

IOSUD – UNIVERSITATEA „DUNĂREA DE JOS” DIN GALAȚI

Școala doctorală de Inginerie Mecanică și Industrială



TEZĂ DE DOCTORAT

Rezumat

Caracterizarea la Impact, Încovoiere și Tracțiune a Compozitelor cu Țesătură Cuadriaxială din Fibre de Sticlă, pentru Aplicații Navale

Doctorand

ing. Ioana - Gabriela CHIRACU

Coordonator științific

Academician prof. univ. dr. ing. DELEANU Lorena

Seria I 6: Inginerie mecanică nr. 86

GALAȚI

2026

IOSUD – UNIVERSITATEA „DUNĂREA DE JOS” DIN GALAȚI

Școala doctorală de Inginerie Mecanică și Industrială



TEZĂ DE DOCTORAT

Rezumat

**Caracterizarea la Impact, Încovoiere și Tracțiune a Compozitelor cu Țesătură Cuadriaxială din
Fibre de Sticlă, pentru Aplicații Navale**

Doctorand

ing. Ioana - Gabriela CHIRACU

Președinte	Prof. univ. dr. ing. MORARU Luminița Director al Școlii doctorale de Inginerie mecanică și industrială Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați
Conducător de doctorat	Academician prof. univ. dr. ing. DELEANU Lorena Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați
Referent oficial	Academician prof. univ. gen. dr. ing. BÂRSAN Ghiță Academia Forțelor Terestre „Nicolae Bălcescu” din Sibiu
Referent oficial	Prof. univ. gen. dr. ing. JIGA Gheorghe-Gabriel Universitatea Națională de Știință și Tehnologie POLITEHNICA București
Referent oficial	Academician prof. univ. dr. ing. FETECĂU Cătălin Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați

Seria I 6: Inginerie mecanică nr. 86

GALAȚI

2026

Seriile tezelor de doctorat susținute public în UDJG începând cu 1 octombrie 2013 sunt:

Domeniul fundamental ȘTIINȚE INGINEREȘTI

- Seria I 1: **Biotehnologii**
- Seria I 2: **Calculatoare și tehnologia informației**
- Seria I 3: **Inginerie electrică**
- Seria I 4: **Inginerie industrială**
- Seria I 5: **Ingineria materialelor**
- Seria I 6: **Inginerie mecanică**
- Seria I 7: **Ingineria produselor alimentare**
- Seria I 8: **Ingineria sistemelor**
- Seria I 9: **Inginerie și management în agricultură și dezvoltare rurală**

Domeniul fundamental ȘTIINȚE SOCIALE

- Seria E 1: **Economie**
- Seria E 2: **Management**
- Seria E 3: **Marketing**
- Seria SSEF: **Știința sportului și educației fizice**
- Seria SJ: **Drept**

Domeniul fundamental ȘTIINȚE UMANISTE

- Seria U 1: **Filologie- Engleză**
- Seria U 2: **Filologie- Română**
- Seria U 3: **Istorie**
- Seria U 4: **Filologie - Franceză**

Domeniul fundamental MATEMATICĂ ȘI ȘTIINȚE ALE NATURII

- Seria C: **Chimie**

Domeniul fundamental ȘTIINȚE BIOMEDICALE

- Seria M: **Medicină**
- Seria F: **Farmacie**

Mulțumiri

Doresc să adresez sincere mulțumiri tuturor celor care m-au sprijinit, îndrumat și încurajat pe parcursul realizării acestei teze de doctorat, contribuind, în mod direct sau indirect, la formarea și dezvoltarea mea profesională și personală.

În mod deosebit, îi adresez profunda mea recunoștință doamnei prof. univ. acad. dr. ing. Lorena Deleanu, conducătorul meu de doctorat, pentru îndrumarea, încrederea și sprijinul oferite de-a lungul întregului parcurs doctoral. Profesionalismul, rigoarea și pasiunea dumneavoastră pentru cercetare au fost pentru mine o importantă sursă de inspirație și motivație.

Un gând de profundă recunoștință se îndreaptă către regretatul prof. dr. ing. Liviu Crudu, din cadrul Facultății de Arhitectură Navală, Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați, mentorul meu în perioada studiilor de licență și masterat, ale cărui sfaturi și încredere mi-au influențat decisiv drumul profesional și alegerea de a continua studiile doctorale. Personalitatea sa remarcabilă, alături de sprijinul și îndrumarea oferite, vor rămâne pentru mine un reper profesional și uman de neprețuit.

Mulțumiri se îndreaptă către membrii comisiei de îndrumare, prof. fiz. dr. Gabriel Murariu, conf. dr. ing. Constantin Georgescu și dr. ing. Cătălin Pîrvu, pentru sprijinul acordat și observațiile constructive formulate pe parcursul acestei cercetări.

Adresez mulțumiri colegilor și prietenilor mei din cadrul ICEPRONAV Engineering SRL, Galați, pentru sprijinul și încurajările oferite pe parcursul desfășurării activității doctorale. Adresez mulțumiri domnului Dragoș Totolici, manager al Departamentului de Arhitectură Navală și Analiză Structurală, pentru încrederea acordată, susținerea constantă și încurajările oferite. Sprijinul dumneavoastră a contribuit semnificativ la dezvoltarea mea profesională și la consolidarea formării mele ca inginer și cercetător.

Îmi exprim recunoștința față de Poliția de Frontieră Română – Baza de Reparații Nave Brăila, reprezentată prin directorul bazei, domnul Comisar-șef Florin Baștiurea, pentru sprijinul acordat și pentru deschiderea manifestată, care au contribuit la desfășurarea în bune condiții a activității mele de cercetare.

Activitățile experimentale au fost realizate în cadrul Institutului Național de Cercetare-Dezvoltare Aerospațială „Elie Carafoli” (INCAS), București, cu sprijinul dr. ing. George Cătălin Cristea, dr. ing. George Pelin, dr. ing. Mihail Botan și dr. ing. Cătălin Pîrvu, cărora le mulțumesc pentru ajutorul acordat în desfășurarea testelor experimentale.

Adresez sincere mulțumiri companiei INAS S.A., prin doamna Irina David și domnul Răzvan Stanca, pentru sprijinul acordat prin facilitarea unei licențe personale ANSYS doamnei prof. univ. acad. dr. ing. Lorena Deleanu, utilizată în activitatea de cercetare doctorală și în realizarea modelărilor numerice prezentate în această teză.

Îmi exprim recunoștința față de domnul dr. ing. George Ghiocel Ojoc și domnul dr. ing. Cătălin Pîrvu pentru sprijinul și îndrumarea acordate în realizarea modelării numerice, contribuția dumnealor fiind esențială în desfășurarea acestei etape a cercetării.

De asemenea, doresc să adresez mulțumiri personalului tehnic din cadrul Universității „Dunărea de Jos” din Galați, domnului Aldea Florin și, în mod deosebit, domnului Paul Mironov, pentru sprijinul acordat în pregătirea probelor experimentale, precum și pentru disponibilitatea și implicarea manifestate în realizarea tăierii epruvetelor necesare testelor efectuate în cadrul acestei teze.

Mulțumesc doamnei conf. dr. fiz. Alina Cantaragiu Ceoromela pentru sprijinul acordat în realizarea analizelor de microscopie electronică (SEM).

Adresez mulțumiri Mariei Gherghișan, lui Alexandru Viorel Vasiliu și lui Mario Constandache, colegi doctoranzi în cadrul aceleiași școli doctorale, pentru colaborarea și atmosfera colegială care au însoțit activitatea de cercetare.

În plan personal, cele mai profunde mulțumiri se îndreaptă către familia mea.

Cu nemărginita dragoste pe care i-o port, îi sunt recunoscătoare și îi mulțumesc mamei mele pentru sprijinul necondiționat, răbdarea, înțelegerea și încurajările oferite de-a lungul acestui parcurs. Ea este, de departe, cea mai importantă ființă din viața mea, reperul meu de iubire, putere și devotament. Îi datorez o parte esențială din ceea ce sunt astăzi și îi port o iubire și o recunoștință pe care cuvintele nu le pot cuprinde pe deplin.

De asemenea, îi adresez mulțumiri domnului Popescu Silviu, pentru sprijinul, grija și prezența constantă, precum și pentru rolul său deosebit în viața mea, ca figură paternă.

Un gând de profundă recunoștință și iubire se îndreaptă către bunicii mei, cei care mi-au insuflat valorile, principiile și respectul pentru muncă, ce au stat la baza formării mele ca om. Tot ceea ce sunt astăzi poartă amprenta lor. O parte din această reușită le-o datorez lor, mai mult decât ar putea cuprinde vreodată cuvintele. Cu dragoste, respect și recunoștință, le dedic această teză de doctorat și întregul meu parcurs profesional, ca un modest omagiu pentru tot ceea ce au însemnat și vor însemna întotdeauna în viața mea.

Mulțumesc, de asemenea, tuturor celor care m-au iubit și mă iubesc, celor care au crezut în mine atunci când eu însămi am avut îndoieli și celor care, prin prezența, afecțiunea sau sprijinul lor, mi-au făcut drumul mai ușor. Nimic din ceea ce construim în viață nu este doar rezultatul propriilor eforturi, ci și al iubirii oamenilor care ne însoțesc de-a lungul călătoriei. O parte din această reușită le aparține și lor, iar amprenta acestora va rămâne pentru totdeauna în povestea acestui parcurs.

Înainte de a încheia aceste rânduri, îndrept un gând de recunoștință și mulțumire și către mine însămi, către omul care s-a construit, s-a redescoperit și a crescut odată cu acest parcurs. Dincolo de rezultatele științifice, anii dedicați doctoratului au fost ani ai răbdării, ai îndoielilor și ai încercărilor, dar și ai speranței, ai puterii de a continua și ai curajului de a nu renunța. Au fost ani care m-au învățat că uneori cele mai importante câștiguri nu sunt cele care se regăsesc în paginile unei lucrări, ci cele care se așează, în timp, în caracterul și în devenirea noastră.

În final, sper ca rezultatele obținute în cadrul acestei cercetări să reprezinte o contribuție utilă în domeniul studiat și să constituie un punct de plecare pentru cercetări viitoare.

Galați,
2026

Ing. Ioana Gabriela Chiracu

Cuprins

MULȚUMIRI	3
CUPRINS	5
CAPITOLUL 1. TENDINȚE RECENTE ÎN UTILIZAREA ȘI TESTAREA COMPOZITELOR PE BAZĂ DE FIBRĂ DE STICLĂ ÎN INDUSTRIA NAVALĂ	7
1.1 Contextul utilizării materialelor compozite în industria navală	7
1.2 Compozite cu fibre de sticlă pentru structuri navale	8
1.3 Solicitări mecanice în structurile navale din compozite	9
1.4 Testarea mecanică a compozitelor pentru aplicații navale	9
1.5 Concluzii asupra stadiului cercetărilor	10
1.6 Scopul și obiectivele tezei	10
CAPITOLUL 2. OBIECTIVELE CERCETĂRII ȘI ORGANIZAREA TEZEI	13
2.1 Importanța temei și obiectivul principal al cercetării	13
2.2 Obiectivele specifice ale cercetării	13
CAPITOLUL 3. SIMULAREA IMPACTULUI ASUPRA COMPOZITELOR MODELATE MEZO-STRUCTURAL (LA NIVEL DE FIR), CU INTERFAȚĂ COEZIVĂ DE GROSIME ZERO	15
3.1 Modelări recente ale impactului pe compozite	15
3.2 Geometria sistemului solicitat la impact	19
3.3 Rețeaua de discretizare și condițiile limită	22
3.2.1 Rețeaua de discretizare	22
3.2.2 Condiții limită	23
3.4 Modele de material selectate pentru sistemul analizat și criterii de cedare	24
3.4.1 Modelarea interfețelor cu modelul zonei coezive de grosime zero	24
3.4.1.1 Introducere	24
3.4.1.2 Separarea interfețelor în modul mixt	26
3.4.1.3 Regularizarea vâscoasă	29
3.4.1.4 Aspecte particulare ale CZM în modelul propus	31
3.4.1.5 Selectarea parametrilor pentru matrice	32
3.4.2 Criteriul de cedare al firelor	33
3.4.3 Modelarea frecării caracteristică, statistic, firelor din fibre de sticlă	34
3.5 Rezultatele simulării	34
3.5.1 Analiza simulării impactului pe compozit cu două straturi de țesătură cuadriaxială	34
3.6 Concluzii	51
3.6.1 Direcții viitoare de cercetare pentru simulare	52
CAPITOLUL 4. MATERIALE ȘI METODOLOGII DE TESTARE PENTRU COMPOZITELE PROIECTATE	53
4.1 Introducere	53
4.2 Componentele compozitelor elaborate	54
4.2.1 Ranforsarea compozitelor proiectate – țesătura cuadriaxială de fibre de sticlă	54
4.2.2 Rășinile pentru matricea compozitelor proiectate	56
4.2.2.1 Rășina epoxidică	56
4.2.2.2 Rășina poliesterică nesaturată	58
4.2.2.3 Analiza comparativă a sistemelor de rășini pentru compozitele proiectate	58
4.2.3 Materialul de adaos, utilizat în compozitele proiectate	60
4.3 Configurația compozitelor proiectate	60
4.4 Tehnologia de obținere a compozitelor proiectate	61
4.5 Metodologia de testare multicriterială a compozitelor proiectate	64
4.5.1 Metodologia de testare a compozitelor la impact	64
4.5.1.1 Considerații generale asupra testării la impact	64
4.5.1.2 Procedura de testare la impact	67
4.5.1.3 Parametrii măsurați și repetabilitatea testelor de impact	69
4.5.2 Metodologia de testare la compozitelor a tracțiune	71
4.5.2.1 Considerații generale asupra testării la tracțiune	71
4.5.2.2 Procedura de testare la tracțiune	73
4.5.2.3 Parametrii măsurați și repetabilitatea testelor de tracțiune	75
4.5.3 Metodologia de testare a compozitelor la încovoiere în trei puncte	76
4.5.3.1 Considerații generale asupra testării la încovoiere în trei puncte	76
4.5.3.2 Procedura de testare la încovoiere în trei puncte	78
4.5.3.3 Parametrii măsurați și repetabilitatea testelor de încovoiere în trei puncte	79

4.6	Concluzii cu privire la importanța testării multicriteriale	80
CAPITOLUL 5. ANALIZA REZULTATELOR EXPERIMENTALE PENTRU TESTE DE IMPACT, TRACȚIUNE ȘI ÎNCOVOIERE, ȘI STUDIUL MECANISMELOR DE CEDARE		82
5.1	Importanța testării multicriteriale în evaluarea compozitelor pentru aplicații navale	82
5.2	Comportarea la impact a compozitelor elaborate	83
5.2.1	Introducere	83
5.2.2	Parametrii testului de impact	84
5.2.3	Rezultatele experimentale ale compozitelor testate la impact	87
5.2.3.1	Influența arhitecturii compozitului	86
5.2.3.2	Influența energiei de impact	95
5.2.4	Concluzii asupra rezultatelor experimentale la impact	103
5.3	Comportarea la tracțiune a compozitelor elaborate	107
5.3.1	Parametrii testului de tracțiune	107
5.3.2	Rezultatele experimentale ale compozitelor testate la tracțiune	109
5.3.2.1	Influența arhitecturii compozitului	109
5.3.2.2	Influența vitezei de testare la tracțiune	114
5.3.3	Concluzii asupra rezultatelor experimentale la tracțiune	116
5.4	Comportarea compozitelor elaborate, testate la încovoire în trei puncte	119
5.4.1	Parametrii testului de încovoire în trei puncte	119
5.4.2	Rezultatele experimentale ale compozitelor la teste de încovoire în trei puncte	121
5.4.2.1	Influența arhitecturii compozitului	121
5.4.2.2	Influența vitezei de testare la încovoire în trei puncte	125
5.4.3	Concluzii asupra rezultatelor experimentale la încovoire	126
5.5	Evaluarea comparativă a solicitării la tracțiune și a solicitării la încovoire în trei puncte	132
5.6	Analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor proiectate, la solicitarea de impact și încovoire în trei puncte	136
5.6.1	Conceptul de “populație de mecanisme de cedare” și considerații generale	136
5.6.2	Analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor la solicitarea de impact	137
5.6.3	Analiza comparativă a mecanismelor de cedare pentru compozitele Q-c și Q-g, solicitate la impact	143
5.6.3.1	La nivel macro de investigație	143
5.6.3.2	La nivel mezo de investigație	144
5.6.3.3	La nivel micro de investigație	145
5.6.4	Analiza mecanismelor de cedare a compozitelor la solicitarea de încovoire în trei puncte	149
5.6.4.1	Mecanisme de cedare în compozite cu fibre	149
5.6.4.2	La nivel macro de investigație	150
5.6.4.3	La nivel mezo de investigație	152
5.6.4.4	La nivel micro de investigație	154
5.6.5	Concluzii privind analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor proiectate, la solicitarea de impact și încovoire în trei puncte	157
5.7	Concluzii privind comportarea mecanică a materialelor compozite testate	158
CAPITOLUL 6. CONCLUZII GENERALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE		161
6.1	Concluzii privind investigarea multicriterială a materialelor compozite elaborate	161
6.1.1	Considerații asupra campaniei experimentale	161
6.1.2	Influența arhitecturii compozitului – efectul stratului de mat	164
6.1.3	Influența tipului de matrice polimerică	164
6.1.4	Evaluarea comparativă a răspunsului compozitelor la diferite tipuri de solicitare	165
6.1.5	Evaluarea comparativă a compozitelor elaborate de autoare	166
6.1.6	Concluzie integrată asupra rezultatelor experimentale	166
6.2	Concluzii privind modelarea numerică a comportării la impact a compozitelor proiectate	167
6.3	Contribuții originale ale autoarei	169
LISTA DE LUCRĂRI		171
BIBLIOGRAFIE		173

Capitolul 1.

Tendențe recente în utilizarea și testarea compozitelor pe bază de fibră de sticlă în industria navală

1.1 Contextul utilizării materialelor compozite în industria navală

Materialele compozite reprezintă o categorie de materiale dezvoltate pentru a răspunde cerințelor tot mai ridicate privind performanța mecanică, durabilitatea și eficiența energetică a structurilor moderne. Integrarea acestora în proiectare permite obținerea unor materiale cu raport favorabil rezistență-greutate, stabilitate chimică și rezistență la coroziune, proprietăți esențiale pentru aplicațiile ingineresti supuse unor condiții de exploatare severe [13], [14], [59].

În industria navală, utilizarea materialelor compozite este determinată de necesitatea reducerii masei structurilor și a costurilor de exploatare ale navelor. Reducerea masei structurilor conduce la creșterea eficienței energetice și la scăderea consumului de combustibil, aspecte deosebit de importante în contextul cerințelor actuale privind performanța operațională și impactul asupra mediului. În plus, rezistența ridicată la coroziune a compozitelor le recomandă pentru utilizarea în mediul marin, caracterizat prin salinitate ridicată, umiditate și solicitări mecanice variabile [116].

Marina americană a utilizat inițial fibra de sticlă pentru construcțiile auxiliare și cele de pe punțile superioare ale submarinelor, ceea ce a condus la realizarea unor carene din polimeri ranforșați cu fibre de sticlă. Între 1950 și 1970, mai mult de 25 de submarine din clasa Guppy [95], [116] au fost echipate cu turnuri de comandă din polimeri ranforșați cu sticlă. Aceste materiale compozite au marcat o descoperire esențială în integrarea navală a materialelor compozite, înlocuind structurile deteriorate din aluminiu. În Figura 1.1 sunt prezentate aplicațiile militare ale compozitelor ranforșate cu fibre de sticlă, la nave și submarine.

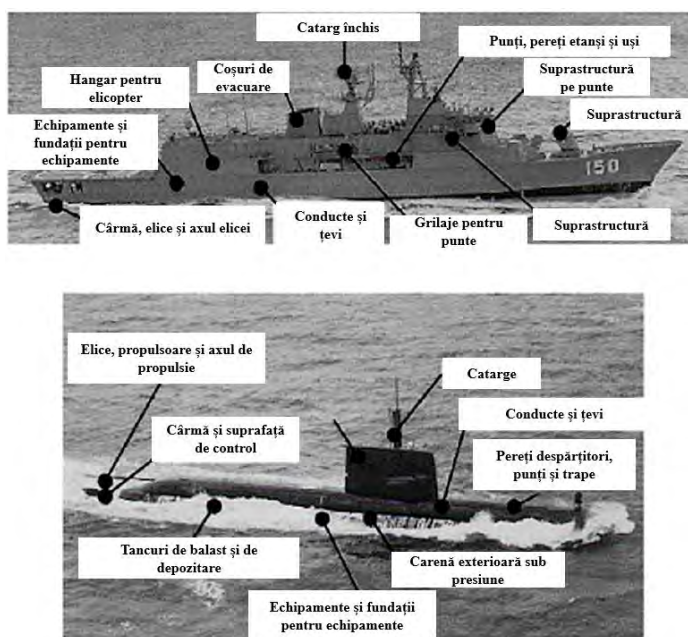


Figura 1.1 Aplicațiile militare ale structurilor polimerice ranforșate cu fibre de sticlă la nave și submarine [116]

Utilizarea materialelor compozite în construcțiile navale a evoluat progresiv, de la aplicații limitate la ambarcațiuni de dimensiuni reduse, până la integrarea lor în structuri navale complexe. În prezent, materialele compozite sunt utilizate pentru realizarea carenelor ambarcaunilor, a suprastructurilor, a punților și a altor elemente structurale expuse la solicitări mecanice și la acțiunea mediului marin [94]. Masa redusă și rezistența ridicată la coroziune contribuie la creșterea duratei de exploatare și la reducerea costurilor de mentenanță ale structurilor navale [116].

1.1 Compozite cu fibre de sticlă pentru structuri navale

Compozitele ranforsate cu fibre de sticlă (GFRP – Glass Fiber Reinforced Polymer) reprezintă una dintre cele mai utilizate categorii de materiale compozite în aplicațiile navale. Aceste materiale sunt alcătuite dintr-o matrice polimerică și elemente de ranforsare sub formă de fibre de sticlă, care preiau majoritatea solicitărilor mecanice.

Fibrele de sticlă sunt apreciate pentru costul relativ redus, rezistența ridicată la tracțiune și stabilitatea chimică în medii agresive. Dintre tipurile de fibre existente, fibrele de tip E sunt cele mai utilizate în aplicațiile structurale datorită raportului favorabil cost-performanță, în timp ce fibrele de tip S sunt preferate în aplicațiile cu cerințe mecanice mai ridicate [86], [129].

Matricea polimerică are rolul de a asigura coeziunea structurală a compozitului și de a transfera solicitările mecanice între fibre. În construcțiile navale sunt utilizate în principal rășini poliesterice, vinilesterice și epoxidice, selectate în funcție de cerințele structurale și de condițiile de exploatare [89], [25].

Performanța mecanică a compozitelor ranforsate cu fibre de sticlă depinde în mod semnificativ de arhitectura ranforsării. Fibrele sunt dispuse în straturi cu orientări diferite, configurarea acestora permițând optimizarea proprietăților mecanice în raport cu direcțiile principale de solicitare [36].

În structurile navale sunt utilizate frecvent țesături din fibre de sticlă care permit realizarea unor compozite cu proprietăți mecanice corespunzătoare solicitărilor specifice aplicațiilor navale. Printre acestea, țesăturile multiaxiale reprezintă o soluție tehnologică modernă, utilizată pe scară largă în structurile compozite de înaltă performanță.

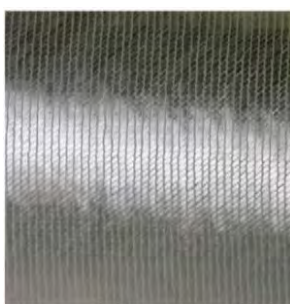
În cazul țesăturilor multiaxiale, fibrele sunt orientate pe mai multe direcții, cum ar fi 0° , $\pm 45^\circ$ și 90° , arhitectură care permite valorificarea proprietăților de rezistență pe mai multe axe și îmbunătățirea comportării mecanice a compozitului [102].

Țesăturile cuadriaxiale reprezintă o categorie particulară de structuri multiaxiale, în care fibrele sunt dispuse pe patru direcții principale. Această configurație permite obținerea unor compozite cu proprietăți mecanice echilibrate, și cu o capacitate ridicată de preluare a solicitărilor multiaxiale, aspect important pentru aplicațiile navale.

În portofoliile industriale actuale există o gamă variată de semifabricate multiaxiale pe bază de fibre de sticlă, destinate aplicațiilor structurale. Produsele comerciale includ structuri neondulate, materiale combinate, semifabricate din fibre scurte presate și ansambluri stratificate rezultate din combinarea mai multor tipuri de țesături. Exemple reprezentative sunt ilustrate în Figura 1.2, care prezintă produse pe bază de fibre de sticlă utilizate în industria navală și în alte aplicații ingineresti [148].



a) Tort presat din fibre de sticlă E, tăiate, 450 g/m² (CSM)



b) Țesătură triaxială (0°/+45°/-45°), cusută, 750 g/m²



c) Țesătură cuadriaxială (0°/+45°/90°/-45°), cusută, 1200 g/m²

Figura 1.2 Produse pe bază de fibră de sticlă din portofoliul firmei Castro [148]

1.2 Solicitări mecanice în structurile navale din compozite

Structurile navale sunt supuse unei varietăți de solicitări mecanice, generate de condițiile de exploatare. Aceste solicitări includ încărcări statice, dinamice și impacturi accidentale care pot afecta integritatea structurală a materialelor.

Impactul reprezintă una dintre solicitările critice pentru structurile navale. În timpul exploatării, carenele ambarcațiunilor pot intra în contact cu obiecte plutitoare, elemente ale infrastructurii portuare sau alte obstacole. De asemenea, manipularea echipamentelor sau a încărcăturilor poate genera solicitări locale de impact asupra structurilor.

Pe lângă impact, structurile navale sunt supuse solicitărilor de încovoiere, generate de acțiunea valurilor și de distribuția sarcinilor. În aceste condiții, rigiditatea și rezistența materialelor compozite devin parametri importanți pentru asigurarea stabilității structurale.

Solicitățile de tracțiune reprezintă un alt aspect important în evaluarea comportamentului mecanic al compozitelor. Rezistența la tracțiune și modulul de elasticitate oferă informații relevante privind capacitatea materialului de a prelua sarcini structurale [25].

1.3 Testarea mecanică a compozitelor pentru aplicații navale

Caracterizarea mecanică a compozitelor este esențială pentru evaluarea comportamentului acestora în condiții de exploatare. Proprietățile mecanice ale acestora depind de orientarea fibrelor, de arhitectura compozitului și de proprietățile matricei polimerice.

Testele mecanice utilizate frecvent pentru caracterizarea compozitelor includ testele de tracțiune, încovoiere și impact. Aceste teste permit determinarea proprietăților mecanice și evaluarea mecanismelor de deteriorare ale compozitelor.

Testele de tracțiune sunt utilizate pentru determinarea rezistenței la tracțiune și a modulului de elasticitate, parametri esențiali în proiectarea structurilor compozite.

Testele de încovoiere permit evaluarea comportamentului compozitelor în condiții de solicitare combinată de tracțiune și compresiune, și oferă informații privind rigiditatea structurală a materialului.

Testele de impact sunt deosebit de importante pentru aplicațiile navale, deoarece permit evaluarea capacității materialelor compozite de a absorbi energia impactului și de a limita propagarea deteriorării [73].

1.4 Concluzii asupra stadiului cercetărilor

Analiza literaturii de specialitate evidențiază faptul că materialele compozite ranforsate cu fibre de sticlă reprezintă o soluție viabilă pentru dezvoltarea structurilor navale moderne. Avantajele acestor materiale, precum masa redusă, rezistența la coroziune și posibilitatea optimizării proprietăților mecanice, prin controlul arhitecturii ranforsării, justifică interesul crescut pentru utilizarea lor în domeniul naval.

În același timp, comportamentul mecanic al compozitelor este influențat de numeroși factori, inclusiv tipul fibrelor, orientarea acestora și structura compozitului. Din acest motiv, caracterizarea experimentală a proprietăților mecanice reprezintă o etapă esențială în evaluarea performanțelor acestor materiale.

1.5 Scopul și obiectivele tezei

Înțelegerea și îmbunătățirea comportamentului compozitelor din polimeri ranforșați cu fibre (FRP) în condiții realiste de exploatare reprezintă o prioritate de importanță strategică în domeniul ingineriei materialelor pentru aplicații navale, în special în contextul structurilor navale militare. Datorită calităților lor, inclusiv densitatea scăzută, raportul rigiditate-greutate ridicat și rezistența la coroziune în medii saline, materialele compozite au devenit o alegere necesară pentru o serie de tipuri de nave orientate spre apărare, cum ar fi nave de patrulare de mare viteză, corvete corvete cu semnătură radar redusă (detectabilitate redusă), fregate, vehicule de suprafață fără pilot (USV) și nave de asalt amfibii.

Lucrarea de față se axează pe impactul la viteză mică și pe condițiile de solicitare prin încovoiere în trei puncte și tracțiune - trei solicitări mecanice de importanță operațională vitală în sistemele navale de apărare. Navele se confruntă adesea cu aceste tipuri de solicitări ca urmare a lovirii carenei, a contactului cu resturi plutitoare, a impactului cu încărcătura sau sistemele de armament și a andocării neintenționate sau a coliziunilor de manevră de mare viteză. Echipamentele montate pe punte, aterizările elicopterelor sau transmiterea undelor de explozie [291] pot, de asemenea, să producă solicitări concentrate de încovoiere sau de impact. Având în vedere caracterul strategic și de siguranță critică al activităților navale, sectorul naval militar trebuie să respecte standarde stricte de integritate structurală în cazul unor impacturi repetate.

