materials for structural and functional engineering applications [9-11]. Due to their cellular structure (low relative density) and unique ability to tailor mechanical/thermal/physical properties (higher stiffness-to-weight ratios, excellent energy absorption capacity, high vibration absorption, high specific strength etc.), the TMFs and MSFs have found favorable applications in the automotive, aerospace and railway industries [12-14]. A complex three-dimensional interconnected network of solid struts and membranes/plates (cell walls) makes up the foam meso-structure. It shows exclusive capacity to undergo very large deformation (up to 60-70% strain) at an almost constant stress in compression. As a result, these cellular structures are able to dissipate large amount of kinetic energy at low and nearly constant reaction loads [15,16].

The effect of microstructure [17-19], heat treatment [20], particle shape [21], and particle size [22,23] on mechanical/thermal/structural properties and deformation mechanisms of MSFs were investigated by different teams of researchers under static and dynamic loading conditions [24-28]. Kadar et al. [29] presents the analysis of the

compressive deformation mechanisms of hollow ceramic spheres syntactic foams using the acoustic emission technique. Their analysis revealed three dominant deformation mechanisms: plastic deformation of the cell walls, sphere fracture and cell wall collapse. Taherishargh et al. [20] showed that heat treatment enabled a significant improvement of the mechanical properties of aluminum-based MSF. Also, due to their regular positioning and less structural defects, foams containing rounded perlite particles showed higher mechanical strength at a constant density [21]. In addition, the compressive deformation can be controlled by decreasing the particle size resulting in smoother and steeper stress-strain curves [22]. Orbulov [23] investigated the aspect ratio effect of the aluminum matrix syntactic foams specimens on their mechanical properties. He found a higher structural stiffness with increasing aspect ratio. Simultaneously, the fracture strain and the absorbed energy decreased significantly. Al-Sahlani and co-workers [30,31] have investigated the effect of particle size (1-1.4, 2-2.8 and 4-5.6 mm) and particle shrinkage on the structural and compressive mechanical properties of recently developed expanded glass-metal syntactic foams (G-MSF). They found that the elastic stiffness and yield stress increase with particle size, while foams with smaller particles exhibit a near constant plateau stress and therefore a high-energy absorption efficiency. The authors observed that particle shrinkage is widely prevented by limiting the exposure time at high furnace

Corresponding author. E-mail address: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.12.019

Received 22 August 2018; Received in revised form 5 December 2018; Accepted 6 December 2018 Available online 08 December 2018 1359-8368/ © 2018 Elsevier Ltd, All rights reserved.

Lucrarea [7]



Cryogenic and high temperature compressive properties of Metal Foam Matrix Composites



Emanoil Linul^{a,}", Liviu Marşavina[#], Petrică-Andrei Linul^{b,c}, Jaroslav Kovacik^d

¹⁰ Department of Mechanics and Strength of Materials, Politehnica University of Timisoara, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoara, Romania ¹⁰ Faculty of Industrial Chemistry and Environmental Engineering, Politehnica University of Timisoara, 6 Vasile Parvan Blvd, 300 223 Timisoara, Romania ¹⁰ National Institute of Research for Electrochemistry and Condensed Matter, Aurel Paunescu Podeanu Street 144, 300 569 Timisoara, Romania ¹⁰ Institute of Meterials and Machine Mechanics, Slovak Academy of Sciences, Dibravskić esta 9, 845 13 Bratislava, Slovak Republic

ARTICLEINFO

Keywords:

Cryogenic and elevated temperature. Closed-cell alumiaum alloy foams Metal foam matrix composites Compressive mechanical properties Energy absorption capability

ABSTRACT

The cryogenic (-196 °C), room (25 °C) and high (250 °C) temperature compressive crushing performances of recently developed metal foam matrix composites was investigated with respect to the position of reinforcements on foam samples. Closed-cell aluminum alloy foams were produced via powder metallurgical route from AlSi10 matrix material; while diamond shape expanded stainless steel were used as reinforcements. The deformation behavior and main mechanical properties of the unreinforced and reinforced metallic foam was iound to be strongly temperature dependent under quasi-static loading. Reinforced foams at almost the same overall weight of the samples, i.e. up to 11 times. The properties percentage reductions of the collapse mechanisms and mechanical properties of the reinforced foam. Furthermore, it was observed that the collapse mechanisms and mechanical properties of the reinforced foams depends on reinforcement position.