Decizia de a concentra studiul asupra solicitărilor de impact cu viteză mică se bazează, prin urmare, pe necesitatea de a simula evenimente necatastrofale, dar importante din punct de vedere structural, care ar putea provoca deteriorări/cedări interne, fisurarea matricei și delaminare fără distrugerii aparente la suprafață. Aceste „avarii de impact abia vizibile” (BVID - barely visible impact damage) sunt deosebit de „vicle” în cazul carenelor compozite, unde deteriorarea neobservată poate afecta atât performanța hidrodinamică, cât și capacitatea de supraviețuire.

În schimb, testele de încovoiere în trei puncte sunt utilizate pentru a imita încărcarea cvasi-statică la încovoiere, tipică solicitărilor dispersate de la lovirea de valuri, deformarea grinzilor carenei, acestea fiind destul de pertinente în construcția navelor ușoare din materiale compozite. Solicitări de tracțiune simple sunt rar observate în practică, unde suprapunerea solicitărilor este frecventă, dar ele constituie un reper în ierarhizarea compozitelor și evaluarea lor comparativ cu alte compozite sau materiale cu aceeași destinație.

Împreună, aceste trei tipuri de teste oferă o cunoaștere aprofundată a comportamentului unui material sub sarcini reprezentative pentru exploatare și furnizează o analiză importantă a toleranței la deteriorare și a rezistenței reziduale - două caracteristici absolut vitale pentru calificarea structurilor navale.

Campania experimentală proiectată de autoare analizează materiale compozite GFRP realizate cu două matrici diferite - rășină poliesterică nesaturată și rășină epoxidică și patru arhitecturi de compozit ranforsat cu fibră de sticlă, dintre care două includ un strat intermediar de mat. Aceste configurații reflectă construcțiile realiste ale panourilor întâlnite în suprastructurile compozite, segmentele de carenă și partițiile interne de la bordul navelor militare moderne, realizate din materiale compozite.

Cercetarea oferă o dublă perspectivă asupra capacității de absorbție a energiei și a performanței acestor panouri prin testarea lor atât în condiții de impact, cât și de încovoiere și tracțiune, contribuind la optimizarea rezistenței la cedare și a duratei de viață operaționale.

În aplicațiile marine, compozitele termoplastice ar putea fi substituenți intereșanți pentru rezistența la impact [115]. La fel de importante sunt și cercetările privind îmbinările hibride și interfețele multi-materiale - frecvente la ambarcațiunile care mixează secțiuni din materiale compozite și oțel - în special atunci când se optimizează tranzițiile dintre carenă și punte, catargele radar sau întăriturile pereților etanși [63].

Îmbunătățirea supraviețuirii structurale a navelor militare necesită nu numai materiale mai bune, ci și capacitatea de predicție pentru a previziona răspunsul la amenințările reale. Aceasta include crearea de modele numerice confirmate pentru comportamentul la impact la viteză redusă și simulări ale progresiei deteriorărilor sub sarcini combinate, cum ar fi lovirea urmată de deformarea prin comprimare. Rezistența reziduală post-impact și încorporarea elementelor finite sau a metodelor peridinamice pentru a surprinde propagarea deteriorărilor în sistemele stratificate au fost subliniate în [79].

Din punct de vedere al producției, în special pentru platformele militare la care fiabilitatea sub presiune este importantă, este esențial să se investigheze influența condițiilor de ranforsare, al orientării fibrelor și al metodelor de consolidare asupra toleranței la deteriorare. Optimizarea proceselor menite să crească repetabilitatea, aderența fibră-matrice și reducerea conținutului de goluri ar îmbunătăți performanțele mecanice și rezistența la impact.

Direcțiile de cercetare specifice tezei, bazate pe acest obiectiv general, sunt:

- analiza critică a stadiului actual al studiilor privind rezistența la impact la viteză redusă, la încovoiere și tracțiune a sistemelor GFRP, cu aplicabilitate în domeniul naval și de apărare;
- proiectarea arhitecturii unor compozite și elaborarea unei tehnologii de laborator a panourilor compozite, folosind două matrici relevante pentru domeniul naval: o rășină poliesterică nesaturată și una epoxidică, introducerea unui strat de mat intermediar și aspecte legate de fabricare;
- testarea experimentală în condiții de impact la viteză redusă, de încovoiere în trei puncte și de tracțiune pentru intervale ale parametrilor de testare care, deși posibil de întâlnit în practică, nu au fost obiectul unor cercetări sistematice, pentru a evalua influența stratificării și grosimii în compozit, alegerea matricei și prezența unui miez de mat;

- modelarea cu elemente finite a unui model de compozit cu fire (nivel mezo) și matrice asimilată modelului cu zonă coezivă de grosime zero, la impact, cu scopul de a reproduce condițiile tipice de impact din domeniul naval și a folosi modelul pentru o evaluare inițială a unor posibile arhitecturi de compozite, dar diferite ca grosimi, calitatea matricei sau/și a firelor;

- studiul mecanismelor de cedare observabile în compozitele elaborate într-un sistem de analiză care include trei nivele: macro (analiza la nivel de epruvetă prin fotografii de înaltă rezoluție), mezo (fotografie de înaltă rezoluție și microscopie electronică de magnificație mică) și micro (prin microscopie electronică de magnificație mare) pentru a identifica mecanisme de cedare specifice fiecărui nivel și modul cum acționează în compozitele testate;

- evaluarea caracteristicilor mecanice rezultate din setul de teste (impact, tracțiune și încovoiere) între compozite cu arhitecturi diverse pentru o posibilă utilizare în componentele navelor militare.

Prin integrarea testelor experimentale, a modelării și a evaluării axate pe aplicabilitate, această cercetare contribuie la obiectivul mai larg de îmbunătățire a rezistenței, eficienței și capacității de supraviețuire a structurilor navale compozite (inclusiv cu destinație militară).

Capitolul 2.

Obiectivele cercetării și organizarea tezei

2.1 Importanța temei și obiectivul principal al cercetării

Obiectivul principal al cercetării este caracterizarea și cuantificarea comportamentului mecanic la impact, încovoiere și tracțiune al compozitelor cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, printr-o abordare multicriterială, pentru patru configurații constructive realizate cu rășini epoxidice și poliesterice nesaturate, cu și fără strat median de mat, în vederea evaluării capacității de absorbție a energiei, a toleranței la cedare și a performanței structurale în condiții reprezentative de exploatare, cu scopul identificării soluțiilor constructive optime pentru aplicații navale.

2.2 Obiectivele specifice ale cercetării

Pentru atingerea obiectivului principal, cercetarea urmărește următoarele obiective specifice, formulate astfel încât să reflecte clar contribuția personală a autoarei:

- realizarea unei analize critice a literaturii de specialitate privind compozitele armate cu fibră de sticlă, cu accent pe arhitecturile multiaxiale și, în special, pe cele cuadriaxiale, evidențiind caracterul limitat al studiilor care abordează evaluări integrate ale comportamentului mecanic;
- realizarea, la scară de laborator, a patru materiale compozite cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, utilizând rășină epoxidică și poliesterică nesaturată, cu și fără strat median de mat (Coremat Xi3);
- investigarea experimentală sistematică a comportamentului mecanic prin teste de impact de viteză redusă, teste de încovoiere în trei puncte și teste de tracțiune, aplicate aceluiași configurații materiale;
- evaluarea multicriterială a performanței structurale prin corelarea rezultatelor obținute în urma celor trei tipuri de solicitări mecanice;
- analiza influenței tipului de rășină și a prezenței stratului median asupra capacității de absorbție a energiei și a toleranței la cedare;
- identificarea și interpretarea mecanismelor de cedare;
- dezvoltarea și validarea unor modele numerice pentru simularea răspunsului la impact, pe baza corelării cu datele experimentale;
- formularea unor concluzii comparative privind compromisurile mecanice și structurale dintre configurațiile analizate, relevante pentru utilizarea acestora în aplicații navale.

Rezultatele obținute au fost diseminate prin publicarea unor articole științifice în reviste indexate în baze de date internaționale, inclusiv în jurnale Q1 din Web of Science Core Collection, precum Polymers, precum și în reviste indexate Scopus [46], [41], [28], [31], [39]. Au fost prezentate lucrări la conferințe internaționale și naționale, și saloane de inovare și inventică, relevante pentru domeniul materialelor compozite [27], [29], [30], [45], [37], [38].

Pentru o mai bună înțelegere a organizării și succesiunii capitolelor, structura generală a tezei este prezentată în Figura 2.1.

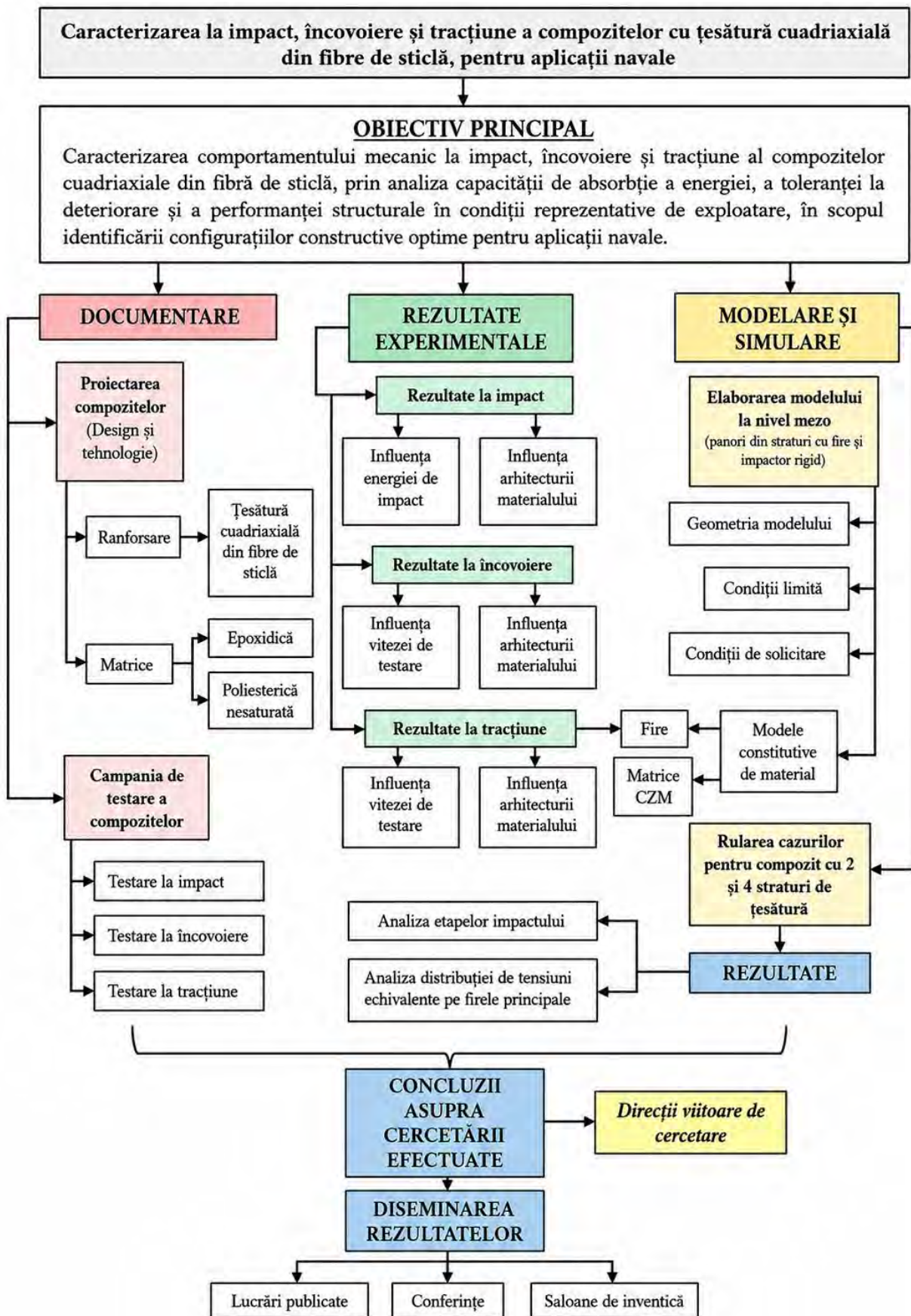


Figura 2.1 Diagrama tezei

Capitolul 3.

Simularea impactului asupra compozitelor modelate mezo-structural (la nivel de fir), cu interfață coezivă de grosime zero

3.1 Modelări recente ale impactului pe compozite

Modelarea numerică a procesului de impact în mediul ANSYS Explicit Dynamics [142], implică definirea riguroasă a proprietăților materialelor, a condițiilor limită și a interacțiunilor dintre corpuri, și stabilirea unei strategii adecvate de discretizare. Deoarece analiza explicită este dependentă de timp și sensibilă la efectele inerțiale, configurarea realistă a parametrilor solverului influențează direct stabilitatea numerică, acuratețea propagării undelor de tensiune și fidelitatea evoluției mecanismelor de deteriorare. În acest context, sunt prezentate în continuare principalele aspecte teoretice și numerice care stau la baza implementării modelului dezvoltat în cadrul prezentei teze de doctorat.

Materialele supuse solicitărilor dinamice prezintă un comportament complex, ceea ce impune modelarea adecvată a proceselor specifice impactului. Aceste procese includ răspunsul neliniar al materialelor la solicitare, efectele de întărire (durificare) ale acestora în timpul solicitării, influența vitezei de deformare asupra proprietăților lor mecanice, și modificarea acestora ca urmare a înmuierii induse de creșterea temperaturii în regim dinamic. În plus, pot apărea procese precum compactarea (specifică materialelor poroase), răspunsul ortotropic caracteristic compozitelor armate cu fibre lungi, distrugerea prin strivire (în cazul materialelor fragile, precum ceramica sau sticla), reacții chimice exoterme generate în timpul solicitării (de exemplu, în explozii sau procese cu eliberare rapidă de energie), precum și tranziții de fază (solid-lichid-gaz) [2], [10].

Modelarea acestor fenomene se bazează pe trei componente fundamentale: ecuațiile de stare, modelele constitutive ale materialelor și criteriile de cedare ale acestora [142]. Tratarea coerentă și integrată a acestor aspecte, prin utilizarea unor modele matematice avansate, este esențială pentru înțelegerea comportamentului materialelor sub solicitări dinamice și pentru dezvoltarea unor instrumente predictive cu un grad ridicat de acuratețe și realism [26], [47]. Astfel de modele sunt indispensabile în proiectarea structurilor expuse la impact, având aplicații directe în industria aeronautică, industria auto și industria navală [48].

Numeroase studii au investigat impactul la viteze reduse asupra panourilor laminate multiaxiale din fibră de sticlă. De exemplu, Sharma A.P. [119] a analizat rezistența la impact a laminatelor hibride, alcătuite din fibre metalice și straturi din fibră de sticlă, în timp ce Wang W. [130] a demonstrat că integrarea firelor din aliaje cu memorie de formă în polimeri armați cu fibră de sticlă conduce la îmbunătățirea toleranței la deteriorare și a rezistenței la impact. În aceeași direcție, Barbero E. J. [17] evidențiază potențialul materialelor hibride de a crește performanța la impact prin reducerea și controlul mecanismelor de deteriorare.

Un parametru determinant al comportamentului la impact îl constituie energia inițială a impactorului. Studiile experimentale au demonstrat existența unei corelații directe între nivelul energiei incidente și tipologia deteriorărilor induse în structură. Li Z. et al. [81] au analizat profile obținute prin pultruziune - procedeu tehnologic utilizat pentru fabricarea continuă a profilelor din materiale compozite armate cu fibre (fibră de sticlă, de carbon sau aramidică)

într-o matrice polimerică; denumirea derivă din combinația termenilor „pull” (a trage) și „extrusion” (extrudare), materialul fiind tras printr-o matriță încălzită, care îi conferă forma finală, evidențiind influența energiei inițiale asupra modurilor de distrugere a produselor de acest tip la impact. Syed Abdullah [1] a investigat comportamentul la solicitări transversale, subliniind importanța caracterizării rezistenței la impact la viteze reduse. Zhang C. [135] a dezvoltat modele cu elemente finite pentru laminate hibride din fibre de carbon și fibre de sticlă, concluzionând că amplasarea straturilor din fibre de carbon la exterior și a celor din fibre de sticlă la interior conduce la maximizarea capacității de absorbție a energiei.

Ecuațiile de stare reprezintă un instrument fundamental în descrierea comportamentului materialelor supuse solicitărilor dinamice, permițând corelarea variabilelor mecanice și termice cu procesele complexe generate de solicitări rapide. În condiții dinamice severe, materialele pot depăși rapid limita elastică, intrând în domeniul plastic și dezvoltând deformări ireversibile. Pentru descrierea acestor comportamente ale materialelor, neliniare, au fost formulate legi constitutive specifice, capabile să surprindă efectele combinate ale tensiunii, deformăției, vitezei de deformare și temperaturii.

În regimuri de solicitare intensă, integrarea unor modele de cedare ale materialelor este esențială pentru a reproduce realist modurile de distrugere, fisurarea, delaminarea, fragmentarea sau ruperea completă. Platforma ANSYS Explicit Dynamics oferă un set extins de modele constitutive și criterii de cedare, facilitând simularea comportamentului structurilor în condiții extreme de impact [142]. Mediul ANSYS permite definirea detaliată a proprietăților materialelor, aspect esențial pentru obținerea unor rezultate numerice relevante. Astfel, pentru polimeri (inclusiv elastomeri) pot fi implementate modele de tip elastic, vâscoelastic și hiperelastic, iar pentru materiale ortotrope, precum compozitele armate cu fibre lungi, modelarea poate fi realizată pe mai multe niveluri de structură:

- nivel micro – simularea la scara microstructurală (particule, cristalite, molecule, fibre);
- nivel mezo – modelarea explicită a firelor și a arhitecturii țesăturii;
- nivel macro – analiza panourilor laminate la scara produsului [87], [126].

În mediul ANSYS Explicit Dynamics, dependența explicită de temperatură a proprietăților mecanice nu este implementată în mod direct. Solverul utilizează valori constante ale parametrilor materialului, definite inițial, fără actualizarea acestora în funcție de variațiile termice apărute în timpul analizei [142], [96]. Această abordare este justificată în studiile de impact, unde rezultatele experimentale și datele din literatură indică faptul că efectele termice au o influență secundară comparativ cu mecanismele dominante de cedare, precum ruperea, deformarea plastică, delaminarea sau frecarea [102]-[106]. În plus, numeroase compozite armate cu fibre (de carbon, aramidice sau de sticlă) își mențin proprietățile mecanice relativ constante pe un interval larg de temperaturi.

Un element fundamental în simulările dinamice îl reprezintă ecuația de stare, care descrie răspunsul hidrodinamic al solidelor la viteze mari de deformare, în situațiile în care presiunea aplicată depășește limita de curgere a materialului [142]. Aceasta furnizează un cadru adecvat pentru analiza comportamentului materialelor în condiții extreme, precum impactul sau colapsul structural.

În general, răspunsul mecanic al solidelor debutează cu o fază elastică, liniară și reversibilă, urmată de o fază plastică, caracterizată prin deformări ireversibile și comportament neliniar. Pentru descrierea adecvată a tranziției dintre aceste regimuri, modelele constitutive includ:

- un model de trecere din domeniul elastic în domeniul plastic;
- un model de evoluție tensiune–deformație, care descrie modificarea caracteristicilor materialului sub acțiunea solicitărilor externe și a vitezei de manifestare.

În cazul compozitelor stratificate și al materialelor cu comportament plastic, pot fi utilizate legi avansate de evoluție a tensiunii, și modele de cedare interlaminară sau modele echivalente precum cele bazate pe zone coezive de grosime zero [34], [35], [40], [47], [48], [49], [58], [60], [61], [64], [70], [71], [80].

În analizele cu deformații mari este frecvent utilizat modelul izotrop biliniar cu durificare izotropă, caracterizat prin două pante distincte: modulul de elasticitate, E , corespunzător domeniului elastic, și modulul tangent asociat comportamentului plastic (sau post-elastic). Pentru descrierea unor fenomene mai complexe poate fi adoptat modelul multiliniar cu durificare, deși acesta este mai puțin adecvat în regimuri cu deformații mici sau solicitări ciclice. Modelul multiliniar a fost aplicat cu succes în studii dedicate impactului la viteze reduse (~ 1 m/s) pentru polimeri și amestecuri polimerice [113].

Materialele nu pot susține stări de tensiune care depășesc local rezistența lor la rupere. În momentul în care tensiunile ating valori critice, algoritmul de calcul al deformațiilor și deplasărilor trebuie adaptat astfel încât să reproducă cât mai fidel degradarea progresivă a materialului. În ANSYS Explicit Dynamics sunt implementate diverse modele de inițiere a cedării, care permit simularea detaliată a fenomenelor de fisurare și rupere. Aceste modele constituie instrumente esențiale pentru cercetători și ingineri în vederea analizării și evaluării consecințelor unor scenarii extreme [80].

Orice model de cedare include două etape fundamentale:

- inițierea deteriorării, care poate avea loc prin crăpare, fracturare sau delaminare, în funcție de natura materialului și de regimul de solicitare;
- răspunsul post-cedare, care descrie comportamentul materialului ulterior apariției fisurii, incluzând evoluții neliniare ale deformațiilor, degradarea proprietăților mecanice și/sau termice și propagarea deteriorării în volum sau la interfață [142].

Modelul dezvoltat în cadrul acestei teze a fost implementat și rulat utilizând platforma Explicit Dynamics (ANSYS), ceea ce a permis investigarea răspunsului dinamic al materialului la propagarea undelor de tensiune și la variații rapide ale solicitării. În acest tip de analiză, efectele inerțiale și variațiile momentelor cinetice ale corpurilor aflate în mișcare trebuie luate în considerare în mod explicit, deoarece influențează semnificativ distribuția tensiunilor și evoluția deteriorării.

Incrementul de timp al simulărilor este controlat de criteriul de stabilitate Courant–Friedrichs–Lewy (CFL), care asigură acuratețea propagării undelor și a fenomenelor tranzitorii [40]. În practică, pașii de timp utilizați se situează în domeniul milisecundelor sau submultipli ai acestora, fiind necesare mii de iterații pentru obținerea unei soluții stabile și convergente. Relația care definește incrementul maxim de timp este:

$$\Delta t \leq f \cdot \left[\frac{h}{c} \right]_{\min} \quad (3.1)$$

unde:

Δt - pasul de timp;

f - factorul de stabilitate (valoare implicită 0,9);

h - dimensiunea caracteristică a elementului finit;

c - viteza de propagare a undei elastice în material [19].

Tabelul 3.1 sintetizează dimensiunile caracteristice recomandate pentru diferite tipuri de elemente finite, acestea având un rol determinant în asigurarea stabilității numerice a soluției [142], [19].

Tabelul 3.1 Dimensiuni caracteristice ale elementelor finite în simulări dinamice [142], [19]

Tip de element	Dimensiuni caracteristice ale elementelor
Hexaedrale sau pentaedrale	Raportul dintre volumul elementului și rădăcina pătrată a celei mai lungi diagonale, scalat cu $\sqrt{2/3}$
Tetraedrale	Distanța minimă dintre un nod și fața opusă a elementului
Element 3D cu 8 noduri (Solid 185)	Fiecare nod are 3 grade de libertate. Suportă plasticitate, hiperelasticitate, durificare la solicitare, fluaj și deformații mari. Variante avansate, cu noduri suplimentare, sunt utilizate pentru materiale elastice și hiperelastice, incompresibile.

În cadrul prezentei teze de doctorat a fost utilizat solverul lagrangian, în care rețeaua de discretizare se deformează solidar cu materialul. Această abordare permite urmărirea precisă a interfețelor și a evoluției câmpurilor de tensiune și deformație în timp. Metoda lagrangiană este preferată în simularea corpurilor solide datorită capacității sale de a reda comportamente mecanice complexe; totuși, aceasta poate deveni sensibilă la distorsiuni excesive ale elementelor în cazul deformațiilor foarte mari [142].

Pe baza considerentelor prezentate anterior, configurarea unei analize în regim explicit presupune parcurgerea unor etape bine definite, care vizează atât definirea materialelor și a contactului, cât și stabilirea strategiei de discretizare și a parametrilor numerici.

Solverul oferă opțiunea Body Interactions pentru detectarea automată a contactului, fiind utilă în simulările de impact sau strivire, unde zona de contact nu poate fi anticipată cu exactitate. Contactele pot fi configurate în funcție de particularitățile analizei, incluzând interacțiuni cu sau fără frecare, bonding (lipire, adeziune) sau reinforcement (ranforsare), de exemplu, în modelarea structurilor din beton armat [142].

Deoarece analiza explicită este dependentă de timp și sensibilă la efectele inerțiale, aceasta permite identificarea unor mecanisme de cedare dificil de observat prin metode experimentale [58]. Totuși, modelele numerice de dimensiuni mari, caracterizate printr-un număr mare de elemente și noduri, pot necesita paralelizarea calculelor pe mai multe procesoare pentru reducerea duratei de rulare, implicând însă un consum semnificativ de resurse de memorie. Complexitatea rețelei de discretizare este direct influențată de solverul utilizat, de modelele constitutive implementate și de tipurile de interacțiuni definite în cadrul analizei.

3.2 Geometria sistemului solicitat la impact

În cadrul simulărilor realizate prin metoda elementelor finite (FEM – *Finite Element Method*), viteza de impact constituie un parametru determinant în caracterizarea răspunsului structural. Pentru ambarcațiuni de dimensiuni mici și medii (20–50 m lungime), realizate din materiale compozite, armate cu fibră de sticlă, viteza relevantă de coliziune depinde în mod direct de scenariul operațional analizat. În acest context, situațiile reprezentative pentru astfel de structuri pot fi clasificate după cum urmează, în funcție de viteza de impact:

- coliziuni accidentale în port sau erori de manevră: 0,5–2 m/s;
- coliziuni frontale la navigație cu viteză redusă: 3–6 m/s;
- impacturi laterale sau contacte neintenționate la viteze moderate: 5–8 m/s.

În practică, majoritatea ambarcațiunilor de agrement sau de transport ușor, prevăzute cu carene realizate din materiale compozite, nu operează la viteza maximă în zonele cu risc ridicat de coliziune. De exemplu, o navă de aproximativ 30 m, construită din compozit armat cu fibră de sticlă (GRP – *Glass Reinforced Polymer*), echipată cu sistem de propulsie convențional, poate atinge viteze de 15–20 noduri (aproximativ 7–10 m/s). Cu toate acestea, în situații reale de coliziune, vitezele efective sunt, în general, semnificativ mai reduse, ca urmare a reacției umane, a manevrelor de evitare sau a condițiilor de navigație.

Pentru fundamentarea intervalelor de viteză utilizate în modelarea numerică, au fost analizate cazuri reale de coliziuni corespunzătoare diferitelor regimuri cinetice, relevante pentru ambarcațiuni mici realizate din compozite FRP/GRP (20–50 m). Aceste exemple (Tabelul 3.2) au fost utilizate ca referință pentru definirea scenariilor investigate prin modelare FEM:

Tabelul 3.2 Cazuri reale de coliziuni pentru ambarcațiuni mici, realizate din compozite (20–50 m),
corespunzătoare diferitelor intervale de viteză

Interval de viteză [m/s]	Exemplu real	Viteză estimată [m/s]	Caracteristici ale impactului
1–2	Cornucopia Destiny (28 m), [154]	1,5–2,5	Manevre portuare, impacturi la acostare
3–6	Ambarcațiunea condusă de Jessica Watson vs. nava cargo Silver Yang, [76]	~2,5–5	Croazieră tipică, coliziune frontală
5–8	Winslow Griesser vs. barcă cu consolă centrală [150]	~6–8 (scalat)	Impact la navigație accelerată
10–11	Utopia IV vs. tanc [151]	~11	Caz extrem, coliziune frontală severă

În cadrul prezentei teze de doctorat, simularea fenomenului de impact a fost realizată pentru o viteză inițială de 4,3 m/s, valoare încadrată în domeniul coliziunilor frontale la navigație cu viteză redusă–moderată (3–6 m/s), considerat reprezentativ pentru exploatarea ambarcațiunilor compozite de dimensiuni mici și medii. Alegerea acestui nivel de viteză permite investigarea unui regim de solicitare suficient de sever pentru a genera mecanisme relevante de deteriorare, precum fisurarea, delaminarea și degradarea interlaminară, fără a aborda scenariu extreme asociate vitezelor maxime de navigație. Valori similare au fost generate și în testele experimentale (vezi Capitolul 5).

Simulările numerice au fost efectuate asupra unor eșantioane pătrate de material compozit, cu dimensiunile de $60\text{ mm} \times 60\text{ mm}$, pentru două configurații distincte de stratificare ale unei țesături cuadriaxiale din fibre de sticlă, corespunzătoare variantelor cu 2 straturi și 4 straturi, respectiv 8 substraturi și 16 substraturi. Menținerea aceleiași viteze de impact pentru toate configurațiile analizate a permis realizarea unei evaluări comparative a influenței numărului de straturi asupra răspunsului structural și a capacității de absorbție a energiei.

În cadrul modelului numeric, firele sunt dispuse conform arhitecturii unei țesături cuadriaxiale, fiind orientate la unghiurile 0° , $+45^\circ$, 90° și -45° față de axele de referință ale panoului (Figura 3.1). Această configurație reproduce geometria reală a arhitecturii textile utilizate în structura compozitului analizat. Unele fire sunt transparente/ascuse (hidden) pentru a evidenția orientarea firelor.