1. Introduction

Conventional Composite Metal Foams (CMFs) [1–4] and recently developed Metal Matrix Syntactic Foams (MMSFs) [5–9] are a new class of advanced composite cellular materials of great interest that can be found in every field of today's engineering world. Their particular porous structure gives them unique mechanical and physical properties that allow a broadening in the range of properties of their solid counterparts [10–12]. The applications of these foamed closed-cell porous materials in advanced composite structures (ACSs) are thus very extensive, while the use of fully dense solid materials have lost slowly their applicability [13–15]. Due to its outstanding energy absorption capabilities, high stiffness-to-weight ratio, good fracture and shear strength and exceptional heat transfer ability, they are of special interest in construction, automotive and aeronautics industries [16–19].

Different lightweight and less expensive ACSs capable of low and high temperature operation are also required for many future space exploration missions (and not only). Some typical cold and hot environmental temperatures, applicable for our Solar System, are: the chilly night side of the Mercury (-180 °C), Moon Titan surface temperature (-180 °C), Moon Europa Icy surface temperature (-188 to -143 °C), Saturn cloud tops mean temperature (-185 °C), Uranus (-195 °C) and Neptune (-200 °C) mean temperatures, Venus atmosphere (150 °C between 40 and 48 km altitude and 325 °C at 18 km altitude), the day side of the Mercury (from 150 °C up to 427 °C with an average of 167 °C), on Venus (from -173 °C to 467 °C) etc. [20,21].

Over the past few decades, extensive studies have been performed exploring porous materials suitability for Earth living conditions applications [22-24], while a very limited number of studies have focused on space extreme exploration conditions [25-27]. Even so, the vast majority of these studies were conducted for closed-cell polymeric foams and open-cell metallic foams (MFs) regarding their thermal performances [28-30]. The main cryogenic characteristics of chopped fiber reinforced polyurethane foams [31,32], polymeric foams [33] and sandwich-type insulation board composed of E-glass/epoxy composite and polymeric foams [34] are reported in the literature under both static and impact loading conditions. Fesmire and co-workers [35] have studied the cryogenic thermal performance of Spray-on foam insulation (SOFI) under large temperature differentials. The authors also address recent advancements and applications of SOFI systems on future launch vehicles and spacecraft. More recently, Dixit and Ghosh [36,37] and Chunhui and co-workers [38] have investigated the thermal conductivity of high porosity open-cell MFs as advanced thermal storage unit at low temperatures. The results show that the thermal

*Corresponding author. E-mail address: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.compstruet.2018.11.006

Received 15 October 2018; Received in revised form 29 October 2018; Accepted 2 November 2018 Available online 03 November 2018 0263-8223/ © 2018 Elsevier Ltd, All rights reserved.

Lucrarea [8]

Journal of Alloys and Compounds 775 (2019) 675-689



Crashworthiness performance and microstructural characteristics of foam-filled thin-walled tubes under diverse strain rate



Dipen Kumar Rajak ^{a, b}, Nikhil N. Mahajan ^a, Emanoil Linul ^{c, *}

^a Department of Mechanical Engineering, Sandip Institute of Technology and Research Centre, Nashik, 422213, MH, India
^b Materials Science Lab, Sandip Institute of Technology and Research Centre, Nashik, 422213, MH, India
^c Department of Mechanics and Strength of Materials, Politennica University of Timisoara, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222, Timisoara, Romania