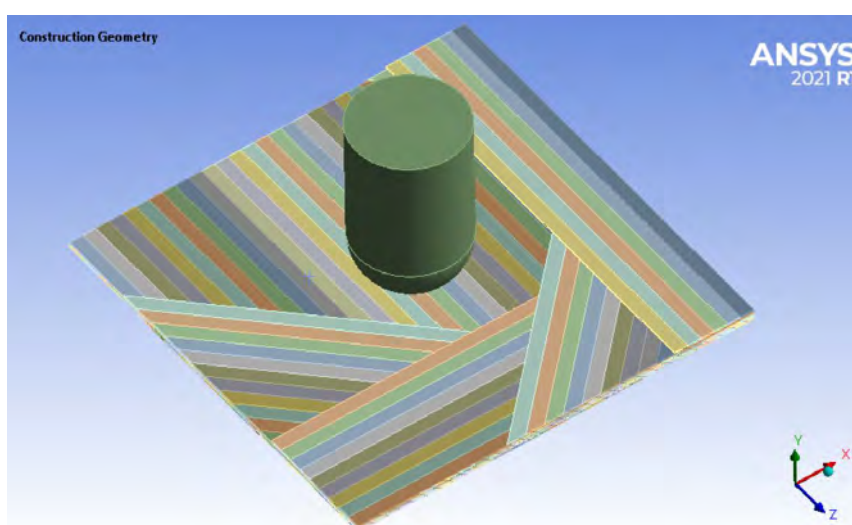


Figura 3.1 Reprezentarea geometrică a modelului de compozit cu țesătură cuadriaxială, cu orientarea firelor 0° , $+45^\circ$, 90° , -45° , un strat de țesătură cuadriaxială

Modelul geometric a fost construit prin reprezentarea explicită a firelor individuale și a impactorului, fiecare componentă fiind definită ca un corp solid distinct în mediul de modelare. Numărul total de corpuri solide diferă în funcție de configurația analizată (2 straturi sau 4 straturi de țesătură), însă arhitectura de bază rămâne aceeași, respectând structura unei țesături cuadriaxiale reale.

Pentru configurația cu două straturi, panoul este alcătuit din opt substraturi cu fire unidirecționale, dispuse conform orientărilor 0° , 90° , $+45^\circ$ și -45° . Substraturile orientate la 0° și 90° conțin câte 30 de fire fiecare, iar cele orientate la $+45^\circ$ și -45° câte 36 de fire, reproducând fidel arhitectura țesăturii utilizate.

O sinteză pentru numărul de corpuri solide și distribuția firelor pentru fiecare configurație analizată este prezentat în Tabelul 3.3.

În acest rezumat este prezentat doar cazul structurii compozite cu 2 straturi (8 substraturi), cazul cu 4 straturi de țesătură cuadriaxială fiind prezentat în teza în extenso.

Tabelul 3.3 Structura modelului geometric pentru configurațiile cu 2 straturi și 4 straturi de țesătură cuadriaxială

Configurație	Nr. straturi	Nr. substraturi	Nr. total fire	Nr. total corpuri solide
Simulare cu 2 straturi de țesătură cuadriaxială	2	8	264	265
Simulare cu 4 straturi de țesătură cuadriaxială	4	16	528	529

Geometria impactorului a fost generată pornind de la un profil bidimensional (*sketch 2D*), ulterior prelucrat prin operația de rotație (comanda *Revolve*). Pentru reducerea timpului de calcul, impactorul a fost modelat cu o lungime redusă pe secțiunea cilindrică. Ca și în cazul altor analize [109], [110] densitatea acestuia este recalculată astfel încât energia cinetică să rămână constantă pentru diferite viteze, conform relației:

$$\Delta E = \frac{m_1 v_1^2}{2} = \frac{m_2 v_2^2}{2} = \frac{m_3 v_3^2}{2} \quad (3.2)$$

unde:

ΔE - energia cinetică a impactorului;

m_1, m_2, m_3 – masa impactorului în diferite scenarii;

v_1, v_2, v_3 – viteza corespunzătoare fiecărei mase.

În condițiile unui volum constant al impactorului, relația poate fi exprimată sub forma:

$$\Delta E = \frac{V \rho_1 v_1^2}{2} = \frac{V \rho_2 v_2^2}{2} = \frac{V \rho_3 v_3^2}{2} \quad (3.3)$$

unde:

ΔE - energia cinetică (considerată constantă pentru cazurile rulate);

V – volumul impactorului;

ρ_1, ρ_2, ρ_3 – densitatea impactorului;

v_1, v_2, v_3 – viteza corespunzătoare fiecărei densități.

Relațiile de mai sus sunt prezentate cu titlu metodologic, pentru a ilustra abordarea utilizată în analize anterioare [246], dar și în aceasta. În prezenta teză de doctorat, deoarece viteza de impact a fost menținută constantă (4,3 m/s) pentru toate configurațiile analizate, energia cinetică inițială este determinată de masa impactorului definit în model.

Impactorul este format dintr-un corp semisferic și un corp cilindric cu același diametru cu al capului (16 mm). Acesta este și diametrul impactorului cu cap semisferic utilizat în campania experimentală.

Secțiunea transversală a firelor a fost aproximată printr-un profil dreptunghiular. În realitate, firele prezintă o secțiune eliptică alungită, caracterizată printr-o grosime aproape constantă pe aproximativ 70% din lățime și capete rotunjite. Adoptarea acestei aproximări geometrice a facilitat modelarea numerică a proceselor de separare între fire și de delaminare între substraturi, în concordanță cu condițiile de cedare la tensiune normală și forfecare.

Studiul realizat de Endruweit A. et al. [49] evidențiază influența formei secțiunii transversale a firului sau a fibrei asupra curgerii rășinii prin armăturile textile și importanța unei modelări adecvate pentru predicția permeabilității rășinii în materialele compozite. Alte cercetări [132] clasifică secțiunile transversale uzuale ale firelor (circulare, eliptice, biconvexe, dreptunghiulare etc.), subliniind influența acestora asupra proprietăților mecanice ale compozitelor.

3.3 Rețeaua de discretizare și condițiile limită

3.3.1 Rețeaua de discretizare

Rețeaua de discretizare a modelului a fost generată manual, în vederea obținerii unui control riguros asupra tipului și dimensiunii elementelor finite utilizate. În Figura 3.2a este prezentată vederea de ansamblu a rețelei de discretizare și în Figura 3.2b sunt prezentate detalii privind rețeaua de discretizare aplicată atât firelor, cât și impactorului (exemplul este prezentat pentru simularea cu 2 straturi de țesătură cuadriaxială; modelul se repeta și pentru simularea cu 4 straturi de țesătură cuadriaxială).

Discretizarea firelor a fost realizată utilizând elemente solide hexaedrice cu 8 noduri, pentru a evita utilizarea elementelor tetraedrice, rezultate din generarea automată a rețelei. Elementele tetraedrice, în special în cazul deformațiilor mari asociate impactului, pot conduce la distorsiuni numerice accentuate și la dificultăți în convergență, fiind mai greu de gestionat de solver în regim explicit.

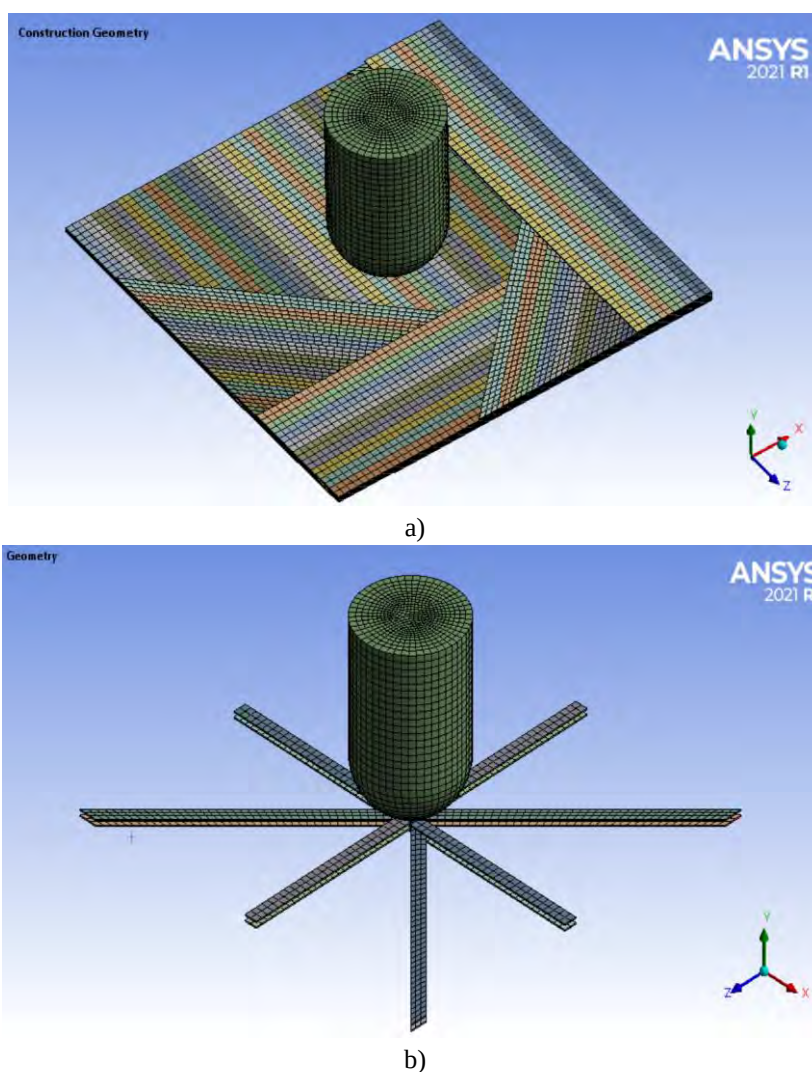


Figura 3.2 Modelul geometric și rețeaua de discretizare

O rețea de discretizare uniformă este considerată mai eficientă [80]. Cu solverul explicit, finețea rețelei nu este întotdeauna soluția cea mai bună. Pasul de timp (incrementul de timp) pentru care solverul Explicit Dynamics este controlat de cel mai mic element din rețea, influențând tot modelul, deci rezolvarea (ca timp și soluție) va duce la creșterea timpului de rulare. Specialiștii apreciază că solverul Explicit Dynamics lucrează mai bine cu elemente cuboide, distribuite cât mai uniform pe model.

În modelul numeric al țesăturii cuadriaxiale, firele (care în realitate sunt fasciculele de fibre) au fost reprezentate ca benzi individuale orientate pe direcțiile paralele cu latura panoului ($0^\circ/90^\circ$) și pe direcțiile diagonale ($\pm 45^\circ$). Secțiunea transversală a firelor a fost modelată dreptunghiular, fiind circumscrisă secțiunii eliptice reale. Diferența dintre aria secțiunii dreptunghiulare utilizate în model și aria secțiunii eliptice reale este redusă, iar această aproximare a permis simplificarea discretizării și o stabilitate numerică mai bună în condiții de deformări mari.

Din punct de vedere numeric, discretizarea modelului a fost realizată utilizând o dimensiune caracteristică a elementului finit de aproximativ 1 mm. În aceste condiții, fasciculele de fibre orientate pe direcțiile paralele cu laturile, cu o lățime de 2 mm, au fost discretizate cu două elemente pe lățime, în timp ce fasciculele orientate pe direcțiile diagonale, având tot o lățime de 2 mm, au fost discretizate cu trei elemente pe lățime. Pe direcția grosimii fiecărui fascicul a fost utilizat un singur element, ceea ce permite reprezentarea eficientă a comportamentului structural al fasciculelor fără creșterea excesivă a resurselor pentru simulare. Această abordare asigură o dimensiune comparabilă a elementelor finite în toate direcțiile țesăturii și permite o reprezentare adecvată a intersecțiilor dintre firele din zona de impact..

Prin această schematizare geometrică și numerică se obține un compromis între fidelitatea reprezentării arhitecturii reale a țesăturii cuadriaxiale și stabilitatea numerică a simulării, permițând în același timp analiza distribuției tensiunilor și a mecanismelor locale de deteriorare la nivelul firelor principale.

Rețeaua finală este alcătuită din 113.040 noduri și 46.075 elemente finite pentru modelul cu două straturi de țesătură cuadriaxială, și din 214.560 noduri și 81.643 elemente finite pentru modelul cu 4 straturi de țesătură cuadriaxială.

Analizând rețele de discretizare pentru modele de compozite la nivel mezo (la nivel de fir) [102], [109], [110], am optat pentru o rețea similară din punct de vedere dimensional și ca organizare.

Trebuie menționat că, în cazul structurilor reale, ruperea firelor și propagarea deteriorării pot prezenta asimetrii locale ca urmare a imperfecțiunilor de fabricație, a variației microstructurii și a distribuției neuniforme a proprietăților. În cadrul prezentei teze de doctorat, aceste surse de variabilitate nu sunt introduse explicit, modelul numeric fiind construit ca o reprezentare idealizată și controlată, adecvată pentru analiză comparativă între configurații (2 și 4 straturi) în condiții identice de impact.

3.3.2 Condiții limită

Fiecare fir a fost fixat rigid la capete, pentru a reproduce condițiile de încastrare corespunzătoare eșantionului analizat. Interacțiunea dintre straturi, și implicit, fire, a fost modelată utilizând o legătură de tip „bonded”, prevăzută cu opțiunea „breakable”, permițând

desprinderea interfețelor în condiții de solicitare critică. Cedarea conexiunilor are loc atunci când tensiunile normale și/sau de forfecare depășesc valorile limită definite în model. Acest mod de a simula acțiunea matricei este suficient de realist pentru compozitul simulat, având în vedere că pentru compozitul real, datorită tehnologiei de laborator aplicată de autoare și calității țesăturii și matricei, s-au putut obține fracții volumice mari pentru fibre (vezi Capitolul 4), atât pentru compozitul Q-c, cât și compozitul Q-g.

Modelarea interfeței a fost realizată utilizând modelul zonei coezive de grosime zero (Cohesive Zone Model - CZM), pe toate suprafețele firelor în contact, abordare frecvent utilizată în analiza compozitelor cu volum mare de fibre (0,55–0,6), categorie în care se încadrează și materialele investigate experimental [142]. Această formulare este adecvată pentru analiza delaminării interlaminare în regim de impact la viteze reduse. Iar în acest model, delaminarea poate fi generată atât între straturi, cât și între substraturi. În acest model, acest aspect a fost tratat identic, adică proprietățile matricei de grosime zero sunt aceleași și între firele de pe același substrat, dar și între firele de pe două straturi adiacente. Prin activarea opțiunii „Breakable” și utilizarea criteriului de cedare de tip „Stress Criteria”, conexiunile inițiale dintre fire și straturi pot fi dezactivate progresiv pe parcursul analizei, permițând decoezionarea și separarea acestora în momentul atingerii condițiilor critice de cedare (în acest model aceste condiții de cedare sunt legate de tensiunea la tracțiune la rupere și de tensiunea de forfecare la rupere pentru matrice (sau interfață)).

3.4 Modele de material selectate pentru sistemul analizat și criterii de cedare

3.4.1 Modelarea interfețelor cu modelul zonei coezive de grosime zero

3.4.1.1 Introducere

În acest model, matricea ca interfață între fire a fost modelată pe baza teoriei modelului zonei coezive de grosime zero.

Needleman A. [100], încă din 1990, introduce o lege de separare la tracțiune iar lucrarea lui a stat la baza multor modele CZM ulterioare. Xu X.P și Needleman [133] au propus, câțiva ani mai târziu, în 1994, un alt model care a stat la baza modelului cu lege exponențială, folosit și în Ansys [142], [143]. Alfano, G., & Crisfield, M. A. [6], au propus un model biliniar care este aplicat în Ansys [142], help-ul acestuia menționând referința aceasta.

Termenii folosiți în acest capitol trebuie considerați astfel:

- separație → mărimea cinematică δ (salt de deplasare între suprafețe),
- separare → procesul de rupere / decoeziune,
- tracțiune → T în interfață (poate fi normală și tangențială),
- rigiditate coezivă normală / tangențială → K_n, K_t ,
- energie critică de fractură → G_{IC}, G_{IIC} (Energia critică de fractură este exprimată în literatura de specialitate în J/m^2 , însă în implementarea numerică din ANSYS valorile sunt introduse în unități N/mm , pentru a păstra consistența sistemului de unități utilizat în modelul cu elemente finite). Energia necesară separării are expresia generală

$$G_c = \frac{1}{2} T_{max} \delta_f \quad (3.4)$$

Această relație poate fi particularizată pentru modul I și, respectiv, modul II astfel. T_{max} este tensiunea maximă la care se inițiază separația (cea pe direcție normală la interfețe sau cea pe direcție tangențială) iar δ_f este separația în modul I sau modul II.

Coerența dimensională a parametrilor modelului CZM a fost verificată utilizând relația specifică legii biliniară tracțiune–separație, conform căreia energia de fracturare este egală cu aria de sub curba tracțiune–separație. În sistemul de unități utilizat în modelul numeric (mm–N–MPa), această energie rezultă în N/mm, unitate echivalentă cu J/m² (1 N/mm=1000 J/m²).

Modelul zonei coezive (CZM) este utilizat pentru descrierea inițierii și propagării separării la interfața dintre două medii, prin definirea unei relații constitutive între tracțiunea interfacială și separația relativă a suprafețelor adiacente. În această abordare, interfața nu este considerată perfect aderentă, ci capabilă să preia tensiuni până la atingerea unui prag maxim, după care răspunsul se degradează progresiv până la separarea completă. În documentația Ansys [142], separația interfeței este definită ca saltul de deplasare dintre cele două suprafețe, cu descompunere în componentă normală și componentă tangențială, iar legea CZM poate fi formulată atât pentru elemente de interfață, cât și pentru elemente de contact.

Pentru solicitare mixtă, contribuțiile modului I și modului II sunt combinate printr-o mărime efectivă de separație și printr-un criteriu energetic a decoeziunii. Această abordare este potrivită pentru structuri compozite, unde la nivelul interfețelor apar simultan deschidere locală normală (peeling) și alunecare relativă (tangențială). Alegerea modelului biliniar mixt este astfel justificată atât prin simplitatea și stabilitatea sa numerică, cât și prin posibilitatea calibrării sale pe baza parametrilor mecanici și energetici ai interfeței, G_c .

Modelul CZM poate fi utilizat doar pentru contacte de tip „bonded” [142], (contacte solidare sau aderente), în care suprafețele sunt inițial legate și pot transmite atât tracțiuni normale, cât și tangențiale. Separarea, ruperea sau delaminarea de-a lungul unei interfețe între fazele unui material (mai ales compozit) joacă un rol important în tenacitatea și ductilitatea unui material multifazic, așa cum sunt compozitele cu matrice. Delaminarea sau supararea la interfață poate fi modelată și prin mecanica ruperii „clasice” cum ar fi tehnica sau metoda separării nodurilor.

În modelarea numerică a propagării fisurilor și a delaminării în structuri compozite au fost utilizate inițial metode bazate pe separarea nodurilor (nodal release technique). În această abordare, nodurile comune ale elementelor finite sunt eliberate progresiv pentru a permite deschiderea fisurii și propagarea acesteia de-a lungul unei interfețe prestabilite. Deși metoda este relativ simplă din punct de vedere numeric, ea presupune definirea explicită a traseului fisurii și nu descrie în mod direct procesul fizic de degradare al interfeței. Pentru a depăși aceste limitări, în modelarea modernă a delaminării este utilizat frecvent modelul zonei coezive (Cohesive Zone Model - CZM), care descrie comportarea interfeței printr-o relație de tip tracțiune–separație. În această formulare, degradarea interfeței apare progresiv, în funcție de separația relativă dintre suprafețele adiacente, fără a impune a priori traiectoria fisurii. Astfel, modelul CZM permite simularea mai realistă a proceselor de inițiere și propagare a deteriorării în materiale compozite.

3.4.1.2 Separarea interfețelor în modul mixt

În modul de separare mixt, separarea interfețelor depinde atât de componenta normală cât și de cea tangențială, printr-o relație de forma:

$$T = K_n \delta_n (1 - D_m) \quad (3.5)$$

$$\tau_t = K_t \delta_t (1 - D_m) \quad (3.6)$$

Parametrul de separare este definit astfel:

$$D_m = \chi \left(\frac{\Delta_m - 1}{\Delta_m} \right) \quad \text{cu} \quad \begin{cases} D_m = 0 & \text{pentru } \Delta_m \leq 1 \\ 0 < D_m \leq 1 & \text{pentru } \Delta_m > 1 \end{cases} \quad (3.7)$$

cu

$$\Delta_m = \sqrt{\Delta_n^2 + \Delta_t^2} \quad (3.8)$$

și

$$\chi = \left(\frac{\delta_n^c}{\delta_n^c - \delta_n} \right) = \left(\frac{\delta_t^c}{\delta_t^c - \delta_t} \right) \quad (3.9)$$

Parametrul χ apare în formularea CZM din ANSYS atunci când interfața este solicitată în mod mixt (adică simultan în mod normal și tangențial). El este introdus pentru a lega separația normală și alunecarea tangențială într-o singură măsură a deschiderii interfeței.

Pentru evoluția deteriorării/separării, ANSYS [142], definește o separație echivalentă (un parametru combinat). Aceasta depinde de raportul dintre aceste două separații. Aici intervine χ . Parametrul χ controlează modul în care se combină deschiderea interfeței și alunecarea tangențială. Astfel se poate descrie starea de solicitare mixtă (Mode I + Mode II).

În esență, χ stabilește raportul $\frac{\delta_n}{\delta_t}$, adică raportul dintre separația normală și alunecarea tangențială.

În solicitare mixtă (Mode I + Mode II), interfața nu se deschide doar normal sau doar tangențial. Apar simultan separația normală δ_n , și alunecarea tangențială δ_t .

Pentru a descrie evoluția deteriorării, ANSYS [142], introduce o separație echivalentă δ_{eq} , care combină cele două componente, cu relația

$$\delta_{eq} = \sqrt{\delta_n^2 + \chi \delta_t^2} \quad (3.10)$$

unde δ_n este separația normal, δ_t este alunecarea tangențială iar χ este un coeficient care ponderază contribuția alunecării tangențiale.

Interpretarea lui χ se face pentru trei cazuri:

- dacă $\chi=1$, contribuția normală și tangențială sunt tratate simetric,
- dacă $\chi>1$, alunecarea tangențială are influență mai mare asupra deteriorării,
- dacă $\chi<1$, deschiderea normală domină procesul de deteriorare.

În implementarea ANSYS, pentru a menține consistența dintre aceste separații și tensiunile asociate, programul scalează rigiditatea tangențială K_t astfel încât relația dintre componente să fie corectă.

Această formulare permite modelului să descrie ruperea interfeței în mod mixt, adică situațiile reale în care interfața se deschide, dar în același timp apare și alunecare între suprafețe.

Energia de fracturare este atunci distribuită între Modul I (deschidere) și Modul II (forfecare).

În CZM, separarea interfeței apare atunci când energia disipată ajunge la G_{Ic} dacă separarea este pe direcție normală la interfață sau G_{IIc} pentru separare în plan tangențial, adică energiile critice de fracturare pentru fiecare mod de separare în parte.

În realitate, aproape niciodată interfața nu este solicitată pur, doar deschidere sau doar forfecare. De obicei apare modul I + modul II simultan. Deci, energia de fracturare va fi:

$$G = G_{Ic} + G_{IIc} \quad (3.11)$$

Pentru a descrie ruperea în solicitare mixtă se folosește un criteriu energetic. Unul frecvent utilizat [Jinescu] este:

$$\frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} = 1 \quad (3.12)$$

Acesta presupune că ruperea apare când combinația dintre cele două energii atinge pragul critic.

Pentru solicitare mixtă, separația echivalentă, δ_{eq} , combină separația normală și alunecarea tangențială astfel încât evoluția deteriorării să respecte criteriul energetic. Aici intervine parametrul χ , care controlează contribuția alunecării tangențiale. ANSYS [142], calculează separația normală și tangențială, construiește separația echivalentă, calculează energia disipată și apoi verifică criteriul energetic. Când energia atinge valoarea critică, interfața ajunge la separarea completă. Această formulare permite modelului să descrie corect delaminarea compozitelor, debonding-ul adezivilor și desprinderea interfețelor, în condiții realiste de solicitare mixtă.

În cazul solicitării mixte, evoluția deteriorării interfeței este controlată de contribuția simultană a modurilor de deschidere și de forfecare. Energia totală disipată în interfață este suma energiilor asociate modurilor I și II, iar separarea completă apare atunci când combinația acestor energii atinge valoarea critică corespunzătoare materialului interfeței.

Separația normală și alunecarea tangențială au aceleași unități (deplasare), dar rigiditățile asociate sunt diferite: rigiditate normală K_n , și rigiditate tangențială K_t .

Dacă aceste rigidități nu sunt scalate corespunzător, relația dintre separații și tensiuni devine inconsistentă.

Pentru a păstra consistența, ANSYS [142] impune automat condiția ca raportul dintre deschiderile interfeței să fie egal cu raportul dintre alunecările tangențiale. Acest lucru se realizează prin scalarea rigidității tangențiale K_t . De aceea în text apare fraza că această constrângere este „impusă automat”.

Prin această scalare:

- contribuția modului normal și a modului tangențial rămâne compatibilă energetic
- evoluția deteriorării este corectă pentru solicitare mixtă.

În alte cuvinte, modelul asigură că: energia disipată în Mode I și Mode II este distribuită corect.

În formularea CZM pentru solicitare mixtă, parametrul χ controlează raportul dintre separația normală a interfeței și alunecarea tangențială. Pentru a menține consistența relației dintre aceste două componente ale separației, ANSYS scalează automat rigiditatea tangențială a contactului K_t , astfel încât raportul dintre deschiderile interfeței să fie compatibil cu raportul dintre deplasările tangențiale.

Constrângerea impusă asupra lui χ , conform căreia raportul dintre distanțele de deschidere ale contactului (contact gap) trebuie să fie egal cu raportul dintre deplasările de

alunecare tangențială, este impusă automat prin scalarea corespunzătoare a valorii rigidității de contact K_t , după cum urmează:

$$K_t = \left(\frac{\tau_{max} u_n^c}{\sigma_{max} u_t^c} \right) K_n \quad (3.13)$$

În cazul desprinderii interfeței în mod mixt, atât tensiunile normale de contact, cât și cele tangențiale contribuie la energia totală de fracturare, iar desprinderea completă poate avea loc înainte ca valorile critice ale energiei de fractură să fie atinse pentru fiecare dintre componente, considerate separat. Prin urmare, pentru a defini finalizarea desprinderii interfeței se utilizează un criteriu energetic combinat.

$$\frac{G_n}{G_{cn}} + \frac{G_t}{G_{ct}} = 1 \quad (3.14)$$

în care

$$G_n = \int P du_n \quad (3.15)$$

și

$$G_t = \int \tau_t du_t \quad (3.16)$$

în care:

G_n – energia pentru separare normală,

G_t – energia pentru separare tangențială,

G_{cn} – energia de fracturare critică pentru separare normală,

G_{ct} – energia de fracturare critică pentru separare tangențială.

În modelul numeric dezvoltat în cadrul tezei, compozitul a fost reprezentat la nivel mezo, prin descriere explicită a firelor constitutive ale armăturii. Firele au fost modelate ca volume solide cu secțiune aproximativ dreptunghiulară, în acord cu dimensiunile reale ale acestora, iar matricea nu a fost discretizată ca volum distinct. În schimb, influența matricei epoxidice a fost introdusă prin intermediul unei interfețe de grosime zero, definită între suprafețele adiacente ale firelor, utilizând un model Cohesive Zone de tip bilinear mixed-mode.

Această alegere de modelare permite reducerea costului computațional comparativ cu discretizarea explicită a unui volum subțire de matrice între toate firele, păstrând în același timp mecanismul esențial de transfer de sarcină și de degradare interfacială. Astfel, răspunsul matricei este introdus sub formă de proprietăți mecanice și energetice ale interfeței, care controlează inițierea și evoluția decoeziunii. Abordarea este potrivită pentru studiul desprinderii locale dintre fire și al delaminării între sub-straturi, în special în cazul unui model mesoscopic destinat analizei impactului.

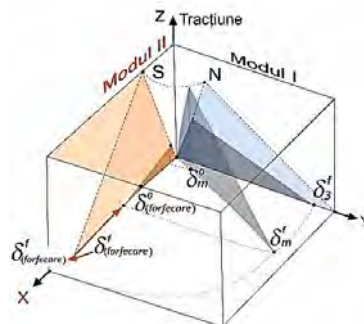


Figura 3.3 Reprezentarea tridimensională a legii tracțiune-separație pentru modelul CZM în solicitare mixtă (Modul I și Modul II), după Camanho și Dávila [59]. Evoluția deteriorării este controlată de separațiile normală și tangențială ale interfeței până la separarea completă.

Figura 3.3 ilustrează legea tracțiune–separație pentru modelul zonei coezive ohesive în solicitare mixtă, în care interfața poate fi solicitată simultan în deschidere (modul I) și forfecare (modul II).

Separarea interfeței este descrisă prin:

- δ_m – separația la inițierea deteriorării și
- δ_{mf} – separația la separarea completă.

În mod similar:

- δ_{shear0} – separația tangențială la inițiere și
- δ_{shearf} – separația tangențială la separare completă.

Suprafața reprezentată în figură descrie evoluția tensiunilor interfeței în funcție de separațiile normală și tangențială. Pe măsură ce separația crește, tensiunile scad progresiv până la separarea completă a interfeței. Această formulare permite modelului CZM să descrie propagarea deteriorării în condiții de solicitare mixtă (Mode I + Mode II).

Pentru modul bilinear mixt de rupere/separare, separarea interfețelor materialelor depinde atât de componenta normală, cât și de cea tangențială ale salturilor de deplasare. Pentru a lua în considerare contribuțiile lor diferite în separarea interfețelor, se introduce un parametru de salt adimensional,

$$\lambda = \sqrt{\left(\frac{\delta_n}{\delta_n^c}\right)^2 + \beta^2 \left(\frac{\delta_t}{\delta_t^c}\right)^2} \quad (3.17)$$

în care β este un parametru adimensional care indică ponderea dintre diferitele salturi de deplasare normală și tangențială.

Componentele pe direcție normală și tangențială a tensiunii au următoarele expresii:

$$T_n = K_n \cdot \delta_n (1 - D_m) \quad (3.18)$$

$$T_t = K_t \cdot \delta_t (1 - D_m) \quad (3.19)$$

Parametrul de cedare/deteriorare, D_m , asociat legii biliniare a modului mixt de separare/delaminare se definește astfel:

$$D_m = \begin{cases} 0 \\ \min(1, d_m) \end{cases} \quad \text{pentru} \quad \begin{cases} \lambda^{max} \leq \lambda_{cr} \\ \lambda^{max} > \lambda_{cr} \end{cases} \quad (3.20)$$

în care

$$\lambda_{cr} = \frac{\delta_n^*}{\delta_n^c} = \beta \frac{\delta_t^*}{\delta_t^c} \quad (3.21)$$

$$d_m = \eta \left(\frac{\lambda^{max} - \lambda_{cr}}{\lambda^{max}} \right) \quad (3.22)$$

$$\eta = \frac{\delta_n^c}{\delta_n^c - \delta_n^*} = \frac{\delta_t^c}{\delta_t^c - \delta_t^*} \quad (3.23)$$

$\lambda^{max} = \max \lambda(\tau')$, în care $0 \leq \tau' \leq \tau$.

3.4.1.3 Regularizarea vâscoasă

Pentru a evita dificultățile numerice asociate porțiunii de degradare a legii tracțiune–separație, modelul CZM poate include o regularizare vâscoasă. În această formulare, tracțiunile interfeței sunt modificate prin adăugarea unui termen proporțional cu viteza de separație a interfeței, ceea ce introduce un efect numeric de amortizare și îmbunătățește stabilitatea calculului.

Regularizarea vâscoasă sau regularizarea prin amortizare vâscoasă este o metodă de stabilizare numerică prin termen de vâscozitate. În modelele cu zonă coezivă [342], apare o problemă numerică frecventă. Legea tracțiune–separație are o zonă de softening: tracțiunea crește până la $T_{\max}$, apoi scade pe măsură ce separația crește. Această porțiune descendentă poate produce în FEM instabilități numerice și/sau dificultăți de convergență, mai ales în analize implicite și probleme cu rupere progresivă. Pentru a stabili calculul, ANSYS introduce o vâscozitate fictivă foarte mică. Aceasta este exact „viscous regularization”. ANSYS modifică relația tracțiune–separație. În loc de T_n și T_t se folosesc: T_n^* și T_t^* , adică tracțiuni modificate numeric

Formulele propuse în Ansys sunt:

$$T_n^* = T_n + \zeta \frac{d\delta_n}{dt} \quad (3.24)$$

$$T_t^* = T_t + \zeta \frac{d\delta_t}{dt} \quad (3.25)$$

unde:

T_n este tracțiunea pe direcție normală, înainte de regularizarea vâscoasă,

T_n^* este tracțiunea pe direcție normală, după regularizarea vâscoasă,

T_t este tensiunea pe direcție tangențială, fără regularizare vâscoasă,

T_t^* este tracțiunea pe direcție tangențială după regularizarea vâscoasă,

ζ este coeficientul de amortizare vâscoasă.

Interpretarea fizică ține seama de următorul fenomen. Cu cât separația interfeței crește mai repede, cu atât apare o forță suplimentară de amortizare. Această forță stabilizează evoluția degradării și împiedică „săriturile numerice”, corecte matematic, dar nerealiste.

Termenii introduși în relațiile tensiunilor sunt $\zeta \frac{d\delta_t}{dt}$ și $\zeta \frac{d\delta_n}{dt}$, adică viteză de separație $\times$ coeficient vâscos. Este aceeași idee ca la un amortizor mecanic.

$\frac{d\delta_n}{dt}$ este viteza cu care se deschide interfața pe direcție normală, $\frac{d\delta_t}{dt}$ este viteza cu care se deschide interfața pe direcție tangențială.

Dacă nu există regularizare vâscoasă în simulare, degradarea poate apărea brusc și solverul poate pierde convergența. Adăugând regularizarea vâscoasă degradarea devine graduală din punct de vedere numeric și solverul este mai stabil.

Trebuie menționat că această vâscozitate este fictivă, deci nu reprezintă un fenomen fizic real.

ANSYS [142] recomandă „small fictitious viscosity”. Pentru că dacă ζ este prea mare, modifică răspunsul fizic iar dacă este foarte mic, doar stabilizează calculul. Deci trebuie ales suficient de mic. În Explicit Dynamics, de obicei, această valoare foarte mică nu este critică, pentru că modul explicit este stabil. Dar uneori ajută la propagarea mai lină a delaminării și la evitarea oscilațiilor.

Deci introducerea acestei regularizări vâscoase, echivalentă cu un mic amortizor. Ideea esențială este că stabilizează simularea și nu schimbă semnificativ fizica dacă este suficient de mic.

În documentația ANSYS [142] explicațiile nu sunt detaliate. Această regularizare poate modifica energia disipată în CZM dacă nu este aleasă corect. Este un detaliu subtil, dar

important în simulare. Problema este că termenul de regularizare vâscoasă introduce o sursă suplimentară de disipare de energie, care nu aparține modelului CZM propriu-zis. În legea CZM standard, energia disipată la ruperea interfeței este exact energia de rupere/separare, G_c și reprezintă energia fizică necesară pentru separarea suprafețelor interfeței.

3.4.1.4 Aspecte particulare ale CZM în modelul propus

Când frecarea este definită între suprafețele de contact care vor fi delaminate (separate), tensiunea tangențială este calculată ca maximum dintre tensiunea tangențială guvernată de modelul de separare și tensiunea tangențială așa cum este guvernată de legea de frecare (inclusive varianta cu $\text{COF}=\text{ct}$).

După finalizarea desprinderii interfeței, interacțiunea dintre suprafețe este guvernată de condițiile standard de contact pentru direcțiile normală și tangențială. În cazul în care pentru elementele de contact este definită frecarea, se utilizează contact cu frecare pentru descrierea interacțiunii dintre suprafețe.

Trebuie precizat că modelul numeric propus nu a fost validat integral prin comparație directă cu structura reală investigată experimental, deoarece, din considerente legate de resursele hardware disponibile, simulările explicite au fost limitate la configurații cu 2 straturi și 4 straturi de țesătură cuadriaxială. În raport cu compozitul real, alcătuit din 8 straturi, aceste configurații trebuie privite ca modele simplificate, utilizate în principal pentru testarea metodologiei de modelare, pentru analiza influenței parametrilor CZM și pentru evidențierea unor tendințe de degradare la nivel mezo. Astfel, rezultatele numerice obținute au rol orientativ și metodologic, constituind o bază pentru dezvoltări ulterioare către un model al structurii reale.

Dintre cazurile experimentale disponibile anterior pentru panourile cu 2 straturi [109], [110] nivelul energetic de 45 J reprezintă configurația cea mai apropiată de regimul sever analizat numeric în prezenta lucrare, fiind astfel relevant pentru o comparație calitativă a mecanismelor de deteriorare.

Modelul numeric propus poate fi utilizat pentru estimarea unei viteze critice de perforare, interpretată ca viteza limită la care răspunsul sistemului trece de la un regim caracterizat prin recul al impactorului la un regim în care are loc penetrarea totală a structurii. Această viteză depinde de caracteristicile mecanice ale compozitului, precum și de parametrii impactorului, cum ar fi geometria, dimensiunile și energia lui de impact.

Analiza acestor cazuri preliminare oferă informații relevante asupra modului de deformare locală a structurii, asupra distribuției tensiunilor în firele principale și asupra mecanismelor de cedare interfacială în zona de impact. În plus, simulările permit urmărirea evoluției mișcării impactorului și a transferului de energie către structura compozită, ceea ce face posibilă identificarea unor tendințe privind comportarea sistemului în funcție de parametrii impactului.

În acest context, modelul numeric dezvoltat poate fi utilizat pentru estimarea unei viteze critice de impact, interpretată ca viteza limită la care răspunsul sistemului trece de la un regim caracterizat prin recul al impactorului la un regim în care are loc penetrarea sau perforarea structurii. Această viteză de tranziție depinde atât de proprietățile mecanice ale compozitului, cât și de parametrii impactorului, precum forma, dimensiunile și energia de impact asociată.

Trebuie menționat că, în etapa actuală a studiului, simulările au fost realizate pentru configurații simplificate ale compozitului, cu 2 straturi și 4 straturi, din cauza costului computațional ridicat asociat modelării la nivel mezo și analizei explicite a impactului. În aceste condiții, rezultatele obținute trebuie interpretate în principal ca studii numerice preliminare, destinate evaluării comportamentului modelului și identificării tendințelor de răspuns ale sistemului compozit-impactor. Chiar și în această formă simplificată, modelul oferă informații valoroase privind mecanismele locale de deformare și cedare, precum și asupra influenței parametrilor de impact, constituind o bază pentru extinderea ulterioară a analizei către configurația completă a laminatului cu 8 straturi.

Implementarea modelului zonei coezive de grosime zero (CZM) în modelul rulat în ANSYS s-a realizat prin definirea unei legi biliniare pentru modul mixt de separare, caracterizată de două categorii de parametri: parametri de inițiere și parametri de evoluție. Parametrii de inițiere sunt reprezentați de tracțiunea maximă normală, $\sigma_{\max}$, și de tracțiunea maximă tangențială, $\tau_{\max}$, care marchează începutul cedării interfeței. Parametrii de evoluție sunt reprezentați de separațiile la terminarea decoeziunii și, în mod echivalent energetic, de energiile de fractură critice în modul I și modul II de separare, G_{Ic} și G_{IIc} . Pentru legea biliniară, aceste mărimi sunt legate direct prin relația dintre aria de sub curba tracțiune-separație și energia disipată la cedarea interfeței.

Pentru fiecare mod pur de separare, energia de fracturare critică se exprimă prin aria triunghiului definit de tracțiunea maximă și separația critică la terminarea decoeziunii. Astfel, pentru modul I și modul II, parametrii introduși în model trebuie să fie coerenți energetic, pentru ca răspunsul interfeței să fie fizic și numeric consistent. În cazul solicitării mixte, contribuțiile normală și tangențială sunt combinate prin criteriul mixt, implementat în ANSYS [142], pe baza parametrilor de ponderare și a criteriului energetic asociat (relația 3.40).

În forma finală utilizată în simulare, interfața a fost caracterizată printr-o tracțiune normală maximă de 40 MPa și o tracțiune tangențială maximă de 70 MPa, asociate energiilor critice de fracturare $G_{Ic}=200 \text{ J/m}^2$ și $G_{IIc}=1500 \text{ J/m}^2$. Separările la completarea decoeziunii au fost alese coerent energetic, respectiv 0,010 mm pentru componenta normală și 0,043 mm pentru componenta tangențială. Pentru formularea modului mixt s-au utilizat valori unitare ale constantelor materiale, iar parametrul de ponderare a fost fixat la 1, cu un raport de 0,01.

3.4.1.5 Selectarea parametrilor pentru matrice

În această teză, pentru interfețe, a fost adoptată legea biliniară pentru modul mixt (combinat) de separare, deoarece permite un control direct și independent al valorilor maxime ale tracțiunilor normale și tangențiale, precum și al energiilor de fracturare critice corespunzătoare modurilor I și II, vezi Tabelul 3.4 și Tabelul 3.5.

Tabelul 3.4 Parametrii modelului biliniar pentru delaminarea interfeței

Temperatură (°C)	Tracțiune normală maximă (MPa)	Deplasare normală la finalul decoeziunii (separării) (mm)	Tracțiune tangențială maximă (MPa)	Deplasare tangențială la finalul decoeziunii (separării) (mm)	Raport	Parametru de ponderare adimensional
23°C	40	1×10^{-2}	70	$4,3 \times 10^{-2}$	1×10^{-2}	1

Tabelul 3.5 Criteriul biliniar de fractură pentru compozitele analizate

Temperatură (°C)	Rata critică de eliberare a energiei – Modul I (mJ/mm ²)	Rata critică de eliberare a energiei – Modul II (mJ/mm ²)	Constantă material ξ	Constantă material ζ
23°C	0,2	1,5	1	1

În cadrul acestei formulări, răspunsul inițial al interfeței este elastic liniar, iar după atingerea valorii maxime a tracțiunii începe procesul de cedare, prin reducerea progresivă a rigidității până la separarea completă. Energia disipată în acest proces este egală cu aria de sub diagrama tracțiune–separație și constituie parametrul energetic fundamental al modelului

Modelul mixt biliniar a fost ales deoarece oferă un compromis favorabil între fidelitatea fizică și costul numeric. Comparativ cu formulările exponențiale, acesta permite o interpretare directă a parametrilor introduși în model, respectiv tracțiunile maxime și energiile critice de fracturare. În plus, pentru analiza explicită a impactului, legea biliniară este mai ușor de calibrat și de urmărit în post-procesare, deoarece legătura dintre parametrii introduși și răspunsul interfeței este directă. Totodată, caracterul mixt al solicitării este esențial pentru compozitele laminate, la care decoeziunea/delaminarea este determinată simultan de deschiderea interfeței și de alunecarea relativă între suprafețe. Rezultatele obținute în aceste cazuri preliminare indică faptul că modelul propus este capabil să descrie inițierea și propagarea desprinderilor interfaciale la nivel mezo, constituind o bază pentru extinderea ulterioară a simulărilor către configurația completă a laminatului cu 8 straturi.

3.4.2 Criteriul de cedare al firelor

Firele care compun țesătura cuadriaxială sunt alcătuite, la scară microscopică, din sute de fibre de sticlă individuale, cu diametre cuprinse între 7–14 μm [102], [103]. În cadrul modelării numerice adoptate în prezenta teză de doctorat, abordarea este realizată la scară mezo-structurală, firul fiind considerat un corp monolit, omogen și izotrop. Pentru descrierea comportamentului mecanic s-a utilizat un model constitutiv biliniar izotrop cu durificare.

Parametrii modelului – limita de curgere și modulul tangent – au fost aproximați pe baza rezultatelor experimentale raportate în literatura de specialitate pentru compozite similare armate cu fibre de sticlă [98]. Valorile adoptate sunt prezentate în Tabelul 3.6.

Tabelul 3.6 Parametrii modelului constitutiv biliniar cu durificare izotropă

Caracteristică	Valoare propusă	Justificare
Modul Young ($E=12$ GPa)	Inferior modulului fibrei de sticlă (~70–85 GPa)	Relevă dezalinierarea fibrelor, frecarea inter-filamente și ondulația la scară de fir
Modul tangent ($E_t=3$ GPa)	Rigiditate redusă post-curgere	Simulează alunecarea fibrelor, decoeziunea fibre-matrice și cedarea
Limită curgere ($\sigma_y=230$ MPa)	Inferioară limitei fibrei	Conservator, dar realist, având în vedere imperfecțiuni și goluri
Deformație plastică echivalentă la rupere - EPS (3%)		Compatibil cu observațiile experimentale pentru țesături dominate de fibre

3.4.3 Modelarea frecării caracteristică, statistic, firelor din fibre de sticlă

Interacțiunea dintre corpuri și dintre fragmentele rezultate în urma distrugerii prin impact a fost modelată considerând frecare cu coeficient constant, $COF=0,2$.

Determinarea experimentală a coeficientului de frecare în condiții de impact prezintă dificultăți, întrucât majoritatea testelor din literatură sunt efectuate la viteze mai reduse și vizează contactul simplu între două corpuri. În cazul țesăturilor supuse impactului, frecarea joacă un rol esențial în interacțiunea dintre fibre, fire și matrice, contribuind la disiparea unei părți din energia de impact [22].

În literatura de specialitate, valorile coeficientului de frecare utilizate în modele dinamice variază în intervalul aproximativ 0,1–0,4 [64], [90]. În realitate, coeficientul de frecare nu este constant, fiind influențat de cuplul de materiale, presiunea normală de contact și condițiile termomecanice. Cu toate acestea, utilizarea unei valori constante reprezintă o aproximare frecvent adoptată în simulările explicite, pentru menținerea stabilității numerice și reducerea complexității modelului [20], [35].

3.5 Rezultatele simulării

Simulările numerice au fost realizate pentru o viteză inițială a impactorului de 4,3 m/s, cu două configurații ale panoului compozit, corespunzătoare unui număr de 2 straturi și 4 straturi de țesătură cuadriaxială. Obiectivul principal al analizei îl constituie evidențierea influenței grosimii asupra răspunsului structural la impact și asupra mecanismelor de deteriorare.

Post-procesarea rezultatelor a fost realizată prin evaluarea distribuțiilor de tensiuni echivalente, la momente succesive de timp, utilizând instrumentele disponibile în mediul ANSYS Explicit Dynamics..

3.5.1 Analiza simulării impactului pe compozit cu două straturi de țesătură cuadriaxială

Analiza evoluției tensiunilor echivalente în timpul impactului și în zona de contact impactor–compozit, permite evidențierea etapelor principale ale procesului de impact, a răspunsului particularizat al firelor și a unor aspecte specifice mecanismelor de cedare ale compozitului cu țesătură cuadriaxială.

Cazul analizat în această etapă corespunde compozitului realizat din 2 straturi de țesătură cuadriaxială, modelat numeric prin 8 substraturi. Distribuția tensiunilor echivalente a fost analizată pentru cele două grupuri de fire principale: firele principale drepte și firele principale diagonale. În figurile prezentate în continuare, graficele corespunzătoare acestor două grupuri de fire sunt reprezentate alăturat, pentru aceleași momente de timp, pentru a facilita compararea răspunsului structural al celor două tipuri de fire.

Analiza graficelor de tensiuni echivalente pentru fiecare moment de timp din simulare a permis identificarea etapelor caracteristice ale impactului:

- etapa I este cea în care are loc creșterea progresivă a tensiunii echivalente în fire, fără apariția ruperii acestora;
- etapa a II-a este cea în care se observă inițierea și propagarea ruperii firelor, simularea permițând identificarea ordinii în care acestea cedează. Un fir este considerat rupt atunci când întreaga sa secțiune este separată prin rupere, deși în anumite zone ale firului se pot observa și ruperi parțiale, fenomen similar cu cel observat experimental în compozitele textile;
- etapa III este cea în care tensiunile echivalente din compozit scad sub limita de curgere, astfel încât nu mai apar noi cedări structurale, iar solicitările rămase produc doar deformații elastice ale firelor..

În Tabelul 3.7 sunt evidențiate prin culori aceste trei etape ale impactului pentru compozitul modelat cu 8 substraturi, iar simbolul „x” indică momentul la care firul respectiv este deja rupt. Deoarece simularea include mai multe momente de timp, pentru analiza detaliată au fost selectate câteva momente reprezentative. În continuare sunt analizate graficele variației tensiunilor echivalente de-a lungul firelor principale, pentru momentele de timp considerate reprezentative pentru cazul laminatului cu două straturi de țesătură (8 substraturi). Aceste grafice evidențiază modul de distribuție al tensiunilor echivalente în zona de impact și permit identificarea zonelor la care apar valorile maxime ale tensiunilor echivalente pe parcursul evoluției impactului.

Distribuția temporală a cedărilor arată că primele fire care se rup sunt cele situate pe partea posterioară a laminatului, respectiv pe fața opusă impactorului. Această observație indică faptul că, în cazul laminatului mai subțire (cu două straturi cuadriaxiale), răspunsul structural este dominat de efectul de încovoiere indus de impact, fibrele de pe fața opusă impactorului fiind supuse primele unor tensiuni echivalente maxime, de întindere.

În continuare sunt analizate graficele variației tensiunilor echivalente de-a lungul firelor principale (Figura 3.4 – Figura 3.9), pentru momentele de timp considerate reprezentative pentru cazul laminatului cu două straturi de țesătură cuadriaxială (8 substraturi). Aceste grafice evidențiază modul de distribuție al tensiunilor echivalente în zona de impact și permit identificarea pozițiilor la care apar valorile maxime ale tensiunilor pe parcursul evoluției impactului.

În etapa I a impactului, distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor principale ale țesăturii cuadriaxiale evidențiază dezvoltarea inițială a zonei solicitate în apropierea punctului de impact. La momentul inițial $t=1,25 \times 10^{-4}$ s (Figura 3.4a, b), valorile tensiunii echivalente sunt reduse, de ordinul câtorva zeci de MPa, și sunt distribuite relativ uniform de-a lungul firelor, atât pentru direcțiile drepte, cât și pentru cele diagonale. Se observă doar

apariția unui maxim moderat în zona centrală a lungimii firului, corespunzătoare regiunii aflate direct sub impactor.

Pentru fiecare fir au fost evidențiate momentul inițial analizat, momentul ruperii, momentele imediat anterioare și ulterioare ruperii, precum și ultimul moment al impactului simulat (Tabelul 3.7).

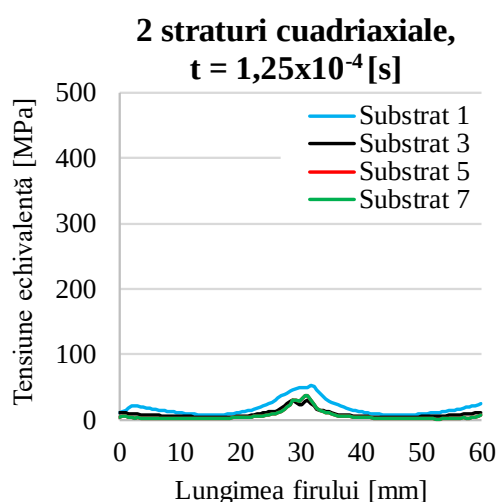
Tabelul 3.7 Momentele de timp ale simulării impactului pentru compozitul cu două straturi de țesătură
cuadriaxială

	Firul							
	1	2	3	4	5	6	7	8
1,250e-4s								
2,500e-4s								
3,750e-4s								
5,000e-4s								
6,250e-4s								
7,500e-4s								
8,750e-4s					x		x	
1,000e-3s						x		
1,125e-3s			x					x
1,250e-3s				x				
1,375e-3s	x							
1,500e-3s		x						
1,625e-3s								
1,750e-3s								
1,875e-3s								
2,000e-3s								
2,125e-3s								
2,250e-3s								
2,375e-3s								
2,500e-3s								
Momentele de timp reprezentative pentru firele principale drepte								
Momentele de timp reprezentative pentru firele principale diagonale								

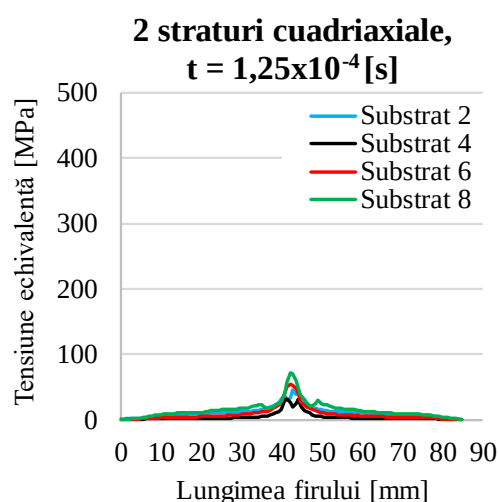
Pe măsură ce timpul crește până la $t=7,5 \times 10^{-4}$ s (Figura 3.4c, d), nivelul tensiunilor echivalente crește semnificativ, atingând valori de aproximativ 200–260 MPa, iar distribuția devine mult mai pronunțată în zona centrală a firului. În această etapă, cele mai ridicate valori ale tensiunii apar pe Substratul 5 pentru firele principale drepte și pe Substratul 4 pentru firele diagonale, ceea ce indică o concentrare a solicitării în fibrele situate în zona de transfer direct al sarcinii. Această evoluție caracterizează faza inițială a impactului, în care solicitările cresc rapid și se redistribuie în arhitectura țesăturii, fără apariția ruperii complete a firelor.

În etapa II a impactului, corespunzătoare intervalului $t=8,75 \times 10^{-4} - 1,5 \times 10^{-3}$ s (Figura 3.5 și 3.6), distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor principale ale țesăturii quadriaxiale indică o creștere semnificativă a solicitării și apariția unor concentrații pronunțate în zona centrală a firului. Pentru firele principale drepte (substraturile 1, 3, 5 și 7), (Figura 3.5a, c), se dezvoltă două zone de maxim situate aproximativ în intervalele 20–25 mm și 35–40 mm pe lungimea firului drept, unde tensiunile ating circa 200–230 MPa, cu valorile cele mai mari ale Substratului 7. Între aceste două maxime apare o reducere locală a tensiunii echivalente, sugerând începutul proceselor de deteriorare și redistribuire a tensiunii între fire și matrice. În

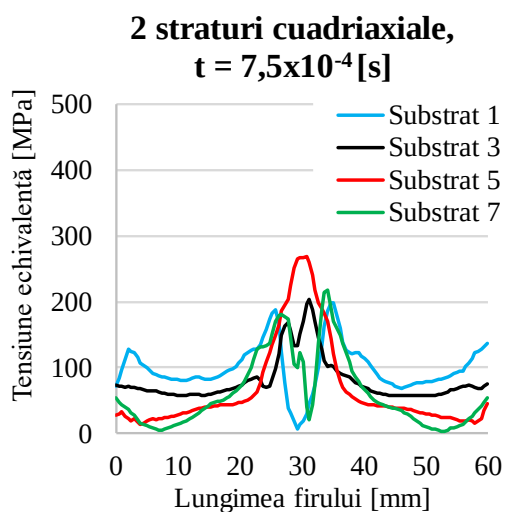
cazul firelor diagonale (substraturile 2, 4, 6 și 8), (Figura 3.5b, d) distribuția tensiunii prezintă un maxim puternic concentrat în zona centrală a firului, în jurul poziției de 45–50 mm pe lungimea firului diagonal, unde valorile ating aproximativ 250–300 MPa. În această etapă, substraturile 4 și 6 înregistrează cele mai ridicate valori ale tensiunii echivalente, indicând că aceste fire preiau o parte importantă din sarcina transmisă de impactor, iar câmpul de tensiuni devine puternic localizat în regiunea de impact.