ARTICLE INFO

Article history: Received 12 September 2018 Received in revised form 12 October 2018 Accepted 13 October 2018 Available online 15 October 2018

Keywords: Aluminum alloy foam Density Strain rate Energy absorption capability Microstructure ANOVA technique

ABSTRACT

The implementation of Aluminum Alloy Foam (AAF) has made an impact in automobile and aerospace applications where crash energy absorption, vibration and sound damping and weight reduction is obligatory. The AAF is an emerging lightweight material providing high strength and stiffness at relatively low density. This research is carried out to quantify the energy absorption of mild steel reinforced AAF having empty mild steel and foam-filled tubes for different strain rates and geometry parameters. The AAF used in the current study is AlSi10Mg foam of densities 0.45, 0.65, 0.85 g/cm³, which is produced using melt route process. The circular, square and rectangular geometries were tested at strain rates of 0.1, 1, 10 mm/s. From the obtained compressive stress-strain curves Specific Energy Absorption (SEA), Total Energy Absorption (TEA), plateau stress of the empty and filled sections were determined, which were then evaluated. AAF was assessed by both light and electron microscopy. Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) and Analysis of Variance (ANOVA) technique was employed to investigate the highest contributing factor in energy absorption. It was observed that foam filled tube can absorb more energy than empty tubes before reaching densification point.

© 2018 Elsevier B.V. All rights reserved.

1. Introduction

Tubular structures are most commonly implemented and recognised energy-absorbing devices in the field of structural and automotive industries. With all current advancements in technologies, safety is an important aspect. To avoid fatal losses and harms during mishaps, there is an urge of energy absorbing devices. Energy absorbing devices are essential for the prevention of injuries and undesirable losses to crucial components of the system. Energy absorption can be defined as the capability of material or system to absorb the energy in various consequences of loading, which is achieved by conversion of kinetic energy into some another form of energy. The advantage of tubular structures are, they are lightweight, low cost and easy manufacturing processes. From the last two decades, these tubular structures are employed in automobiles to improve crashworthiness, which hand in hand increases the safety level of various vital components as well as occupants [1,2]. In automobile body in white (BIW), the crash box is widely used for

0925-8388/© 2018 Elsevier B.V. All rights reserved.

crash energy absorption. This crash box is merely a thin walled metal tube, usually made up of aluminium. These structures can be circular, rectangular, pentagonal or any polygonal shape. Also, these structures are useful in shipbuilding, aerospace, defence sector and many more [3–5].

Use of dense solid materials has been on downline in the last 20 years. Engineers have always searched for materials with lightweight, high strength, excellent vibration damping characteristics, especially high-energy absorption capabilities and recyclability [6]. The researchers have focused on developing class materials whose properties can be tailored as per the necessity of the application [7-9]. These materials include various alloys, metal and polymer composites, metal foams. Aluminium foams are most preferred present-day materials because of remarkable mechanical and physical properties. The improvement in production processes, foaming and thickening agents, these foams have gained popularity in numerous applications. Aluminium foams have boundless applications in structural as well as functional applications. They can be used for improvement in energy absorption with minimal increment in weight. Also, they have low density, high strength to weight ratio with sound and vibration suppressing properties. Due

^{*} Corresponding author. E-mail address: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul).

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.160

Lucrarea [9]

Journal of Alloys and Compounds 740 (2018) 1172-1179

Contents lists available at ScienceDirect



Journal of Alloys and Compounds

journal homepage: http://www.elsevier.com/locate/jalcom

The temperature and anisotropy effect on compressive behavior of cylindrical closed-cell aluminum-alloy foams



AND COMPOUNDS

Emanoil Linul ^{a, *}, Nima Movahedi ^{b, **}, Liviu Marsavina ^a

^a Politehnica University of Timisoara, Department of Mechanics and Strength of Materials, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoara, Romania ^b Independent Researcher (Graduated from Semnan University), Isfahan, Iran