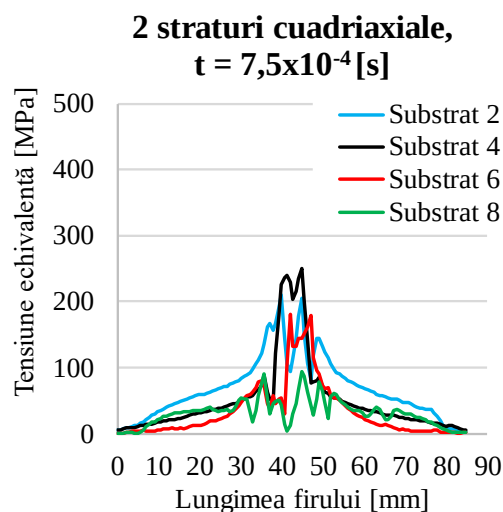
a) Fire principale drepte, la $t = 1,25 \times 10^{-4}$ s



b) Fire principale diagonale, la $t = 1,25 \times 10^{-4}$ s

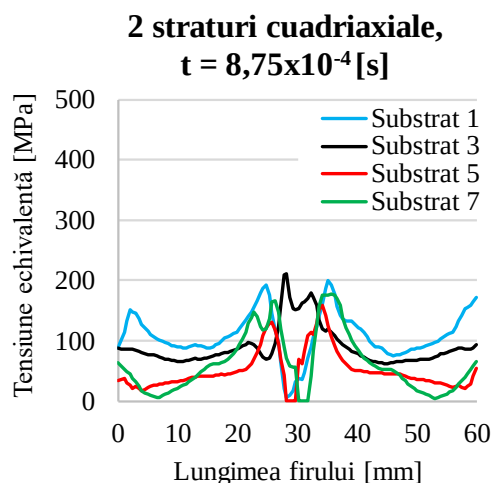


c) Fire principale drepte, la $t = 7,5 \times 10^{-4}$ s

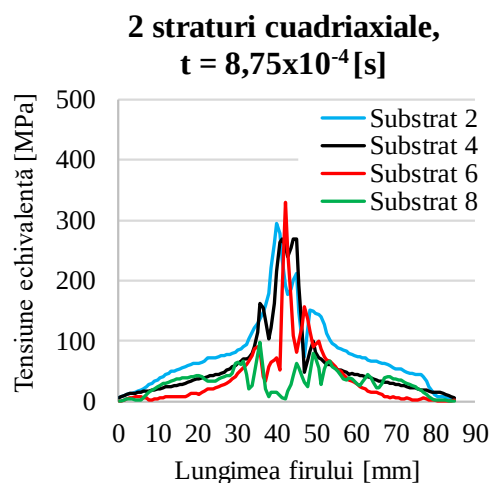


d) Fire principale diagonale, la $t = 7,5 \times 10^{-4}$ s

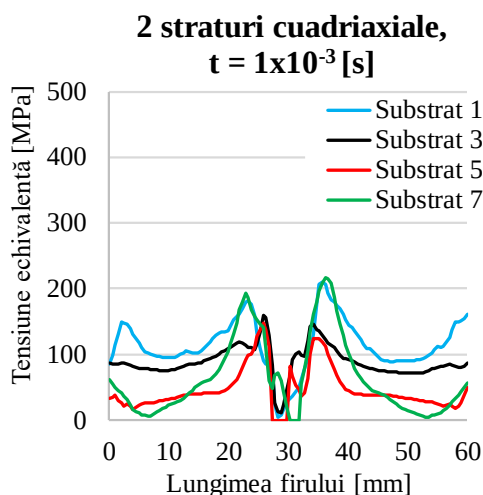
Figura 3.4 Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor țesăturii cuadriaxiale pentru compozitul Q-g cu două straturi (8 Substraturi)



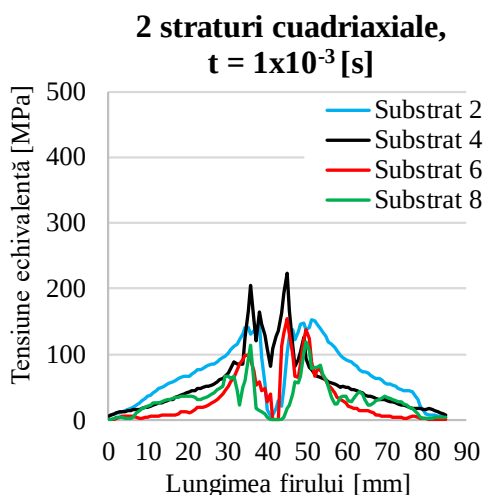
a) Fire principale drepte, la $t=8,75 \times 10^{-4}$ s



b) Fire principale diagonale, la $t=8,75 \times 10^{-4}$ s

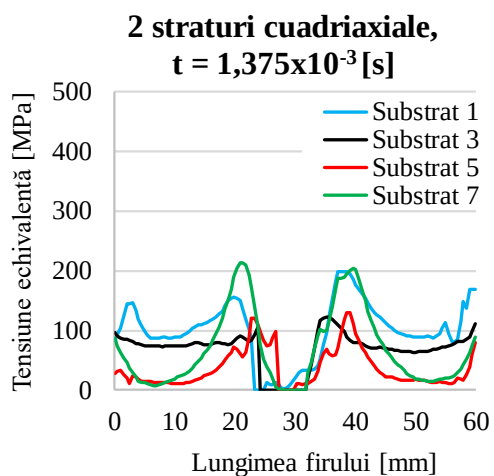


c) Fire principale drepte, la $t=1 \times 10^{-3}$ s

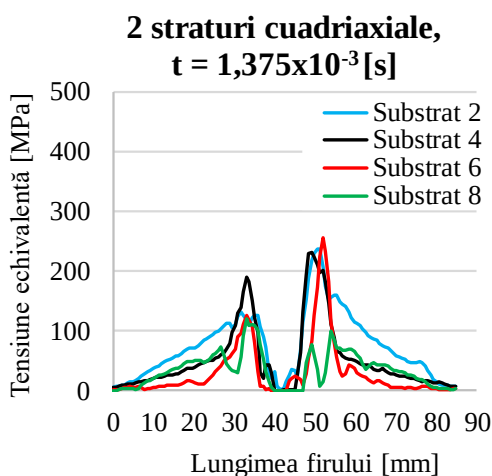


d) Fire principale diagonale, la $t=1 \times 10^{-3}$ s

Figura 3.5 Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor țesăturii cuadriaxiale pentru compozitul Q-g cu două straturi (8 Substraturi)

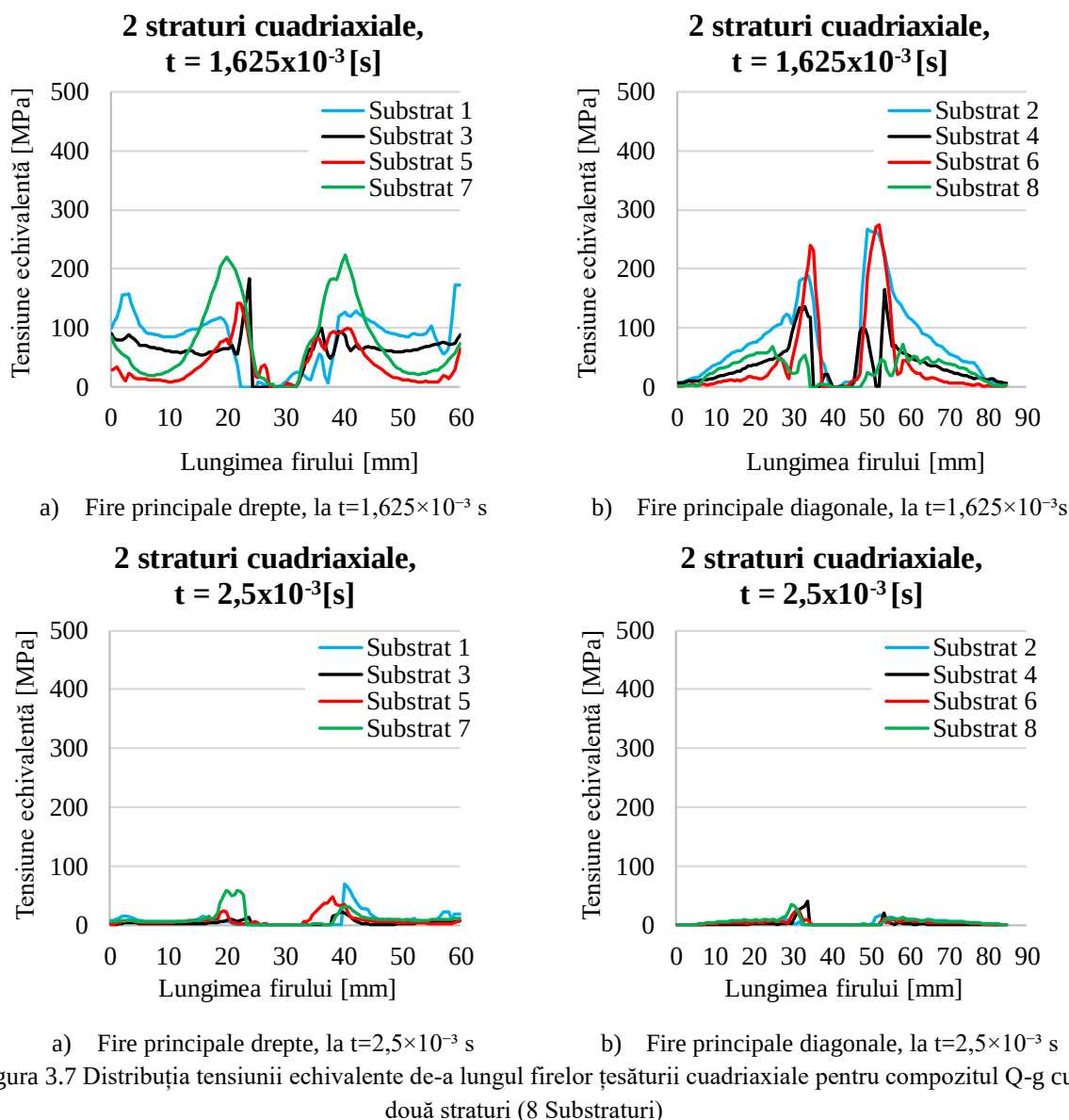


a) Substraturi 1, 3, 5 și 7, la $t=1,375 \times 10^{-3}$ s



b) Substraturi 2, 4, 6 și 8, la $t=1,375 \times 10^{-3}$ s

Figura 3.6 Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor țesăturii cuadriaxiale pentru compozitul Q-g cu două straturi (8 Substraturi)



În etapa a III - a impactului, corespunzătoare intervalului final al procesului de solicitare, $t = 1,625 \times 10^{-3} - 2,5 \times 10^{-3}$ s, (Figura 3.7) distribuția tensiunii echivalente evidențiază apariția cedării locale a firelor și relaxarea ulterioară a câmpului de tensiuni.

La momentul $t = 1,625 \times 10^{-3}$ s (Figura 3.7a, b), pentru firele principale drepte (substraturi 1, 3, 5 și 7) se observă o reducere bruscă a tensiunii până aproape de zero în zona 25–32 mm pe lungimea firelor drepte, ceea ce indică apariția ruperii locale a firului. În același timp, în zonele adiacente tensiunile cresc din nou, atingând valori de aproximativ 200–220 MPa, cu contribuții dominante ale Substratului 7. Pentru firele principale diagonale (substraturi 2, 4, 6 și 8) distribuția tensiunii prezintă două maxime pronunțate în jurul pozițiilor de 30 mm și 50 mm, pe lungimea firelor diagonale, unde valorile tensiunii echivalente ajung la aproximativ 260–280 MPa, în special pentru Substraturile 4 și 6. Între aceste zone apare o reducere accentuată a tensiunii, sugerând dezvoltarea cedării locale în structura fibrelor. La momentul final $t = 2,5 \times 10^{-3}$ s, valorile tensiunilor scad semnificativ pe toate substraturile, menținându-se

sub aproximativ 60 MPa, ceea ce indică scăderea câmpului de tensiuni echivalente după producerea deteriorării locale a materialului compozit.

Următoarele grafice (Figura 3.8 – 3.9) prezintă distribuția tensiunii echivalente de-a lungul fiecărui fir principal al țesăturii cuadriaxiale din compozitul cu două straturi, la momente reprezentative ale impactului, corespunzătoare etapelor principale de solicitare și cedare a materialului. Pentru fiecare fir sunt prezentate momentul inițial al impactului, momentul anterior ruperii firului, momentul ruperii, un moment ulterior acesteia și momentul final al simulării. Această selecție permite evidențierea evoluției distribuției de tensiuni de-a lungul firului și identificarea zonelor în care apar concentrațiile maxime de tensiune echivalentă ce conduc la cedarea locală a firelor.

Distribuția tensiunii echivalente pentru firele principale drepte indică o creștere progresivă a solicitării până la apariția cedării locale a firelor. Pentru firul principal drept 1, tensiunile ating aproximativ 180–200 MPa în zona centrală a firului (≈ 35 –40 mm pe lungimea firului), urmate de o scădere bruscă ce indică ruperea locală. Un comportament similar este observat pentru firul principal drept 3. Firul principal drept 5 prezintă cele mai ridicate valori ale tensiunii, de 250–270 MPa, la momentul $t=7,5 \times 10^{-4}$ s sugerând preluarea unei părți importante din sarcina transmisă de impactor. În cazul firului principal drept 7, la momentul $t=7,5 \times 10^{-4}$ s, valorile tensiunii în contact oscilează sugerând deformații plastice mari și apropierea de momentul de rupere, iar ruperea este evidențiată prin scăderea bruscă a tensiunii în zona centrală la momentul următor. După cedarea (ruperea) firelor, valorile tensiunilor scad pentru toate firele, indicând redistribuirea solicitărilor în structura compozitului.

Distribuția tensiunii echivalente pentru firele principale diagonale evidențiază înainte de rupere o concentrare pronunțată a solicitărilor în zona centrală a firului, corespunzătoare regiunii de impact. Pentru firul diagonal 2 se dezvoltă un maxim al tensiunii în jurul poziției de 45–50 mm, pe lungimea firului, valorile atingând 270–280 MPa înainte de rupere, care este constatată la momentul $t=1,5 \times 10^{-3}$ s. Un comportament similar este observat pentru firul diagonal 4, unde tensiunile cresc accentuat în aceeași zonă centrală, urmate de o scădere bruscă în momentul cedării. Firul diagonal 6 înregistrează cele mai ridicate valori, apropiate de 300 MPa, indicând o concentrare puternică a solicitărilor, în timp ce firul diagonal 8 prezintă niveluri mai reduse, dar aceeași evoluție caracterizată prin creșterea tensiunilor în zona centrală și scăderea acestora după rupere. La momentul final al simulării ($t=2,5 \times 10^{-3}$ s), tensiunile scad semnificativ pentru toate firele diagonale, sugerând relaxarea câmpului de tensiuni după deteriorarea fibrelor.

În teza în extenso sunt prezentate firele principale 1 până la 8, pentru compozitul cu două straturi de țesătură cuadriaxială. În acest rezumat am prezentat doar firele 1 și 2, și firele 7 și 8.

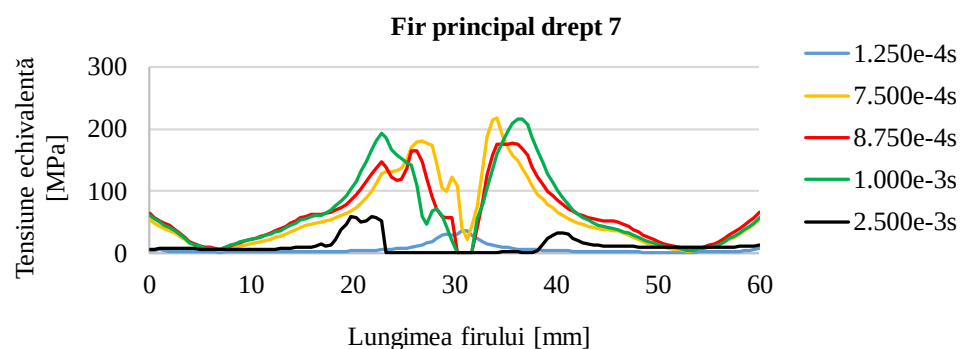
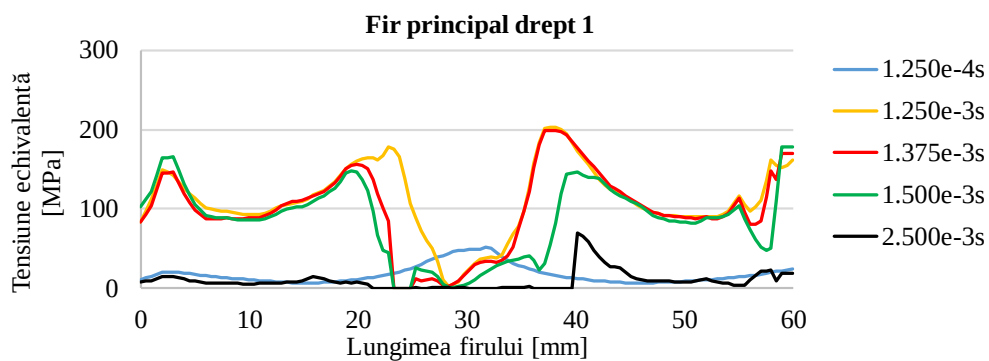


Figura 3.8 Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor principale drepte ale țesăturii cuadriaxiale pentru compozitul cu două straturi, la momentele reprezentative de timp ale impactului

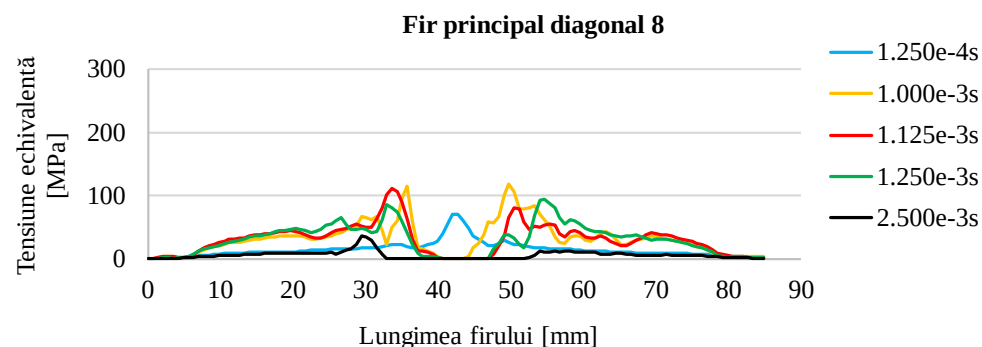
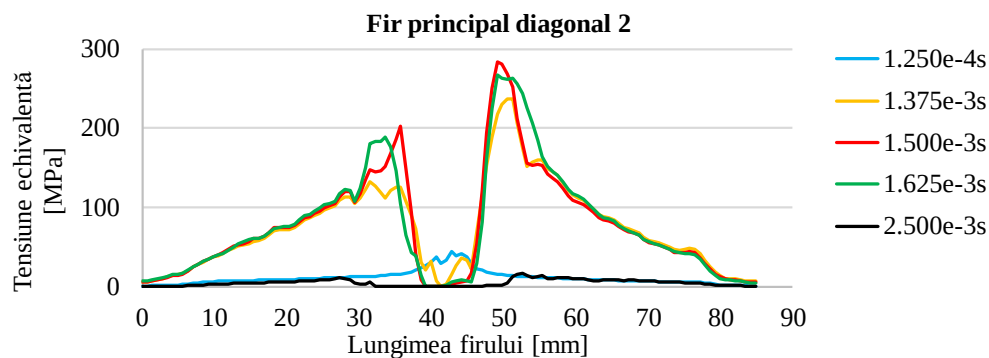


Figura 3.9 Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firelor principale diagonale ale țesăturii cuadriaxiale pentru compozitul cu două straturi, la momentele reprezentative de timp ale impactului

Ansys-ul permite vizualizarea evoluției unui element singular, în acest caz a unui fir din structura țesăturii, pentru diferite momente de timp ale impactului. Analiza acestor imagini evidențiază mai multe aspecte caracteristice procesului de deteriorare a fibrelor, și anume: apariția zonelor de tensiuni ridicate (reprezentate, de regulă, prin culori roșii), inițial localizate sub impactor; ruperea asimetrică a firului, însoțită de zone de încovoire; fragmentarea zonei rupte a firului în două sau mai multe fragmente; antrenarea fragmentelor rupte pe capul impactorului. În analiza evoluției tensiunilor echivalente de-a lungul firelor, momentul ruperii este considerat momentul în care întreaga secțiune a firului este separată. Deși inițierea deteriorării poate apărea anterior, în cadrul acestei analize momentul ruperii este asociat celui de-al treilea moment reprezentat în fiecare set de imagini, corespunzător separării complete a firului. Fiecare imagine are propria scară de culori pentru tensiunea echivalentă, exprimată în MPa (vezi Figura 3.10 - Figura 3.13).

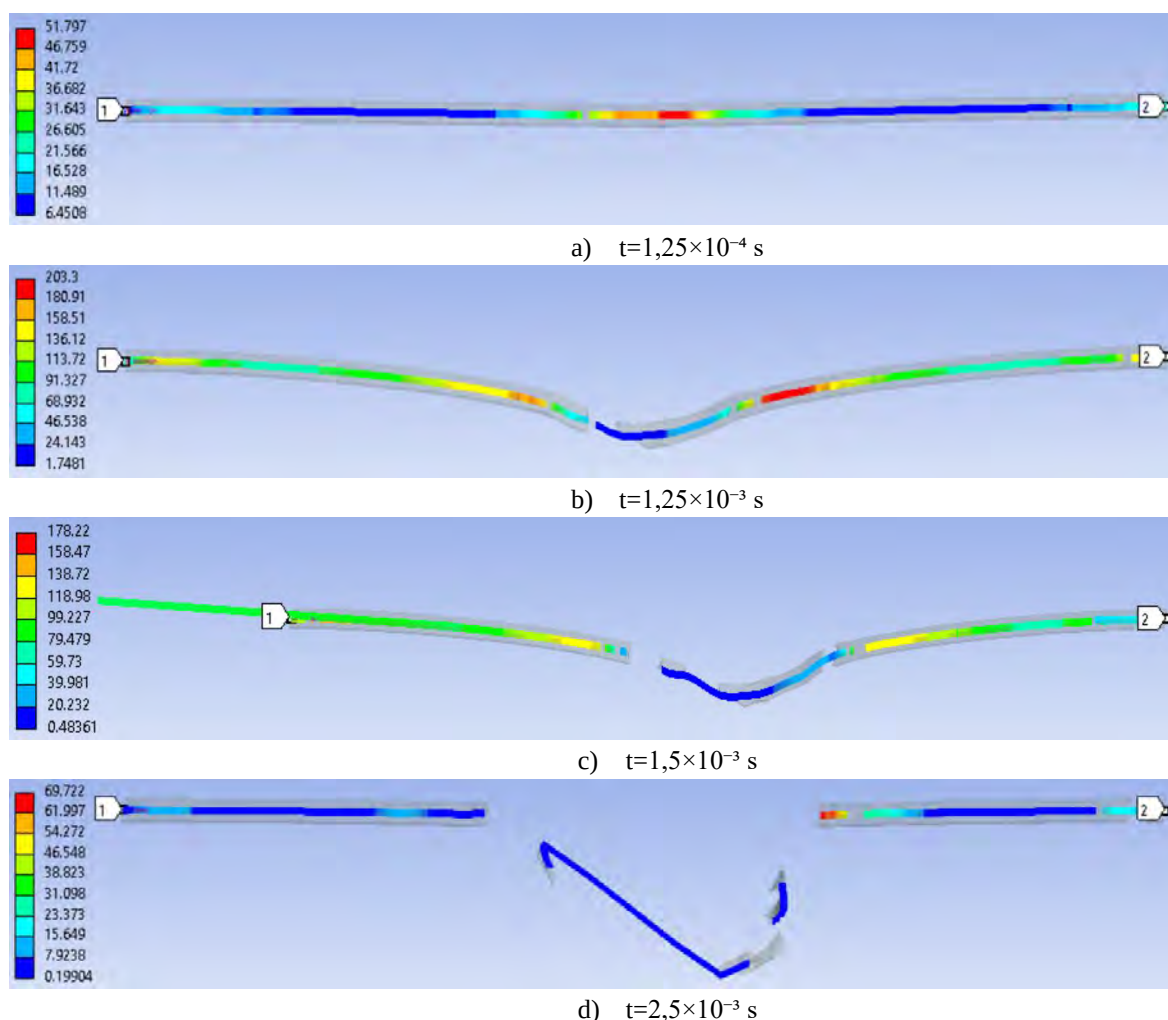


Figura 3.10 Distribuția tensiunii echivalente (în MPa) de-a lungul firului principal drept 1 din compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, la momentele reprezentative de timp ale impactului

Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firului principal drept 1 (Figura 3.10) evidențiază dezvoltarea progresivă a solicitării în zona centrală a firului, corespunzătoare regiunii de impact. La momentul inițial, $t=1,25 \times 10^{-4}$ s, tensiunea maximă este încă redusă, de

51,8 MPa, ceea ce indică un răspuns predominant elastic. La momentul anterior ruperii, $t=1,25 \times 10^{-3}$ s, tensiunea maximă crește la 203,3 MPa, iar curbura locală a firului devine pronunțată. Momentul ruperii este considerat $t=1,375 \times 10^{-3}$ s, când întreaga secțiune a firului este separată, tensiunea maximă fiind de 198,9 MPa. După rupere, la $t=1,5 \times 10^{-3}$ s, tensiunea echivalentă maximă se reduce la 178,2 MPa, iar la momentul final, $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, scade până la 69,7 MPa, concomitent cu fragmentarea și antrenarea segmentului rupt de către impactor, pe direcția acestuia. Între momentul în care firul este încă întreg și momentul în care firul este rupt tensiunea maximă trece prin limita de rupere, chiar dacă nu se vede pe grafice.

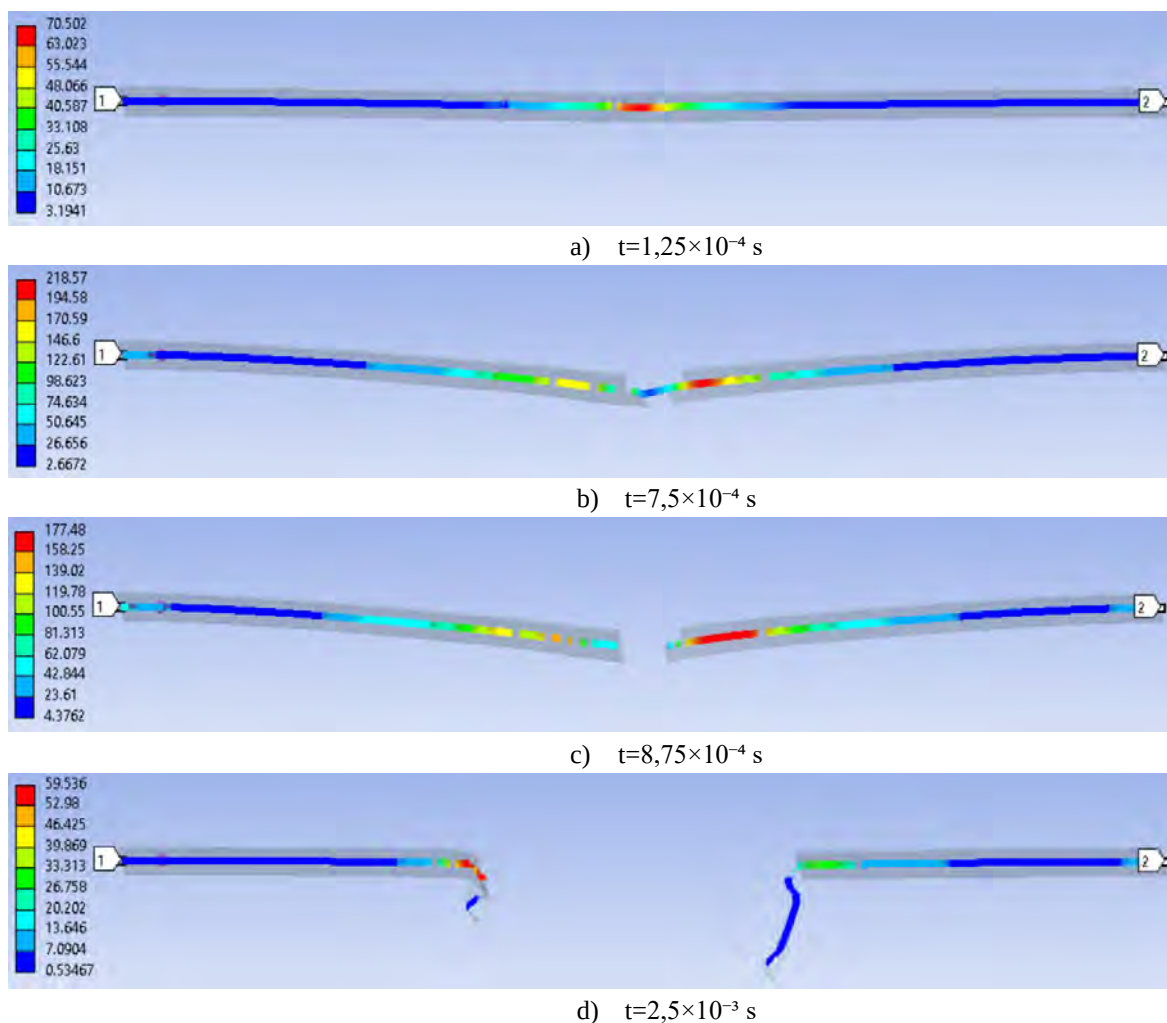


Figura 3.11 Distribuția tensiunii echivalente (în MPa) de-a lungul firului principal drept 7 din compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, la momentele reprezentative de timp ale impactului

Distribuția tensiunii echivalente de-a lungul firului principal drept 7 (Figura 3.11) evidențiază două zone de concentrare a tensiunilor de-a lungul firului, asociate redistribuirii solicitărilor în zona de impact. La momentul inițial, $t=1,25 \times 10^{-4}$ s, tensiunea echivalentă maximă este de aproximativ 70,5 MPa, indicând transferul inițial al sarcinii către fir. Pe măsură ce impactul evoluează, tensiunile cresc, iar înainte de rupere, la $t=7,5 \times 10^{-4}$ s, valoarea maximă ajunge la 218,6 MPa. Ruperea este considerată la $t=8,75 \times 10^{-4}$ s, când tensiunea maximă scade la 177,5 MPa. Ulterior, la $t=1,0 \times 10^{-3}$ s, tensiunile rămân ridicate ($\approx 216,1$ MPa), iar la

momentul final, $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, acestea scad până la 59,5 MPa, indicând reducerea câmpului de tensiuni după cedarea firului.

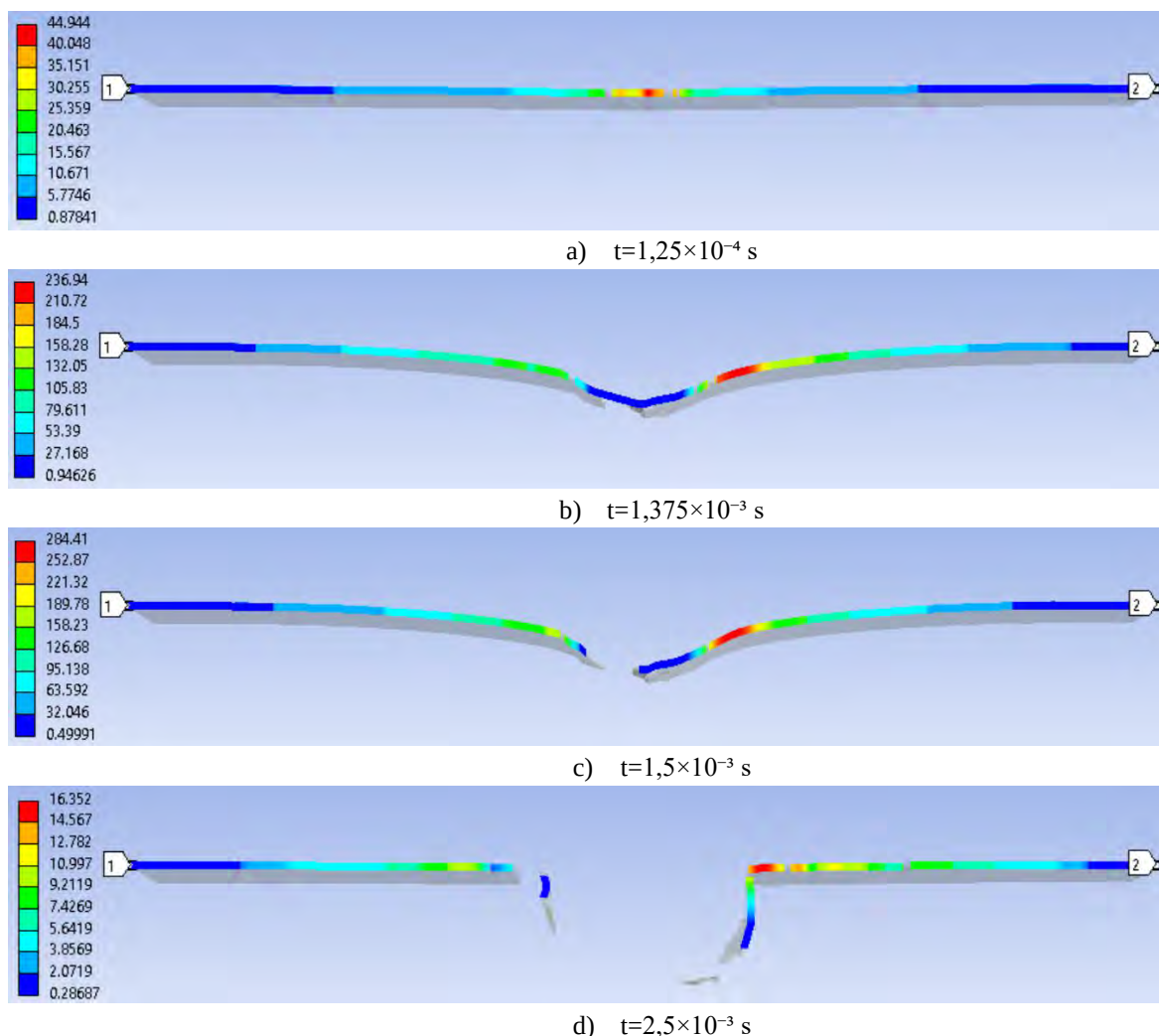


Figura 3.12 Distribuția tensiunii echivalente (în MPa) de-a lungul firului principal diagonal 2 din compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, la momentele reprezentative de timp ale impactului

În cazul firului principal diagonal 2 (Figura 3.12), răspunsul la impact este caracterizat prin amplificarea tensiunilor echivalente în zona centrală a firului, aflată direct sub impactor. La $t=1,25 \times 10^{-4}$ s, nivelul solicitării este redus, cu o valoare maximă de 44,9 MPa. Pe măsură ce sarcina se transmite în arhitectura țesăturii, tensiunea maximă crește până la 236,9 MPa la $t=1,375 \times 10^{-3}$ s. Ruperea este considerată după $t=1,5 \times 10^{-3}$ s, când valoarea maximă ajunge la 284,4 MPa. Ulterior, la $t=1,625 \times 10^{-3}$ s se mai mențin valori ridicate, de 267,7 MPa, iar la finalul simulării, $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, tensiunea scade până la 16,4 MPa, indicând reducerea câmpului de tensiuni după cedarea firului.

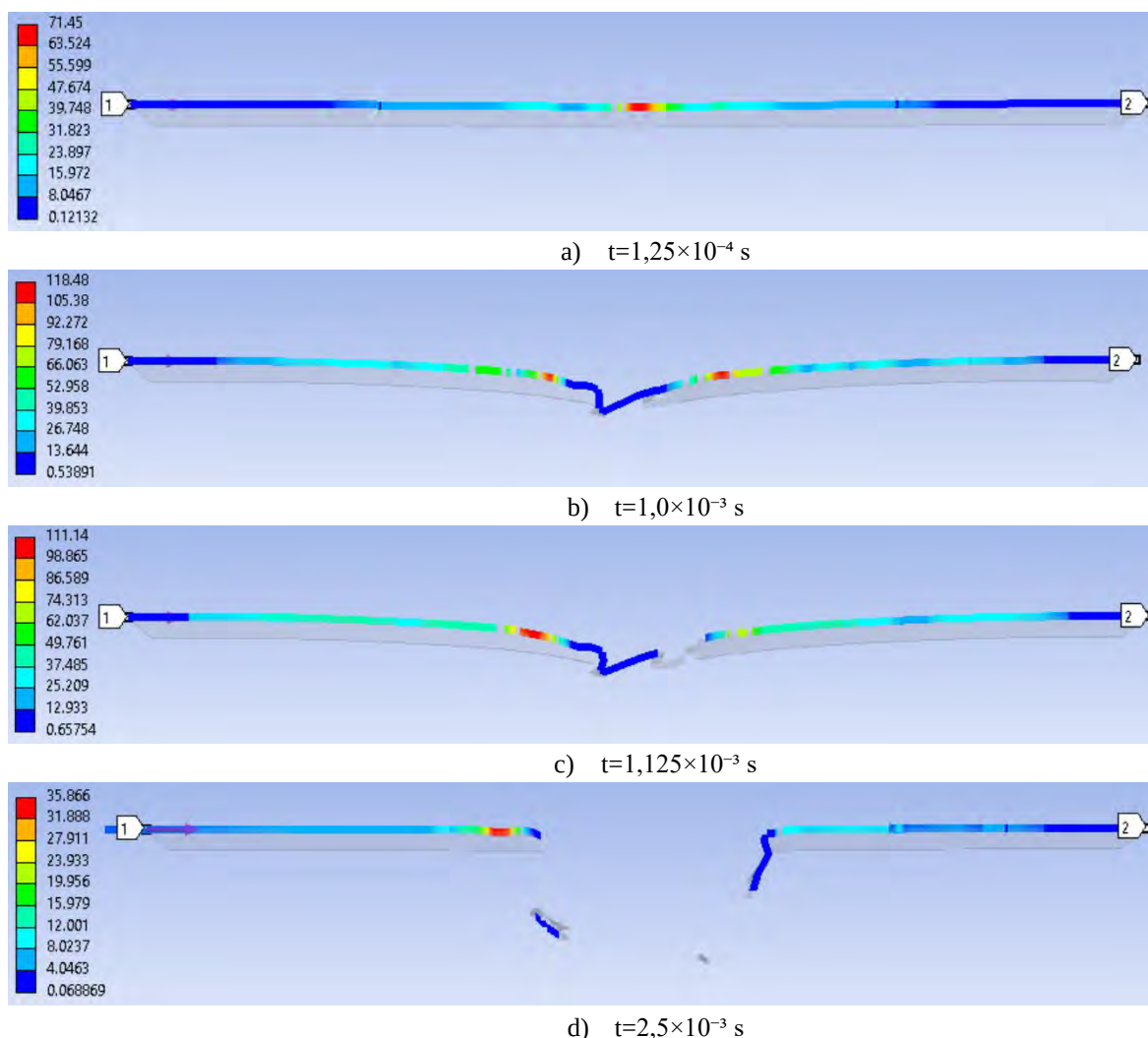


Figura 3.13 Distribuția tensiunii echivalente (în MPa) de-a lungul firului principal diagonal 8 din compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, la momentele reprezentative de timp ale impactului

În cazul firului principal diagonal 8 (Figura 3.13) solicitarea se dezvoltă mai moderat, dar rămâne concentrată în zona centrală a firului. La $t=1,25 \times 10^{-4}$ s tensiunea maximă este de 71,5 MPa. Aceasta crește până la 118,5 MPa la $t=1,0 \times 10^{-3}$ s, înainte de rupere. Ruperea completă este considerată la $t=1,125 \times 10^{-3}$ s, când tensiunea maximă scade la 111,1 MPa. După acest moment, tensiunile scad treptat până la 94,6 MPa la $t=1,25 \times 10^{-3}$ s și la aproximativ 35,9 MPa la $t=2,5 \times 10^{-3}$ s.

Analiza imaginilor obținute din simulare pentru vederea laterală, față și spate evidențiază modul în care se dezvoltă câmpul de tensiuni echivalente și se produce cedarea progresivă a compozitului. În imaginile de pe suprafețele extreme ale panoului se observă clar ruperea firelor principale ale țesăturii, respectiv firele drepte pe fața compozitului și firele diagonale pe spate. În special firul 1 și firul 8 devin vizibile în evoluția cedării, deoarece acestea sunt situate în apropierea zonei de impact și sunt primele care manifestă deformații și concentrări semnificative de tensiune. Succesiunea acestor imagini prezintă modul în care avansează cedarea compozitului.

În etapa I a impactului (Figura 3.14), corespunzătoare momentelor $t=1,25 \times 10^{-4}$ s și $t=7,5 \times 10^{-4}$ s, se observă dezvoltarea inițială a zonei solicitate în jurul punctului de contact. La $t=1,25 \times 10^{-4}$ s tensiunea echivalentă maximă este de 86,8 MPa, iar câmpul de tensiuni este concentrat într-o zonă redusă în centrul panoului; în vederea frontală distribuția este aproape simetrică, iar pe spate încep să se distingă direcțiile diagonale ale firelor. La $t=7,5 \times 10^{-4}$ s, tensiunea maximă crește până la 304,4 MPa, iar zona centrală devine mult mai solicitată. În această fază deformarea locală este evidentă în vederea laterală, iar pe suprafețele extreme apar diferențe între firele drepte vizibile pe față și cele diagonale de pe spate.

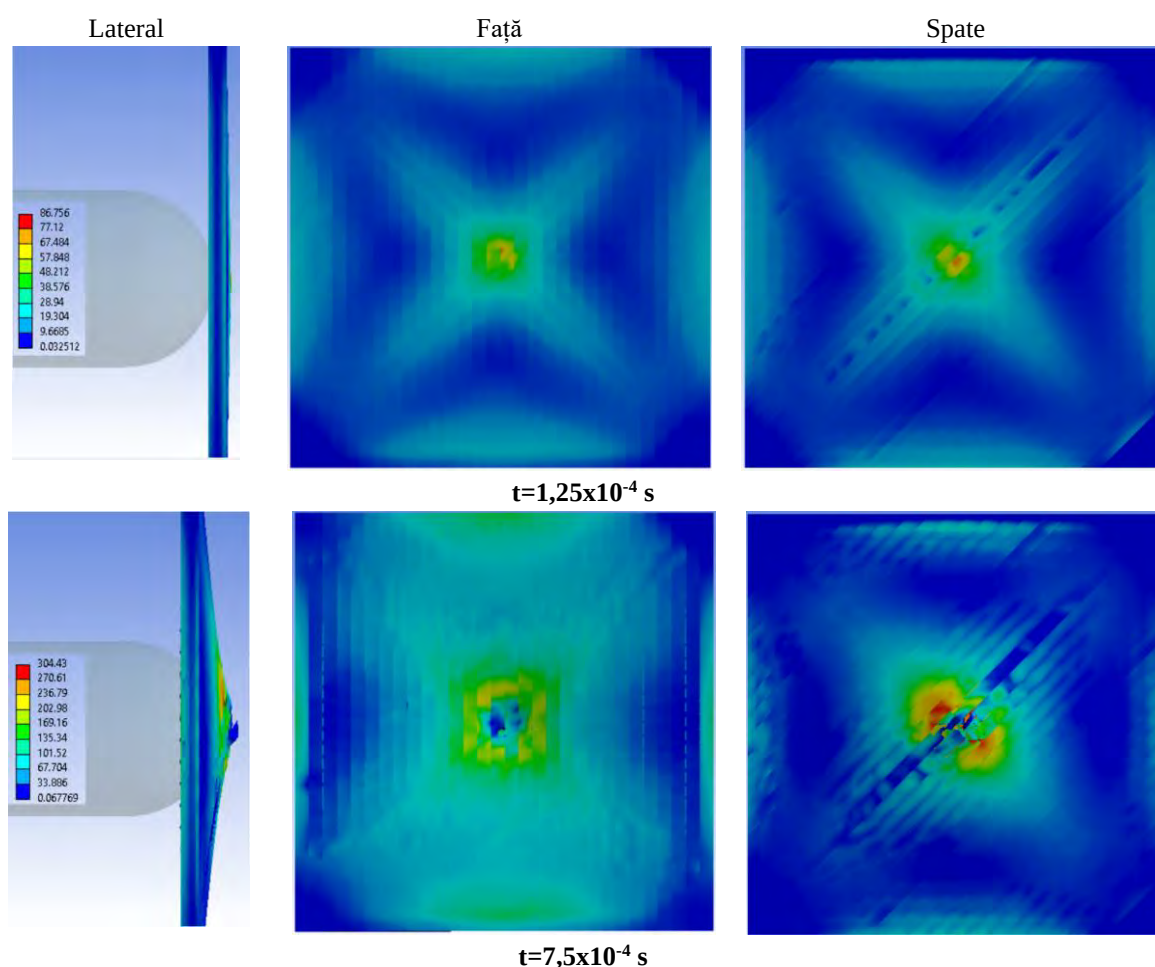


Figura 3.14 Evoluția distribuției tensiunii echivalente în compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, în vederile laterală, față și spate, pentru momentele de timp reprezentative - Etapa I

Pentru prima parte a etapei a II-a (Figura 3.15) corespunzătoare momentelor $t=8,75 \times 10^{-4}$ s, $t=1,0 \times 10^{-3}$ s și $t=1,125 \times 10^{-3}$ s, zona de solicitare devine mult mai pronunțată în jurul punctului de impact. Valorile maxime ale tensiunii echivalente cresc până la 347 MPa, la $t=8,75 \times 10^{-4}$ s, și rămân ridicate, în jur de 327–332 MPa, pentru momentele următoare. În vederea laterală se observă accentuarea deformării locale centrale a panoului, iar în imaginile de pe față, zona centrală a compozitului devine tot mai extinsă și neregulată. Pe spatele panoului se disting clar direcțiile diagonale ale firelor, iar cedarea este redată în simulare prin modificarea culorilor de pe fire ceea ce reflectă modificarea stării de tensiuni.

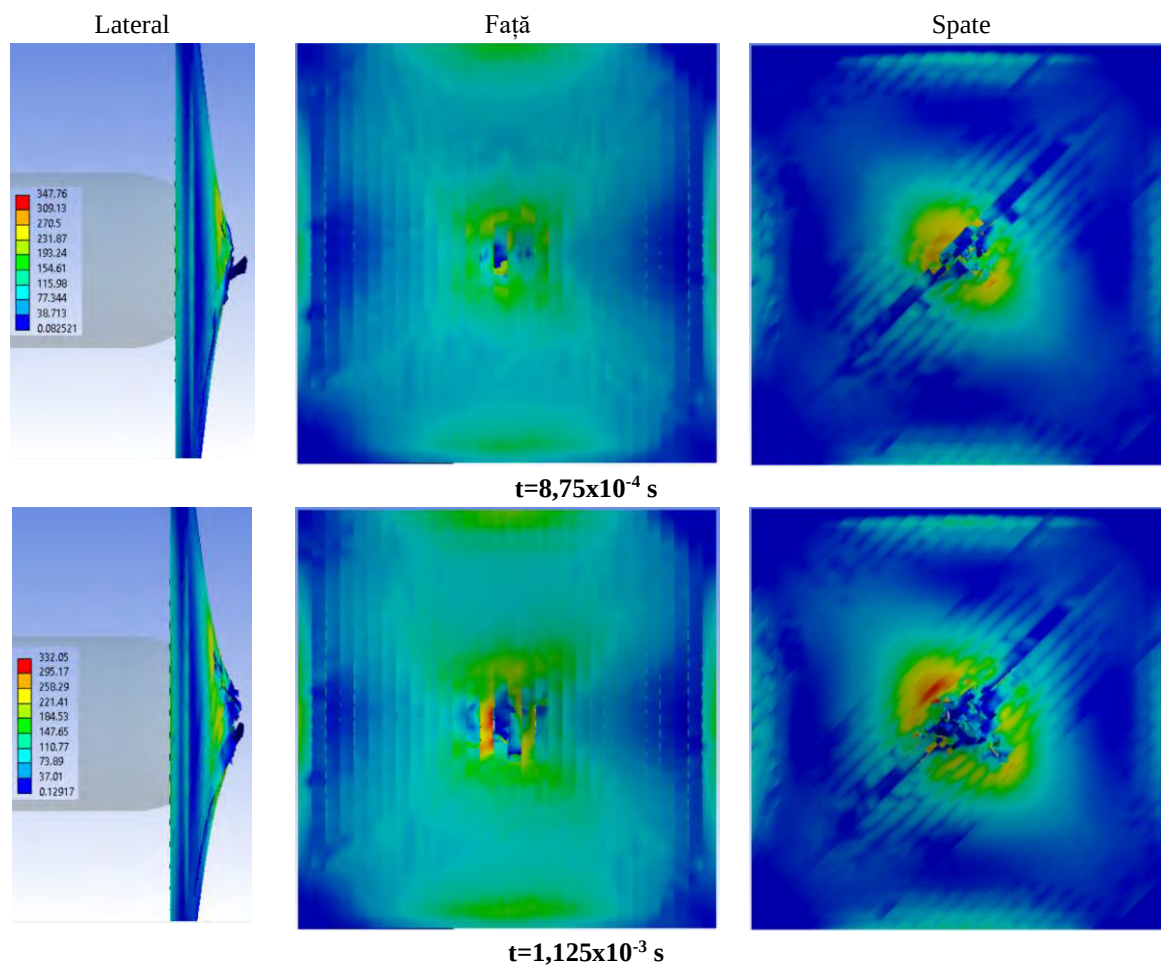


Figura 3.15 Evoluția distribuției tensiunii echivalente în compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, în vederile laterală, față și spate, pentru momentele de timp reprezentative - Etapa II

Pentru a doua parte a etapei a II-a (Figura 3.16) corespunzătoare momentelor $t=1,25 \times 10^{-3}$ s, $t=1,375 \times 10^{-3}$ s și $t=1,5 \times 10^{-3}$ s, deteriorarea compozitului devine mult mai pronunțată în zona centrală a panoului. Valorile maxime ale tensiunii se mențin ridicate, de 328 MPa la $t=1,25 \times 10^{-3}$ s și în jur de 326–321 MPa pentru momentele următoare, ceea ce indică menținerea unei concentrări puternice a solicitării în zona de impact. În vederea laterală se observă accentuarea deformării locale și extinderea zonei afectate, iar în imaginile de pe față panoului zona centrală devine neregulată, sugerând fragmentarea progresivă a materialului. Pe spatele panoului deteriorarea se propagă de-a lungul direcțiilor diagonale ale fibrelor, aceste direcții devenind tot mai evidente pe măsură ce procesul de cedare avansează.

Pentru etapa a III-a (Figura 3.17), corespunzătoare momentelor $t=1,625 \times 10^{-3}$ s și $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, deteriorarea compozitului devine complet dezvoltată în zona de impact. La $t=1,625 \times 10^{-3}$ s tensiunile rămân ridicate în jurul zonei centrale, valorile maxime fiind de 347 MPa, iar deformarea panoului este puternic accentuată în vederea laterală. În imaginile de pe față și de pe spate se observă fragmentarea materialului firelor în jurul punctului de impact și propagarea tensiunilor de-a lungul direcțiilor caracteristice ale firelor. La momentul final, $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, materialul din zona de contact este complet perforat, iar fragmentarea locală este evidentă în vederea laterală prin desprinderea și antrenarea fragmentelor de material cu

impactorul. În imaginile de pe față și spate apare o zonă circulară fără material în centru, corespunzătoare perforării panoului, în timp ce tensiunile echivalente din restul suprafeței scad semnificativ, indicând reducerea câmpului de tensiuni după cedarea completă a structurii.

Analiza simulării numerice pentru compozitul cu două straturi evidențiază dezvoltarea progresivă a tensiunilor și a cedării în zona de impact, pe baza graficelor pentru fire, a analizei path-urilor și a imaginilor în secțiune, și în vederile laterală, față și spate. Solicitățile se concentrează în zona centrală a panoului, unde tensiunile ating valori de ordinul a 300 MPa, iar cedarea se propagă diferit pe cele două suprafețe ale compozitului, în funcție de orientarea fibrelor. În etapa finală apare perforarea locală a materialului și reducerea tensiunilor în restul structurii.

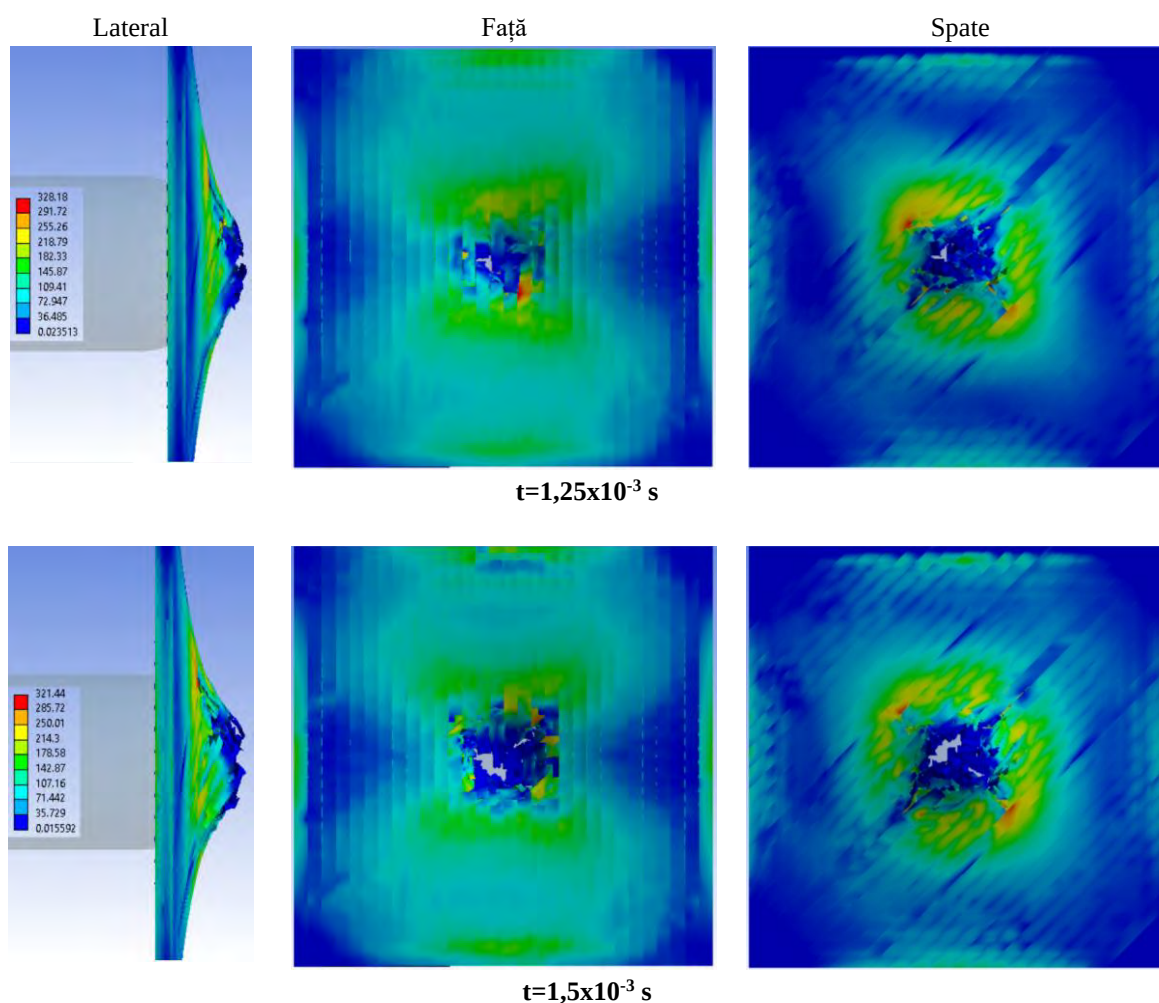


Figura 3.16 Evoluția distribuției tensiunii echivalente în compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, în vederile laterală, față și spate, pentru momentele de timp reprezentative - Etapa II

Analiza evoluției distribuției tensiunii echivalente în secțiune prin compozit evidențiază dezvoltarea progresivă a zonei de solicitare în regiunea de impact.

În stadiul inițial al impactului, la $t=1,25 \times 10^{-4}$ s, tensiunile sunt reduse și distribuite relativ uniform sub zona de contact, valoarea maximă fiind de 79 MPa, iar deformarea structurală este încă limitată.

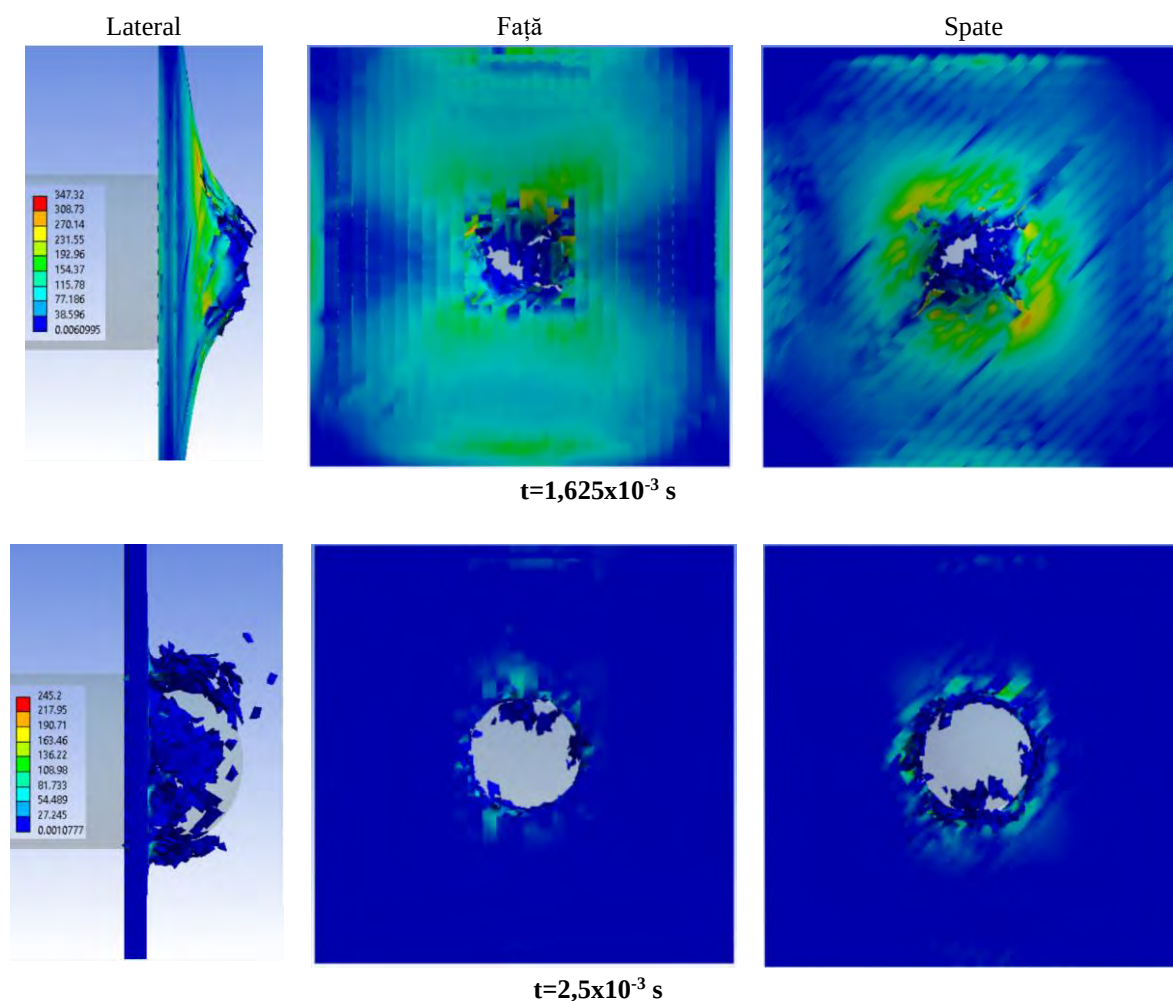


Figura 3.17 Evoluția distribuției tensiunii echivalente în compozitul Q-g cu două straturi de țesătură cuadriaxială, în vederile laterală, față și spate, pentru momentele de timp reprezentative - Etapa III

Pe măsură ce impactul evoluează, la $t=7,5 \times 10^{-4}$ s și $t=8,75 \times 10^{-4}$ s se observă formarea unei zone locale de concentrare a tensiunilor în vecinătatea punctului de contact, valorile crescând până la 318 MPa, iar deformarea panoului devine mai pronunțată. În intervalul $t=1,0 \times 10^{-3}$ s – $1,25 \times 10^{-3}$ s, zona de solicitare se extinde radial în structura compozitului, iar distribuția tensiunilor indică inițierea cedării locale a materialului în zona centrală. Ulterior, la $t=1,375 \times 10^{-3}$ s și $t=1,5 \times 10^{-3}$ s, concentrarea tensiunilor devine mai accentuată în zona de contact, atingând valori de peste 300 MPa, ceea ce conduce la dezvoltarea mecanismelor de cedare și la apariția fragmentării firelor. În etapele finale ale impactului, la $t=1,625 \times 10^{-3}$ s și $t=2,5 \times 10^{-3}$ s, deteriorarea locală este evidentă prin apariția unei zone puternic deformate și fragmentate sub impactor, iar tensiunile scad semnificativ în restul panoului, indicând reducerea câmpului de tensiuni după cedarea locală a compozitului.

Evoluția distribuției tensiunii echivalente în secțiunea compozitului, pe durata impactului, este prezentată în Figura 3.18.