ARTICLE INFO

Article history: Received 13 October 2017 Received in revised form 6 January 2018 Accepted 8 January 2018 Available online 9 January 2018

Keywords: Closed-cell aluminum-alloy foam Quasi-static compression test Anisotropy effect Elevated temperatures Energy absorption

ABSTRACT

In this paper, the main mechanical properties of the closed-cell aluminum-alloy foams under different quasi-static loading conditions and different temperatures (25, 150, 300 and 450 °C) were experimentally investigated. In order to illustrate the effect of anisotropy, two loading positions of the cylindrical foam samples, axial and lateral (20 mm diameter and 20 mm height), during the compressive loads, were considered. The results showed a decrease in mechanical properties of the foam material, for both axial and lateral loading conditions, with increasing the temperature during compression tests. Also, it was found that at all tested temperatures, the porous structure, when compressed laterally, tolerates the lower level of loads and energy absorption in comparison to axial loading. Finally, it was observed that the main mechanical properties in axial loading direction are more affected by the increase of the testing temperature than lateral one.

© 2018 Elsevier B.V. All rights reserved.

1. Introduction

Due to their unique physical and mechanical properties [1-5], aluminum foams became more interesting in recent years, compared to the fully dense metallic materials [6-9]. Its lightweight structure, as well as crashworthiness properties of this type of porous material, has made it as a promising candidate for applications that require absorbing a lot of energy during collisions [10-12]. Automotive industry is one of the most important systems that can widely use aluminum foam as one of the principal components.

In order to evaluate the main mechanical properties, a considerable number of experimental [13–15] and numerical [16–18] research studies have been conducted on conventional aluminum foams and recently developed metal matrix syntactic foams [19–24]. Most of the previous works have focused only on static [25–29], dynamic [30–34] and cyclic [35–38] **axial** compressive behavior. On the other hand, the direct effect of temperature on the mechanical properties of aluminum foam is one of the interesting subjects that have been also studied [39–41]. Wang et al. [42]

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.102

0925-8388/© 2018 Elsevier B.V. All rights reserved.

investigated the effect of temperature on the mechanical behavior of aluminum foams under dynamic loadings. Recently, Movahedi et al. [43] performed axial compression loading tests on the closed-cell aluminum alloy foam specimens at different temperatures under static loading condition and concluded that increasing the temperature directly affects the energy absorption and mechanical properties of the porous structure. Also, they observed that the fracture mechanism of the aluminum foam structure has changed from brittle to ductile mode at temperatures more than 150 °C.

In fact, because of their wide range of applications, this type of cellular material will face compressive loadings at different directions both axially and laterally. Although a very large number of studies in the axial direction were performed under different load conditions [44,45], it is important to study the effect of **lateral** loading direction on the mechanical properties and energy absorption of the closed cell aluminum alloy foams, which have extensive applications. Therefore, the aim of this research is to investigate and compare the quasi-static mechanical crushing behavior of closed-cell aluminum-alloy foam, using different loading conditions (**axial and lateral** loading directions) and different testing temperatures (from room temperature to 450 °C). According to author's knowledge, up to now, there is not literature report with respect to the mechanical behavior of aluminum foams for both room temperature and higher

^{*} Corresponding author. ** Corresponding author.