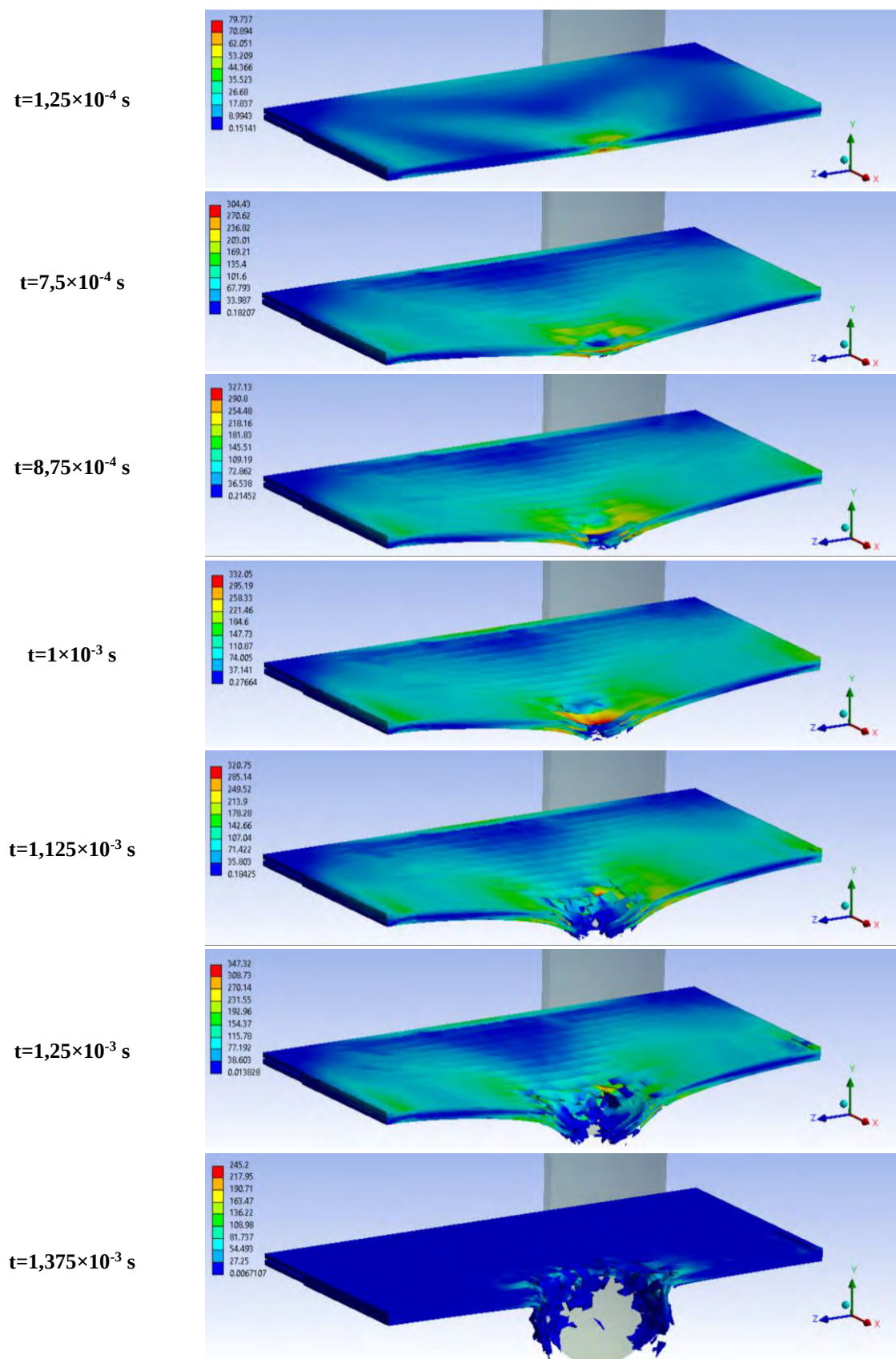


Figura 3.18 Evoluția distribuției tensiunii echivalente în secțiune prin compozitul cu două straturi de țesătură cuadriaxială, pentru momentele de timp reprezentative ale impactului

3.6 Concluzii

Modelul cu elemente finite, dezvoltat pentru panouri compozite realizate din țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, și modelat la scară mezo (la nivel de fir) și solicitat de un impactor semisferic cu viteza inițială de 4,3 m/s, a permis investigarea detaliată a mecanismelor de cedare asociate impactului. Abordarea de modelare utilizată, bazată pe reprezentarea firelor individuale și pe introducerea interfețelor coezive de grosime zero între straturi, a făcut posibilă urmărirea evoluției câmpului de tensiuni echivalente și a procesului de cedare structurală în timp.

Rezultatele obținute evidențiază rolul important al arhitecturii cuadriaxiale în mecanismele de disipare a energiei la impact. Firele orientate la 0° și 90° față de laturile compozitului preiau inițial o parte semnificativă a solicitării generate de impact, în timp ce firele orientate la $\pm 45^\circ$ contribuie la redistribuirea tensiunilor în planul laminatului și la extinderea zonei afectate de impact. Această interacțiune între direcțiile de armare conduce la dezvoltarea unui mecanism complex de cedare, caracterizat prin redistribuirea progresivă a solicitărilor și prin implicarea succesivă a diferitelor tipuri de fire (drepte și diagonale).

Compararea configurațiilor cu număr diferit de straturi evidențiază influența directă a grosimii laminatului asupra comportării la impact. Creșterea numărului de straturi conduce la o capacitate mai mare de absorbție a energiei și la o redistribuire mai eficientă a solicitărilor în structură, reducând tendința de perforare locală și conducând la dezvoltarea unor mecanisme de deteriorare progresive mai lente. În cazul configurației cu patru straturi cuadriaxiale, distribuția tensiunilor se realizează pe un volum structural mai mare, ceea ce contribuie la diminuarea concentrațiilor locale de tensiune și la creșterea rezilienței la impact.

Analiza distribuției tensiunilor echivalente de-a lungul firelor principale, realizată prin intermediul path-urilor definite pe fiecare fir, a permis identificarea zonelor critice și urmărirea cronologiei procesului de cedare al firelor la nivel structural. Această abordare a evidențiat faptul că valorile maxime ale tensiunilor echivalente se dezvoltă în zona centrală a firelor situate sub impactor, de unde solicitările se redistribuie progresiv către firele adiacente pe măsură ce impactul evoluează. Monitorizarea evoluției tensiunilor echivalente în puncte reprezentative ale firelor a permis corelarea momentelor de apariție a cedării firelor cu distribuția spațială a solicitărilor în structură, oferind o imagine clară asupra modului în care arhitectura țesăturii influențează mecanismele de cedare. În acest sens, analiza pe path-uri se dovedește a fi un instrument eficient pentru interpretarea comportării compozitelor armate cu fire în condiții de impact și pentru identificarea direcțiilor preferențiale de propagare a distrugerilor.

Rezultatele obținute confirmă utilitatea modelării numerice la scară mezo, bazată pe reprezentarea firelor omogene echivalente firelor reale și pe utilizarea interfețelor coezive, pentru investigarea comportării la impact a compozitelor. Metodologia utilizată oferă un cadru robust pentru analiza comparativă a diferitelor arhitecturi laminate și pentru fundamentarea deciziilor de proiectare în cazul structurilor compozite supuse solicitărilor de impact.

Pe baza observațiilor obținute în cadrul acestor simulări, etapele viitoare de dezvoltare a modelului numeric vor viza extinderea analizei către configurații laminate corespunzătoare panourilor testate experimental, alcătuite din opt straturi de țesătură cuadriaxială. Se va avea în vedere și calibrarea parametrilor interfețelor coezive astfel încât modelul numeric să permită o

corelare cantitativă cât mai fidelă între rezultatele simulărilor și cele obținute în cadrul testelor experimentale de impact.

3.6.1 Direcții viitoare de cercetare pentru simulare

Rezultatele obținute în cadrul prezentei teze de doctorat deschid perspective de dezvoltare atât la nivel metodologic, cât și aplicativ, în domeniul modelării numerice a structurilor compozite supuse impactului.

Pe termen scurt, un obiectiv prioritar îl constituie extinderea modelului numeric spre configurații stratificate corespunzătoare panourilor testate experimental, respectiv panouri alcătuite din opt straturi de țesătură cuadriaxială. Realizarea acestor simulări va permite o corelare directă între analiza numerică și rezultatele experimentale, contribuind la validarea și calibrarea modelului constitutiv și a parametrilor interfeței coezive. Această etapă este esențială pentru consolidarea caracterului predictiv al modelului dezvoltat.

Pe termen mediu, direcțiile de cercetare vizează dezvoltarea unor modele constitutive avansate, capabile să surprindă explicit dependența de rata de deformare și de temperatură, precum și integrarea unor formulări coezive tridimensionale. Introducerea unor modele dependente de rata de deformare (de tip vâscoplastic sau Cowper–Symonds) și calibrarea acestora pe baza datelor experimentale ar permite o reprezentare mai fidelă a comportamentului dinamic al compozitelor cu matrice polimerică.

Pe termen lung, cercetarea poate fi extinsă de la nivelul eșantioanelor de laborator către modelarea componentelor structurale reale de navă, incluzând panouri de bordaj, zone de impact local sau elemente de ranforsare. Integrarea analizei numerice cu optimizarea parametrizată a arhitecturii stratificate ar putea conduce la dezvoltarea unor soluții constructive eficiente pentru aplicații navale, cu accent pe creșterea rezistenței la impact, reducerea masei și îmbunătățirea siguranței structurale.

Din perspectivă profesională, continuarea acestei direcții de cercetare poate contribui la dezvoltarea unei expertize avansate în modelarea numerică a materialelor compozite și în analiza fenomenelor dinamice complexe, cu aplicabilitate în domeniul naval, aerospațial și al structurilor ușoare. Extinderea studiilor către optimizarea structurală, validarea experimentală integrată și dezvoltarea de modele predictive robuste reprezintă o direcție strategică pentru consolidarea unei cariere în cercetare aplicată și inginerie avansată.

Capitolul 4.

Materiale și metodologii de testare pentru compozitele proiectate

4.1 Introducere

Pentru acest studiu de cercetare am proiectat și fabricat, la scară de laborator, plăci compozite cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, cu arhitecturi relevante pentru aplicații structurale în industria navală, iar validarea lor experimentală a fost concepută ca o etapă obligatorie înaintea oricărei concluzii privind performanța materialului. Motivația este că, în exploatarea navală, solicitările sunt variate, iar mecanismele de cedare se pot activa diferit în funcție de tipul solicitării; astfel, o singură solicitare mecanică nu poate descrie complet comportarea materialului. În consecință, în această teză am adoptat o abordare de testare multicriterială în sens experimental, în care am evaluat aceleași variante de material sub trei tipuri de solicitare: impact, tracțiune și încovoiere în trei puncte.

Solicitarea la impact este critică pentru compozitele utilizate în domeniul naval deoarece evenimentele de tip impact de viteză mică (low-velocity impact - LVI) apar frecvent în exploatare (loviri la acostare, coliziuni locale cu obiecte plutitoare, căderi de obiecte, interacțiuni accidentale cu echipamente). Literatura subliniază că, deși compozitele sunt deja răspândite în industria navală, susceptibilitatea lor la impact rămâne o problemă incomplet rezolvată, în special din cauza diferențelor dintre scenariile „navale” și cele consacrate în aeronautică, dar și din cauza legăturii dintre cedările inițiale și toleranța la cedări în mediu agresiv (umiditate, temperatură, mediu acvatic, solicitări repetate) [123]. În plus, pentru compozitele laminate tipice domeniului naval (inclusiv configurații cu țesături folosite curent), efectele de scalare, rata de deformare și tipul laminatului pot modifica semnificativ răspunsul la impact și tiparul cedării [289]. În această teză am folosit testul de impact ca instrument de comparație între variantele de materiale analizate, deoarece el oferă acces la parametri globali (forță–timp, deplasare–timp, energie–timp) și permite discutarea deteriorărilor nu doar prin „rupt/nerupt”, ci și prin evoluția mecanismelor de cedare [16], [44], [54], [88], [106].

Solicitarea la tracțiune a fost inclusă deoarece oferă o caracterizare directă a rezistenței și rigidității axiale în planul laminatului, fiind esențială pentru interpretarea rolului ranforsării și pentru comparații între configurații. În plus, proprietățile la tracțiune sunt frecvent utilizate ca intrări în modele de calcul și ca repere pentru validare între loturi (reproductibilitate tehnologică). Din perspectiva metodologică, standarde consacrate pentru compozite cu matrice polimerică oferă un cadru coerent de determinare a proprietăților în plan (de exemplu, rezistența la tracțiune, deformația la rupere, modulul la tracțiune), ceea ce permite compararea rezultatelor și trasabilitatea procedurii [144], [145], [146], [147].

Solicitarea la încovoiere în trei puncte a fost aleasă deoarece panourile și elementele tip placă, specifice structurilor ușoare, lucrează frecvent în regim de încovoiere, iar această solicitare pune simultan în evidență răspunsul la încovoiere pe o față și la compresiune pe cealaltă, precum și sensibilitatea la cedare și defecte de fabricație (neuniformități de grosime, distribuție de rășină, zone cu impregnare diferită). Din punct de vedere normativ, există proceduri standardizate pentru determinarea proprietăților la încovoiere ale compozitelor cu fibre continue, inclusiv configurarea explicită pentru testul de încovoiere în trei puncte [147].

În această teză am tratat solicitarea la încovoiere în trei puncte ca un „test de structură” la nivel de epruvetă, care completează informația obținută la tracțiune (material în plan) și la impact (inițiere/propagare deteriorări în regim dinamic).

Structura capitolului de metodologie reflectă exact această logică experimentală: în această teză am decis să evaluez variantele de material printr-un set minimal, dar suficient de cuprinzător, de solicitări - impact, tracțiune, încovoiere - pentru a descrie coerent:

- (i) rezistența la inițierea deteriorărilor și modul de disipare a energiei (impact),
- (ii) capacitatea portantă și rigiditatea în plan (tracțiune) și
- (iii) comportarea structurală în regim de placă/element încovoiat (încovoiere).

Această triadă de solicitări permite discutarea performanței nuanțat, în termeni de cedări (mecanisme și praguri) și de compromisuri între rigiditate, rezistență și toleranță la deteriorări, folosind un cadru de testare recunoscut și comparabil cu literatura și practica curentă [83], [147], [175]; [176], [172], [173], [174], [144], [145], [146].

4.2 Componentele compozitelor elaborate

4.2.1 Ranforsarea compozitelor proiectate – țesătura cuadriaxială de fibre de sticlă

Țesătura cuadriaxială din fibre de sticlă a fost aleasă ca ranforsare pentru laminatele proiectate care fac obiectul acestei teze, datorită relevanței sale tot mai mari în aplicații structurale, unde este urmărit un răspuns mecanic cât mai echilibrat la solicitări multiaxiale. Arhitectura sa, stratificată, în patru substraturi, cu orientare $0^\circ/+45^\circ/90^\circ/-45^\circ$, conduce la o distribuție mai uniformă a rigidității și rezistenței în planul laminatului și presupune din start că aceasta va avea o comportare cvasi-izotropă.

Denumirea comercială a țesăturii utilizate este 1200 g/m² Cuadriaxial Glass Cloth ($0^\circ/+45^\circ/90^\circ/-45^\circ$), cu lățimea de 127 cm, având codurile WTVQX1200-1 E-glass și Q1200E10Q, furnizată de Castro Composites (Pontevedra, Spania). Arhitectura țesăturii este alcătuită din patru straturi cu orientări diferite, respectiv 0° , $+45^\circ$, 90° și -45° (Figura 4.1). Fiecare strat are propria densitate de suprafață (stratul 1 – 283 g/m²; stratul 2 – 300 g/m²; stratul 3 – 307 g/m²; stratul 4 – 300 g/m²), iar firul de coasere adaugă aproximativ 10 g/m², rezultând o densitate de suprafață totală de 1200 g/m² ($\pm 3\%$) [148]. În Tabelul 4.1 este detaliată construcția ramforsării țesături. Figura 4.2 prezintă mărimea firelor de fibre de sticlă măsurate la microscopul electronic [102].

Tabelul 4.1 Caracterizarea arhitecturii țesăturii [148]

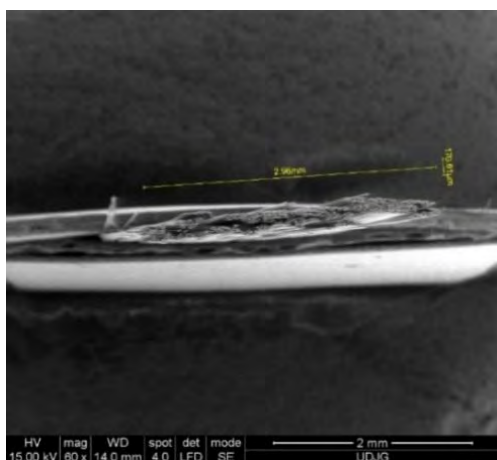
Construcția ramforsării țesăturii			
	Strat	Tipul fibrei	Greutatea suprafeței
1	0 °C	600 Tex	283 g/m ²
2	45 °C	300+600 Tex	300 g/m ²
3	90 °C	600 Tex	307 g/m ²
4	-45 °C	300+600 Tex	300 g/m ²
5	Fir auxiliar	76 DTex	10 g/m ²
Total: 1200 g/m² ($\pm 3\%$), [58]			



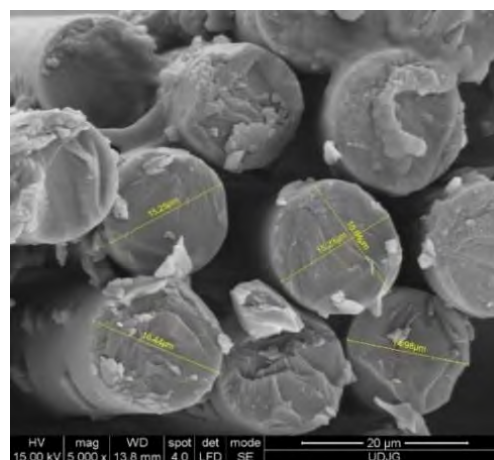
Figura 4.1 Vedere a țesăturii selectate pentru plăci [148]

Prepreg-ul cuadriaxial cu fibre de sticlă a făcut obiectul unor studii balistice [235], deci cu impact de viteză mare. Analiza compoziției masice a fibrelor de sticlă a fost realizată la microscopul electronic Fanta QEI, din cadrul Universității “Dunărea de jos ” din Galați, microscop prevăzut cu sistem de analiză EDX.

Figura 4.2 prezintă analize EDX elementare pentru țesătura utilizată în această teză de doctorat. S-au analizat atât secțiuni transversale prin fibră, cât și teaca fibrei, punctual sau în zone rectangulare mici (cu latura de 2...5 μm) [102].



dimensiunile unui fir



b)măsurători ale diametrelor fibrelor de sticlă

Figura 4.2 Mărimea firelor de fibre de sticlă măsurate la microscopul electronic [102]

Compoziția fibrelor de sticlă este prezentată în Figura 4.3, și se pot observa variațiile foarte mici ale compoziției elementale între miezul fibrei de sticlă (b) și stratul său exterior (a). Aceste grafice conțin valorile medii și deviația standard pentru 9 măsurători ale miezului și 4 măsurători ale stratului exterior, măsurători raportate și în [102], [109], [110] deoarece cercetările lor au utilizat aceeași țesături cuadriaxiale din fibră de sticlă. Se observă că predomină borul, carbonul, aluminiu, siliciu și calciu, cu urme de Fe, Zn și Ti, o compoziție care ar putea fi poziționată între sticla E și S, particularitatea compoziției fiind alocată zonei de extracție a materiei prime.

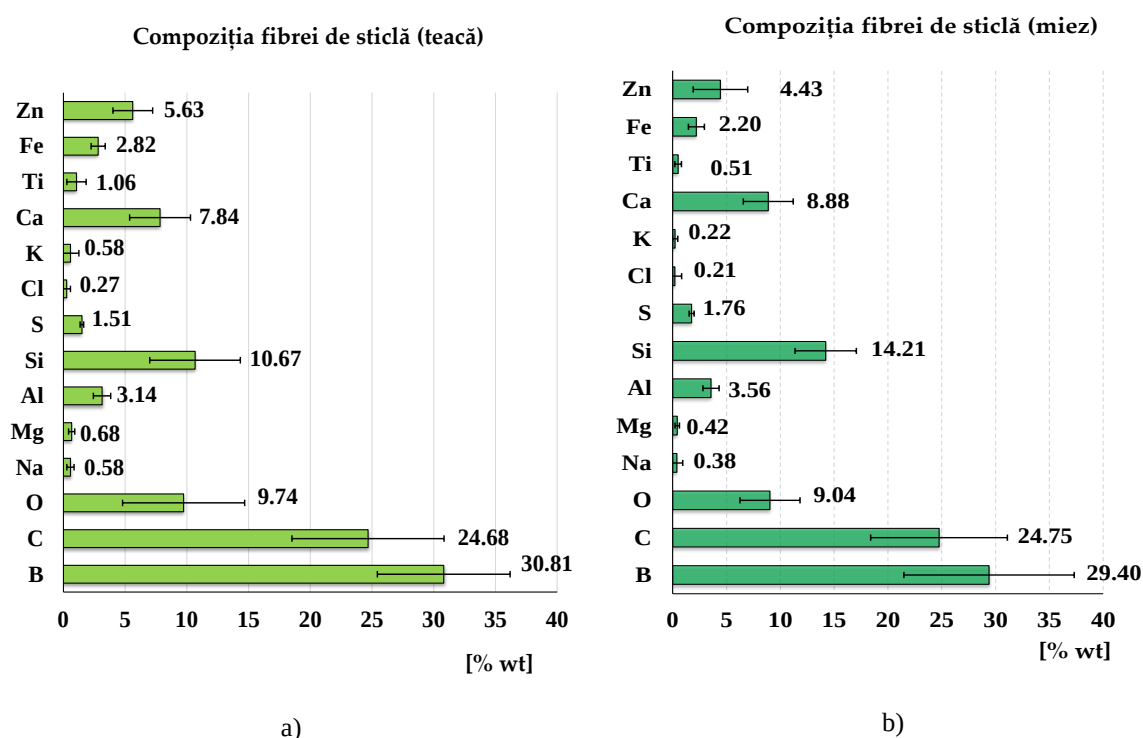


Figura 4.3 Compoziția elementară medie (procentaj masic, wt%) a fibrelor de sticlă: (a) teacă; (b) miez [102]

Țesăturile din fibră de sticlă sunt, de departe, cele mai utilizate în sistemele marine [116], [122], clasele E și S fiind disponibile în mod obișnuit, dar la prețuri diferite, mai ridicate pentru clasa S. Matricea compozitelor marine este, de obicei, realizată din poliester, vinil ester și rășini epoxidice. În 2012, procentajele acestora în compozitele marine erau ~45%, 20–30% și 12–15%, respectiv [41].

Rășinile compatibile cu această țesătură sunt rășini de tip poliesterice, vinilesterice și epoxidice. Conținutul de apă este de maxim 0.2% masic (conform ISO 3344:2002 [179]).

4.2.2 Rășinile pentru matricea compozitelor proiectate

4.2.2.1 Rășina epoxidică

După o documentație în domeniul rășinilor pentru compozite cu țesătură din fibre de sticlă, am selectat rășina bicomponentă Biresin® CR82, cu întăritor CH80-2, din gama oferită de producătorul Sika Group [141], [170], [171]. Biresin® CR82 este o rășină epoxidică pentru formare prin pensulare individuală, manuală, a straturilor, pentru formare în vid și procese de înfășurare, mai ales pentru aplicații în care temperatura de tratament termic $\geq 75^\circ\text{C}$ nu poate fi aplicată.

Pensulele se recomandă să fie curățate imediat după terminarea operațiunii, cu Sika Reinigungsmittel 5. Materialul și procesarea se recomandă să fie de la 18°C la 35°C .

Tabelul 4.2 prezintă familia de întăritori adecvați pentru rășina Biresin® CR82. Firma Sika (prin PolyChem București) oferă 4 întăritori (B) cu un singur raport masic de amestecare pentru fiecare, dar recomandă un interval larg de timpi de procesare. Reactivitatea amestecului și timpul de procesare pot fi adaptate prin selectarea întăritorului.

Tabelul 4.2 Caracteristici ale rășinii Biresin® CR82 și întăritorilor utilizabili [102], [170]

Date Fizice		Rășină (A)	Întăritor (B)			
Componente individuale		Biresin® CR82	Biresin® CH80-1	Biresin® CH80-2*	Biresin® CH80-6	Biresin® CH80-10
Raport de amestecare	Masă	100	27			
Raport de amestecare	Volum		32	31	32	32
Vâscozitate, 25 °C	mPa.s	~1,600				
Densitate, 25 °C	g/ml	1,11	0,95	0,99	0,95	0,95
		Amestec				
Potlife, 100g/RT, valoare aproximativă	min		80	80	220	330
Vâscozitate mixtă, 25 °C, valoare aproximativă	mPa.s		850	600	400	390

* Întăritorul utilizat în realizarea panourilor

* Potlife – timpul de procesare sau timp de utilizare după amestecare; RT – temperatura camerei

Tabelul 4.3 prezintă proprietățile mecanice și termice ale rășinii deja formate și tratate termic și se observă că utilizând întăritorul CH80-2, se obține o limită la tracțiune destul de ridicată pentru o rășină epoxidică.

Tabelul 4.3 Proprietățile mecanice și termice ale rășinii [102], [170]

Proprietăți mecanice tipice pentru rășina întărită complet						
Rășină	Cu întăritor		CH80-1	CH80-2	CH80-6	CH80-10
Biresin® CR82 (A)	Biresin® (B)					
Rezistență la tracțiune	ISO 527 [174]	MPa	94	90	84	82
Modul de elasticitate la tracțiune	ISO 527 [174]	MPa	3000	3000	2900	2900
Alungirea la rupere	ISO 527 [174]	%	4,9	5,6	6,4	6,2
Rezistență la încovoiere	ISO 178 [178]	MPa	140	130	127	118
Modul de elasticitate la încovoiere	ISO 178 [178]	MPa	3300	3200	2900	2800
Rezistentă la compresiune	ISO 604 [167]	MPa	120	105	110	110
Densitate	ISO 1183 [162]	g/cm ³	1,14	1,14	1,14	1,14
Duritate Shore	ISO 868 [169]	-	D 85	D 85	D 85	D 85
Rezistența la impact	ISO 179 [164]	kJ/m ²	38	66	55	56
Temperatura de deformare la foc	ISO 75 [168]	°C	93	83	71	71
Temperatura de tranziție a sticlei	ISO 11357 [160]	°C	97	90	83	85

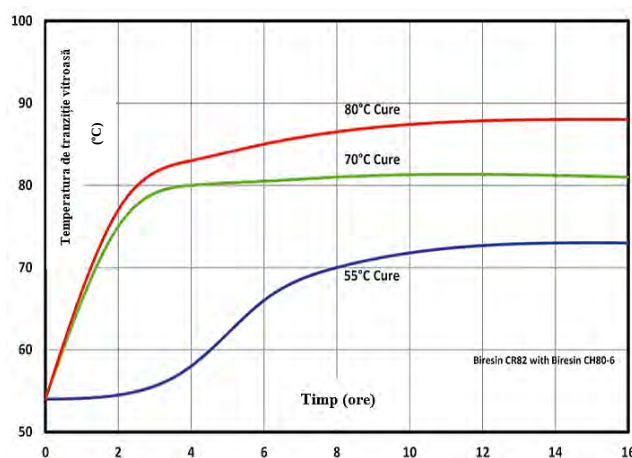


Figura 4.4 Dezvoltarea Temperatura de tranziție vitroasă în funcție de tratamentul de stabilizare / întărire.

Eșantioanele au fost produse din rășină pură, cu grosimea de 3 mm [170]

Diagrama din Figura 4.4 ilustrează temperatura de tranziție vitroasă în funcție de regimul de stabilizare-întărire aplicat. În raport cu infrastructura disponibilă în cadrul universității, s-a ales un tratament termic de menținere la 60°C, timp de 6 ore, a cărui evoluție este apropiată de curba albastră. Înainte de aplicarea tratamentului, eșantioanele au fost supuse unei îmbătrâniri naturale de 7 zile, la 23°C, în laborator. Este important de subliniat că, în cazul tratamentelor termice aplicate compozitelor, întregul volum al materialului, inclusiv zona centrală a laminatului, trebuie să atingă și să mențină temperatura de tratament, pentru a asigura uniformitatea procesului și efectul scontat asupra proprietăților.

4.2.2.2 Rășina poliesterică nesaturată

După o documentație în domeniul rășinilor pentru compozite cu fibre de sticlă, am selectat rășina Enydyne H 68372 TA, cu acceleratorul Metox – 50W, din gama oferită de distribuitorul Rompolimer Composites [157], [158]. Rășina Enydyne H 68372 TA reprezintă o soluție avansată în domeniul materialelor compozite, fiind o rășină poliesterică nesaturată, cu o formulă ortoftalică DCPD (dicyclopentadien), destinată aplicațiilor industriale de mare performanță.

Indiferent de metoda aleasă, este esențial ca utilizatorii să respecte întocmai recomandările de lucru pentru a asigura o întărire corectă a rășinii și obținerea unor piese durabile și rezistente. Acest lucru implică utilizarea unui sistem catalitic bazat pe PMEC 50% (peroxid de metil etil cetonă), într-un procent de 1,5% din masa rășinii. Pentru o masă de 100 g de rășină, timpul de gelifiere variază între 19 minute și 27 de minute, iar reacția atinge un vârf de intensitate între 28 minute și 48 de minute, cu o temperatură maximă de reacție sub 135°C. Acești parametri sunt critici pentru controlul procesului de întărire și evitarea defectelor în piesele finale.

Rășina este certificată conform standardului ISO 3672-1: 2019 [165], ca fiind UP, N5, O1/V1R6 (rășină poliesterică nesaturată, pentru laminare, de natură ortoftalică, de vâscozitate 1 și timp de gel la temperatură ambiantă) ceea ce confirmă calitatea și performanțele sale pentru utilizarea în domenii industriale.

În concluzie, rășina Enydyne H 68372 TA este o alegere excelentă pentru aplicațiile industriale care necesită performanțe mecanice și termice ridicate. Cu o utilizare corespunzătoare și respectarea regulilor de siguranță, acest material poate oferi soluții durabile și eficiente pentru o varietate largă de produse.

Acceleratorul Metox-50W este o soluție de peroxizi de metiletilcetonă în dimetilftalat. Acesta poate fi aplicat pentru întărirea rășinilor poliesterice nesaturate în prezența acceleratorului de cobalt (II), la temperatura camerei și la temperaturi ridicate. Poate fi utilizat în diferite metode de prelucrare (hand laying-up - manual și spray laying-up - pulverizare). Deoarece conține o cantitate mică de apă, este recomandat ca întăritor pentru acoperiri, precum și pentru materiale foarte încărcate (beton polimeric) și materiale neîncărcate (lacuri). În comparație cu întăritorul Metox-50, acesta prezintă un timp de gel puțin mai lung [177].