E-mail addresses: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul), nima.movahedi@unn.edu.au (N. Movahedi).
Lucrarea [10]

Composite Structures 180 (2017) 709-722

Contents lists available at ScienceDirect



composite Structures

COMPOSITE

The temperature effect on the axial quasi-static compressive behavior of *ex-situ* aluminum foam-filled tubes



Emanoil Linul^{a,*}, Nima Movahedi^{b,*}, Liviu Marsavina^a

^a Politehnica University of Timisoara, Department of Mechanics and Strength of Materials, 1 Mihai Viteazu Avenue, 300 222 Timisoara, Romania ^b Independent Researcher (Graduated from Semnan University), Isfahan, Iran

ARTICLE INFO

Article history: Received 29 April 2017 Revised 4 August 2017 Accepted 9 August 2017 Available online 9 August 2017

Keywords: Closed-cell Al-alloy foams Ex-situ foam-filled tubes Quasi-static compression behavior Temperature effect Energy absorption

ABSTRACT

This study focuses on the effect of temperature on the mechanical behavior of closed-cell aluminum-alloy foam filled tubes (FFTs) under quasi-static compressive loads. The results of the compressive testing indicated that at each tested temperature the closed-cell aluminum foam improves the mechanical properties of the empty steel tubes. This behavior is related to the interaction effect between the aluminum foam as filler material and the empty tubes. Also, it was observed that the deformation mechanism of FFTs at all tested temperatures is axisymmetric concertina mode with formation of two folds. Due to the softening phenomenon of the steel tube matrix with increasing of temperature the distribution and size of propagated micro-cracks on both loading surfaces and peripheral folds decreased significantly from the order of millimeters up to micrometers. Finally, it was observed that the increasing of the working temperature the ability FFTs to absorb energy during compression test.

© 2017 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

In recent years, vehicle manufacturing companies always try to find a solution to increase the safety of the passengers during accidents. One of the most important parts of the automobile bodies are hollow sections that reveal the energy absorption capacity [1-3]. In order to enhance the mechanical properties of these sections, foam filled thin walled tubes have been gained a lot of attention in recent years owing to their excellent energy absorption behaviors [4-6]. Different types of foam and tube materials have been used [7-9]. Yan et al. [10] investigated the effect of polyurethane foam on flax fabric reinforced epoxy composite tubes. Their results showed that the foam filled tubes have better crashworthiness than empty tubes. Hussein et al. [11] found that inserting the polyurethane foam and aluminum honeycomb structure on the square hollow aluminum tube under quasi-static compressive loads changes the deformation mode from progressive folding for square hollow aluminum tube to splitting mode for filled aluminum sections. Also their results indicated that inserting the both polyurethane foam and aluminum honeycomb within aluminum tube shows the highest level of axial crashworthiness.

E-mail addresses: emanoil.linul@upt.ro (E. Linul), ntma.movahedi@gmail.com (N. Movahedi).

http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.08.034 0263-8223/© 2017 Elsevier Ltd. All rights reserved.

On the other hand, metallic foams are another type of filler material extensively used in different industrial hollow sections [12,13]. Duarte et al. [14] filled thin walled aluminum tubes with Advance Pore Morphology (APM) elements and tested the quasistatic axial crush performance of the structures. The results indicated that the capability of the energy absorption of such structure increased in comparison with aluminum tubes. Among the different types of cellular metals, aluminum foam was used predominantly in empty strength and stiff tubes [15]. This filler reveals interesting mechanical properties for automotive and building application due to its unique properties such as light weight, appropriate energy absorption capacity and high strength to weight ratio [16,17]. Both ex-situ foam filled tubes (FFTs) and insitu FFTs have fabricated by using aluminum foam as the core material [14-16]. The bending strength results of aluminum FFTs obtained by different researchers indicate an enhancement of the bending behavior of these composite structures under quasistatic and dynamic loadings [18]. It was demonstrated, by Durate et al. [19], that the presence of Al foams as filler inside the tube in their produced ex-situ composite presents a much more stable crushing manner under compression loadings. Also they found that the energy absorption of the aluminum foam filled structure enhanced by increasing the foam density. Tu et al. [20] studied the damping level of aluminum foam filled steel tubes. They found that under high level of vibration, the FFTs have the ability of highest level of damping.

^{*} Corresponding authors.

"Răsplata oricărui lucru bine făcut este întotdeauna o sarcină în plus." ~Mark Twain ~