4.2.2.3 Analiza comparativă a sistemelor de rășini pentru compozitele proiectate

În cadrul realizării compozitelor cu fibră de sticlă, sistemul de rășină influențează direct atât performanțele finale, cât și „fereastra” de procesare și nivelul de risc operațional. Din datele

prezentate pentru cele două sisteme selectate, rășina epoxidică Biresin® CR82 (cu întăritor CH80-2) se evidențiază prin nivelul superior al proprietăților mecanice și termice, însă cu cerințe stricte de control al raportului de amestec și al regimului de întărire. În schimb, rășina poliesterică nesaturată Enydyne H 68372 TA favorizează productivitatea (întărire rapidă, tixotropie, aplicare manuală sau prin pulverizare), dar cu limite de performanță mecanică/termică și cu cerințe mai pronunțate din cauza conținutului de stiren și a sistemului peroxidic.

Tabelul 4.4 Comparație sintetică: avantaje/dezavantaje pentru rășinile utilizate – sistem epoxidic (CR82+CH80-2) vs. sistem poliesteric nesaturat [157], [177]

	Rășină epoxidică – Biresin® CR82 + CH80-2	Rășină poliesterică nesaturată – Enydyne H 68372 TA + Metox-50W
Avantaje	Proprietăți la tracțiune ridicate: ~90 MPa (cu întăritor CH80-2)	Tixotropizată - aplicare controlată (manual/mecanizat)
	Proprietăți la încovoiere ridicate: ~130 MPa (cu întăritor CH80-2)	Vâscozitate mică - umectare eficientă a fibrelor/umpluturilor
	Impact ridicat: 66 kJ/m ² (cu întăritor CH80-2)	Întărire rapidă: gel 19–27 min (100 g, 23°C, 1,5% P MEC)
	Performanță termică: T _g ~90°C, HDT ~83°C (cu întăritor CH80-2)	Exoterm limitat: T _{max} <135°C
	Potlife ~220 min/100 g/RT (cu întăritor CH80-2)	Metode: hand laying-up și spray laying-up (pensulare manuală și pulverizare)
Dezavantaje	Raport de amestecare: abaterea de la valoarea dată reduce performanțele	Conține stiren volatil/inflamabil (punct aprindere 32°C) → ventilație necesară
	Proprietăți finale dependente de ciclul de tratament; temperatura trebuie atinsă în întreg volumul compozitului	Este interzis amestecul accelerator–peroxid (risc reacții explozive)
	Exoterm mare: în miez poate ajunge la ~200°C (cu întăritor CH80-2)	Proprietăți la tracțiune mai reduse: 45 MPa
	Creșterea vâscozității → prelucrare rapidă: ~1 oră	Alungire mică la rupere: 1,5%
	Depozitare la rece → cristalizare; remediere prin încălzire la ≥60°C	Limitare termică: HDT 70°C

Tabelul 4.4, indică două „profiluri” tehnologice distincte. Sistemul epoxidic prioritizează performanța, dar transferă o parte din complexitate către procesul tehnologic: dozajul corect, alegerea întăritorului, controlul regimului de întărire (inclusiv efectele exotermice) devin factori decisivi pentru reproductibilitate. Sistemul poliesteric nesaturat optimizează ușurința și viteza de fabricație (tixotropie, umectare, gelifiere rapidă, aplicare manuală mai ușoară), însă cu un plafon de proprietăți mecanice/termice mai jos și cu constrângeri de securitate în exploatare (stiren, peroxizi) care trebuie tratate ca parametri de proces.

În esență, alegerea rășinii nu este doar o alegere de material, ci o alegere de strategie de inginerie: rășina epoxidică „cumpără” performanță cu monedă de control, iar rășina poliesterică nesaturată „cumpără productivitate” cu monedă de limitări. Cu alte cuvinte, nu există rășină „mai bună” în absolut, ci doar rășină mai potrivită pentru ceea ce dorește a fi optimizat: proprietățile la final sau robustețea și viteza procesului de fabricație. Iar în compozite, de multe

ori, materialul nu e doar ceea ce pui în matriță, ci ceea ce reușești să repeți constant, sigur și controlat.

4.2.3 Materialul de adaos, utilizat în compozitele proiectate

După o documentație în domeniul materialelor de umplutură utilizate în realizarea compozitelor cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, am selectat Coremat XI 3 mm, din gama oferită de producătorul Rompolimer [152], [153].

Coremat Xi 3 este un material de înaltă performanță, utilizat în procesele de fabricație deschise, fiind eficient din punct de vedere al costurilor pentru producția industrială. Coremat Xi 3 este recunoscut pentru versatilitatea sa, fiind utilizat ca material de nucleu și/sau barieră împotriva imprimării fibrelor de sticlă la suprafața produselor finite din materiale compozite. Coremat Xi 3 este realizat dintr-un poliester netesut, în care sunt integrate microsfele, ce contribuie la îmbunătățirea proprietăților mecanice și structurale ale materialelor compozite, și este compatibil cu o gamă largă de rășini obișnuite, inclusiv poliesteri nesaturați, vinilesteri, rășini fenolice și epoxidice. Această compatibilitate extinsă îl face o alegere bună pentru diverse aplicații industriale, unde performanța și fiabilitatea sunt critice.

Coremat Xi 3 este definit printr-o serie de proprietăți mecanice și tehnice care asigură performanțe ridicate în condiții de solicitare. Printre aceste proprietăți se numără cele prezentate în Tabelul 4.5.

Tabelul 4.5 Caracteristici Coremat® Xi 3 [152]

Categorie	Proprietate	Valoare	Standard/Test
Dimensiuni	Grosime	3,0 mm	-
	Lungime rulou	50 m	-
	Lățime rulou	1 m	-
Caracteristici tehnologice	Consum de rășină	1,8 kg/m ²	-
	Densitate superficială în stare uscată	80 g/m ²	-
	Densitate după impregnare	630 kg/m ³	-
Proprietăți mecanice	Rezistență la încovoiere	11 MPa	ASTM D790
	Modul de elasticitate la încovoiere	1100 MPa	ASTM D790
	Rezistență la tracțiune între straturi	4 MPa	ASTM C297
	Rezistență la compresiune (la 10% strain)	10 MPa	ISO 844
	Rezistență la forfecare	5 MPa	ASTM C273-61
	Modul de elasticitate la forfecare	35 MPa	ASTM C273-61

4.3 Configurația compozitelor proiectate

Prezentul subcapitol descrie configurațiile plăcilor din compozite stratificate proiectate pentru aplicații în industria navală, cu accent pe structuri ușoare, realizate din compozite. Plăcile realizate sunt sisteme multi-constituent, alcătuite din ranforsare cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, matrice polimerică și, în anumite configurații, un strat de Coremat Xi 3, introdus în zona mediană a compozitului.

În aceste condiții, au fost definite patru configurații de compozit, grupate în două perechi comparabile (fără mat / cu mat), fiecare realizată cu ambele tipuri de rășină:

- material compozit 1 (Q-c): 8 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, matrice din rășină poliesterică nesaturată;
- material compozit 2 (Q-g): 8 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, matrice din rășină epoxidică;
- material compozit 3 (QM-c): 4 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă + 1 strat Coremat Xi 3 + 4 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, matrice poliesterică nesaturată;
- material compozit 4 (QM-g): 4 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă + 1 strat Coremat Xi 3 + 4 straturi de țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, matrice epoxidică.

În Figura 4.5 sunt prezentate schematic atât configurația (succesiunea straturilor) pentru fiecare tip de laminat, cât și, etapele principale ale procesului tehnologic de realizare a plăcilor compozite.

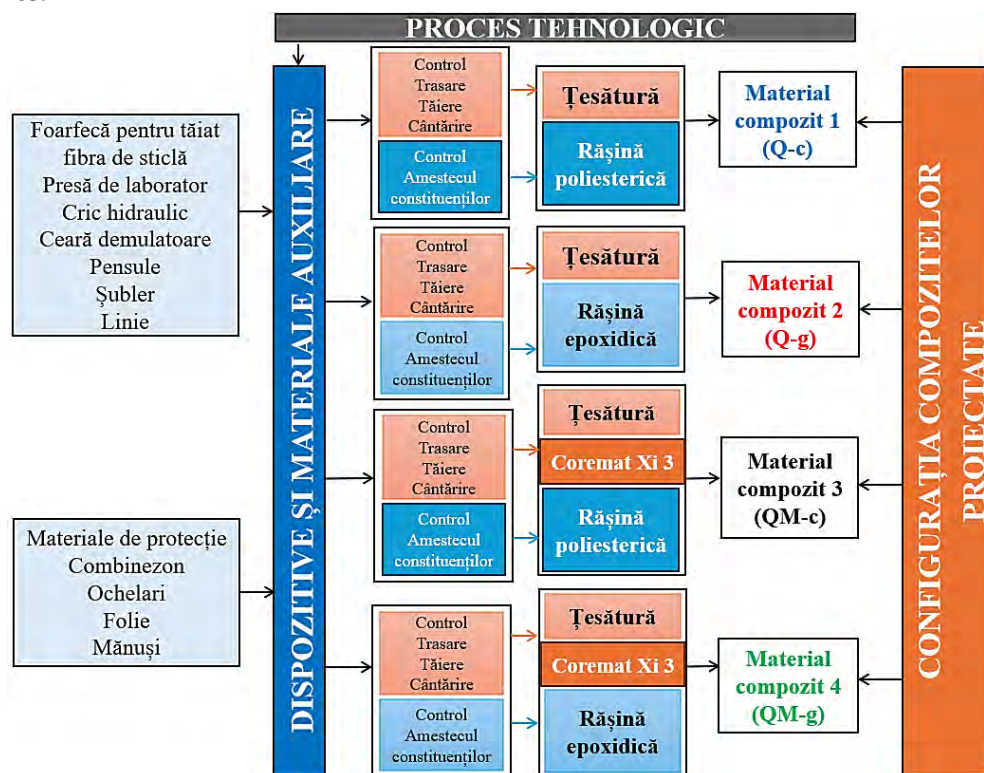


Figura 4.5 Diagrama procesului tehnologic pentru producerea compozitelor, la scară de laborator, și configurația acestora

4.4 Tehnologia de obținere a compozitelor proiectate

Prezentul subcapitol descrie procesul tehnologic de fabricație al plăcilor din compozite stratificate, realizate la scară de laborator. Sunt prezentate succesiunea operațiilor, echipamentele utilizate și condițiile de lucru relevante pentru reproducibilitatea procesului (dozaj pentru rășini, pregătirea straturilor, presare, demulare, finisare și tratamente termice post presare).

Pregătirea ranforsării (croirea foilor de țesătură): țesătura cuadriaxială din fibre de sticlă a fost tăiată utilizând o foarfecă electrică Vibromat S-54, cu diametrul de tăiere de 50 mm, masă 700 g, putere 80 W și înălțime maximă de tăiere 12 mm.

Prepararea sistemelor de rășină: În condiții de laborator, amestecurile au fost preparate în loturi adaptate necesarului de fabricație. Pentru sistemul epoxidic s-au utilizat 400 g rășină Biresin® CR82 și 100 g întăritor CH80-2. Pentru sistemul poliesteric nesaturat s-au utilizat 100 g rășină ENYDYNE H 68372 TA și 1,5 g accelerator Metox-50W. Amestecarea componentelor s-a realizat conform procedurii de laborator, asigurând omogenizarea înainte de impregnare

Stratificare și impregnare (pensulare): Straturile au fost așezate în succesiunea definită (inclusiv Coremat Xi 3, unde a fost cazul), după care impregnarea s-a realizat prin pensulare, prin întinderea amestecului de rășină pe fiecare strat în parte, până la obținerea unei impregnări uniforme (Figura 4.6, Figura 4.7).



Figura 4.6 Așezarea straturilor unul peste altul (Coremat)



Figura 4.7 Impregnarea straturilor cu amestecul de rășină și întăritor

Pregătirea matriței și demulare: pentru demulare s-a utilizat CIREX CP 10 (furnizor Airétec, distribuitor RomPolimer Composites) [155], agent de demulare aplicabil atât pentru rășini poliesterice și gelcoat, cât și pentru rășini epoxidice. Matrița a fost lustruită înainte de aplicare. CIREX CP 10 este un agent de demulare moale, cu evaporare la temperatura camerei, care formează un strat subțire la suprafața matriței și nu prezintă afinitate pentru rășină; produsul nu conține silicon. Se prezintă sub formă de pastă sintetică, dispersată în solvenți volatili; conținutul de substanțe solide este ~26%, densitatea este 0,790 g/ml, iar punctul de aprindere este >40°C. Aplicarea s-a realizat cu o pensulă sau un burete, în unul sau două straturi, cu așteptarea evaporării solvenților înainte de aplicarea stratului următor sau înainte de contactul cu laminatul.

Presare și întărire: după închiderea ansamblului în matriță, panourile au fost menținute în presă minimum 12 ore, pentru asigurarea condițiilor de întărire conform fișei tehnice pentru rășină.

Scotere din matriță, finisare și control: după finalizarea întăririi, panourile au fost extrase din presă și au fost supuse operațiunilor de finisare a marginilor, fără afectarea zonei ranforsate, Figura 4.8. Ulterior, fiecare placă a fost verificată din punct de vedere al integrității, a fost cântărită și codificată.

Îmbătrânire naturală și tratament termic: îmbătrânirea naturală a constat în menținerea timp de 7 zile la temperatura camerei. Tratamentul termic s-a aplicat după

îmbătrânire, în două etape de câte 3 ore la 60°C, ținând cont de particularitățile software-ului etuvei utilizate, în cadrul Universității „Dunărea de Jos” din Galați, Facultatea de Științe și Mediu, Departamentul de Chimie, Fizică și Mediu.



a)QM-c

b)Q-c

c)QM-g

d)Q-g

Figura 4.8 Plăci fabricate, diverse materiale și stratificări

În continuare este prezentată o reprezentare a planificării de tip Gantt pentru realizarea unui set de 5 plăci, astfel: F1 – tăierea și cântărirea materialelor; F2 – prepararea amestecului de rășină și întăritor; F3 – acoperirea preseii cu demulant, impregnarea materialului și presarea acestuia; F4 – îmbătrânirea naturală la temperatura ambiantă; F5 – polizarea marginilor și controlul eșantioanelor după demulare și întărire; F6 – tratamentul termic la 60°C (2 × 3 h); F7 – controlul final și depozitarea eșantioanelor. Tabelul 4.6, redă distribuția activităților pe zile, evidențiind atât fazele de fabricație, cât și etapele de post-proces (îmbătrânire naturală și tratament termic).

Tabelul 4.6 Planificare de tip Gantt pentru realizarea unui set de 5 plăci – repartizarea activităților pe zile

Activitate	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6	Z7	Z8	Z9	Z10	Z11	Z12	Z13	Z14	Z15	Z16
F1 – pentru toate plăcile	■ ■ ■ ■ ■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F2+F3 – Placa 1	–	■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F2+F3 – Placa 2	–	–	■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F2+F3 – Placa 3	–	–	–	■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F2+F3 – Placa 4	–	–	–	–	■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F2+F3 – Placa 5	–	–	–	–	–	■	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
F4 – pentru toate plăcile	–	–	–	–	–	–	■ ■ ■ ■ ■ ■ ■							–	–	–
F5 – pentru toate plăcile	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	■ ■ ■ ■ ■ ■ ■	–	–
F6 – pentru toate plăcile	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	■ ■ ■ ■ ■ ■ ■	–
F7 – pentru toate plăcile	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	■ ■ ■ ■ ■ ■ ■

În regim de laborator, pentru un set de 5 plăci, durata totală rezultă ≈ 15 zile (dominată de îmbătrânirea naturală de 7 zile). În regim de serie mică, durata poate fi redusă dacă există capacitate suplimentară de presare. În ansamblu, timpul total este influențat mai ales de etapele cu durată fixă (îmbătrânire și tratament), iar influența numărului de straturi se manifestă în principal prin operațiile de tăiere și impregnare, dependente de resursa umană disponibilă.

În plus, variabilitatea timpilor operaționali este strâns legată de experiența operatorului și de gradul de repetare al procedurilor de lucru. O organizare riguroasă a etapelor de fabricație și un control atent al parametrilor de proces pot reduce timpii morți dintre operații și pot crește reproductibilitatea parametrilor plăcilor obținute, fără a afecta etapele critice, cu durată impusă de procesele fizico-chimice. Astfel, optimizarea fluxului tehnologic are un impact direct asupra eficienței producției, mai ales în cazul fabricării repetate a unor serii experimentale.

4.5 Metodologia de testare multicriterială a compozitelor proiectate

4.5.1 Metodologia de testare a compozitelor la impact

4.5.1.1 Considerații generale asupra testării la impact

În această teză am selectat testarea la impact ca metodă de evaluare a compozitelor proiectate deoarece, deși materialele compozite cu matrice polimerică armate cu fibre sunt utilizate pe scară largă în aplicații navale datorită rezistenței/rigidității specifice ridicate, rezistenței la coroziune, reparabilității și comportării la oboseală [117], [72], ele rămân sensibile la deteriorări induse de solicitarea la impact [8], [9]. Importanța acestui aspect este bine documentată și în proiectarea și exploatarea structurilor aerospațiale [3]. De exemplu, într-un raport în care sunt descrise cedările specifice pentru 71 de aeronave Boeing 747 (durată medie de viață: 29.500 ore de zbor), aproape 13% dintre reparații (90 din 688) au fost asociate impacturilor cu obiecte străine [128].

Înțelegerea mecanismelor de inițiere și evoluție a deteriorărilor care survin în urma solicitării la impact reprezintă un pas necesar pentru a interpreta corect performanța structurală a compozitelor în regim dinamic. Datorită anizotropiei și distribuției neuniforme a tensiunilor sub solicitare tranzitorie, mecanismele de degradare sunt complexe [66], [68], [69]. Spre deosebire de materialele metalice ductile, unde absorbția intrinsecă de energie reduce riscul de cedare, compozitele sunt, în general, mai fragile, iar absorbția predominant elastică până la inițierea cedării le face mai susceptibile la deteriorări induse de impact. [68], [67].

În literatura de specialitate, mecanismele de cedare la impact sunt descrise frecvent ca o succesiune de etape [55], [8], [9]: fisurare în matrice și degradarea interfeței fibră/matrice, asociate tensiunilor transversale și de forfecare din straturile superioare; fisurare prin încovoire în straturile inferioare; delaminare interlaminară inițiată/ghidată de fisuri care intersectează interfața dintre straturi; rupere de fibre la întindere, forfecare și micro-fisurare la compresiune; penetrare (cedare la nivel macro). Parametri precum geometria compozitului, proprietățile impactorului și condițiile de mediu influențează, de asemenea, răspunsul la impact [3], [5], [8], [66], [67], [68] [125], [97], [128], Figura 4.9 grupează acești factori.

În această teză am tratat viteza de impact ca parametru variabil și de alegere a procedurii de testare, deoarece solicitarea la impact generează unde elastice, iar disiparea energiei și

vibrația “țintei” sunt dependente de durata contactului și de modul în care undele se propagă în material.

Evenimentele de impact acoperă o plajă largă, de la obiecte căzute ($\approx 1\text{--}4$ m/s) până la resturi spațiale (sute de m/s) (Tabelul 4.7). În mod uzual se consideră patru clase de impact în funcție de viteză: viteză redusă, viteză mare, balistică și hiperviteză [139]. În această teză am utilizat această clasificare pentru a poziționa experimental testele efectuate și pentru a justifica alegerea solicitării la impactului ca soluție reprezentativă pentru scenarii de tip viteză redusă.

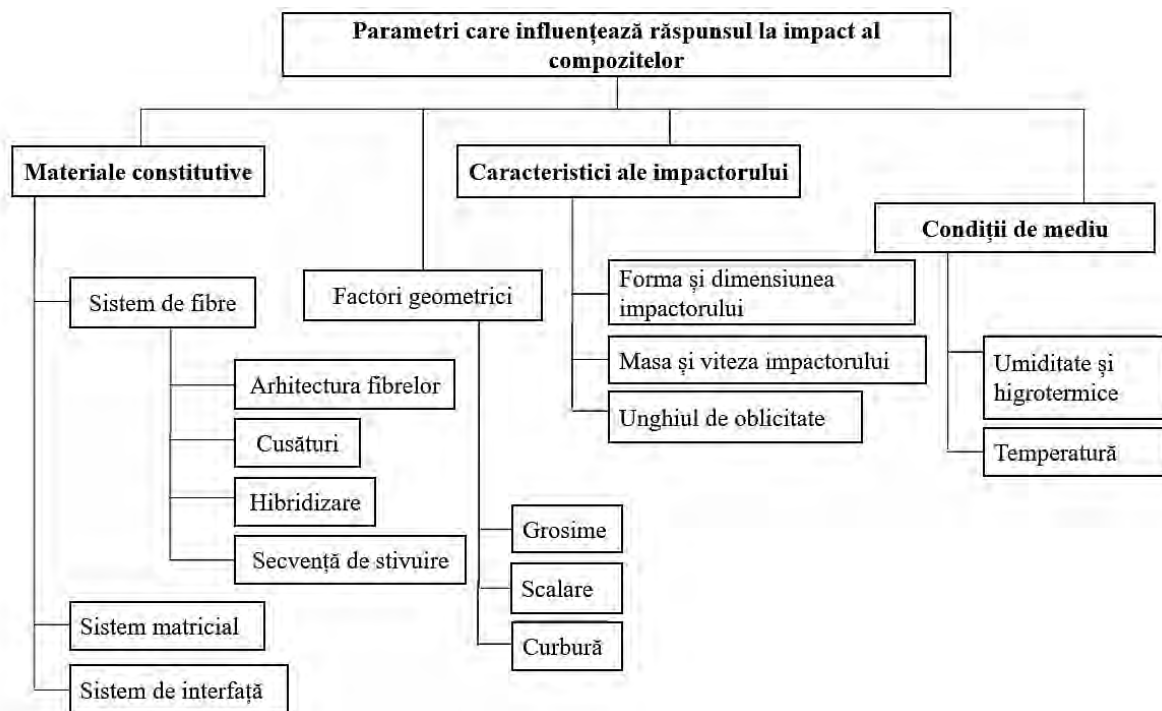


Figura 4.9 Factorii care influențează răspunsul la impact al materialelor compozite, după [68], [41]

Tabelul 4.7 Tipuri de impact în funcție de viteză [139]

Nr.	Interval de viteze	Echipamente de testare	Aplicații
1	Viteză redusă (0–11 m/s)	Ciocan; accelerator pneumatic	Obiecte scăpate; impact în accidente cu vehicule și nave
2	Viteză mare (>11 m/s)	Pistol cu aer comprimat; pistol cu gaz	Bombe în cădere liberă (fără explozie); fragmente din explozie
3	Impact balistic (>100 m/s)	Pistol cu aer comprimat; pistol cu gaz, țeavă balistică	Aplicații militare
4	Hiperviteză (>2000 m/s)	Pistol cu pulbere	Aplicații militare, nave spațiale; meteoroizi

Pentru toate nivelurile energetice investigate, modificarea maximă a energiei nominale datorată poziționării probei a fost sub 1,25%, ceea ce confirmă stabilitatea configurației experimentale (Tabelul 4.8).

Tabelul 4.8 Parametrii testului de impact

EN [J]	h_i [m]	m_i [kg]	E_c [J]	$E_N - E_c$ [J]	ΔE [%]	$h_{e(max)}$ [mm]	$\Delta E(h_e)$ [J]	$\Delta E(\%) (h_e)$
50	0.966	5.277	49.990	0.010	0.019	12.049	0.624	1.250
100	0.992	10.277	99.977	0.023	0.023	11.901	1.199	1.200
150	1.001	15.277	149.966	0.034	0.022	11.234	1.683	1.120
200	1.006	20.277	200.043	-0.043	-0.021	11.563	2.299	1.150

Parametrii înregistrați în timpul testului au fost timpul (rezoluție 0,01 ms), forța (traductor de 45 kN), deplasarea impactorului care poate reflecta și deformarea compozitului și viteza impactorului, toate integrate în sistemul de achiziție al mașinii de testare la impact Instron 9350 [149]. Energia de recul, corespunzătoare energiei neabsorbite de material, este:

$$E_{recul}(t) = 0.5 \cdot m_i \cdot v(t)^2 \quad (4.1)$$

unde $v(t)$ este viteza impactorului după recul.

Determinarea fracției volumice de fibre de sticlă în compozitele elaborate: fracția volumică de fibre este un parametru esențial pentru evaluarea performanței mecanice a compozitelor armate cu fibre. Aceasta a fost determinată pentru fiecare placă compozită de 300 mm × 300 mm, pentru a evalua influența stratului median Coremat Xi 3.

Notații utilizate pentru calculul caracteristicilor plăcilor compozite și parametrilor testului de impact:

m_f — masa armăturii (țesăturii cuadriaxiale din fibre de sticlă) [g];

m_c — masa plăcii compozite [g];

m_r — masa rășinii [g];

m_{mat} — masa stratului de Coremat Xi 3 [g];

V_c — volumul plăcii compozite [cm³];

V_f — volumul fibrelor de sticlă [cm³];

ρ_f — densitatea fibrei de sticlă [g/cm³], $\rho_f = 2540 \text{ kg/m}^3$;

l — latura plăcii compozite, $l = 0,3 \text{ m}$;

h_m — grosimea medie a plăcii compozite [mm]; $h_m = h_1 + h_2 + h_3 + h_4$

h_1, h_2, h_3, h_4 — grosimi măsurate în patru puncte ale plăcii [mm];

$w_f = m_f/m_c$ — fracția masică a fibrelor [-];

A_c — aria plăcii compozite [m²];

$\rho_A = m_c/A_c$ — densitatea de suprafață a compozitului [kg/m²].

După finisarea marginilor, latura plăcii a fost considerată $l = 300 \text{ mm}$, iar aria corespunzătoare a fost $A_c \approx 0,09 \text{ m}^2$. Pentru plăcile cu Coremat Xi 3 s-a considerat $m_{mat} \approx 8 \text{ g}$ pentru un fiecare strat de 300 mm × 300 mm.

Pentru plăci fără strat Coremat:

$$V_c \cdot \rho_c = V_f \cdot \rho_f + m_r \quad (4.2)$$

Pentru plăci cu strat Coremat:

$$V_c \cdot \rho_c = V_f \cdot \rho_f + m_{mat} + m_r \quad (4.3)$$

Fracția volumică a fibrelor se calculează astfel:

$$V_{f/c} = \frac{V_f}{V_c} \quad (4.4)$$

Literatura de specialitate evidențiază influența fracției volumice de fibre (sau a fracției masice) asupra proprietăților mecanice ale compozitelor armate cu fibre de sticlă [15], [53], [78], [51], precum și asupra comportării la oboseală [52].

Tabelul 4.9 prezintă, pentru fiecare placă fabricată, masa ranforsării, masa plăcii compozite, masa rășinii calculată din bilanț, fracția masică de fibre, densitatea de suprafață, fracția volumică a fibrelor, precum și grosimile măsurate în patru puncte ale plăcii și grosimea medie a unei plăci.

Tabelul 4.9 Caracteristicile plăcilor utilizate pentru epruvetele testate la impact

Placa	m_f (g)	m_c (g)	m_r (g)	$w_f =$ m_f/m_c (-)	$\sigma_A =$ m_c/A_c (kg/m ²)	V_f/V_c (-)	h_1 (mm)	h_2 (mm)	h_3 (mm)	h_4 (mm)	h_m (mm)
Q-c-08	839.5	1417.5	578.0	0.59	15.75	0.41	8.75	9.10	8.90	9.20	8.99
Q-c-09	861.0	1347.0	486.0	0.64	14.97	0.47	8.20	7.95	7.80	8.30	8.06
Q-c-12	834.5	1372.5	538.0	0.61	15.25	0.43	8.65	8.40	8.70	8.55	8.58
Medie Q-c	845.0	1379.0	534.0	0.61	15.32	0.43	8.50	8.50	8.50	8.70	8.54
Q-g-11	855.0	1254.5	399.5	0.68	13.94	0.45	8.40	8.45	8.35	8.25	8.36
Q-g-12	844.5	1351.5	507.0	0.63	15.02	0.43	8.65	8.70	8.60	8.55	8.63
Q-g-14	846.5	1300.0	453.5	0.65	14.44	0.43	8.60	8.55	8.65	8.75	8.64
Medie Q-g	848.7	1302.0	453.3	0.65	14.47	0.44	8.55	8.57	8.53	8.52	8.54
QM-c-02	843.0	1555.0	704.0	0.55	17.28	0.32	11.65	11.20	11.40	11.70	11.49
QM-c-05	848.0	1534.0	678.0	0.56	17.04	0.34	10.90	11.10	10.75	11.45	11.05
QM-c-06	844.0	1543.0	691.0	0.55	17.14	0.33	10.90	11.45	11.25	11.25	11.21
Medie QM-c	845.0	1544.0	691.0	0.55	17.16	0.33	11.15	11.25	11.13	11.47	11.25
QM-g-04	831.0	1361.0	521.5	0.62	15.12	0.33	11.25	11.55	10.35	10.80	10.99
QMg-10	858.0	1362.5	497.5	0.64	15.14	0.34	11.20	10.70	11.25	10.75	10.98
QMg-11	860.0	1353.0	485.0	0.64	15.03	0.34	11.20	11.10	10.90	11.10	11.08
Medie QM-g	849.7	1358.8	501.3	0.63	15.10	0.34	11.22	11.12	10.83	10.88	11.01

Notă: pentru plăcile Q-c și Q-g, $m_r = m_c - m_f$. Pentru plăcile QM-c și QM-g, $m_r = m_c - m_f - m_{mat}$, cu $m_{mat} \approx 8$ g, pentru fiecare strat de 300 mm × 300 mm. Aria plăcii a fost considerată $A_c \approx 0,09$ m².

Fracția volumică medie a fibrelor este de aproximativ 0,434–0,435 pentru plăcile fără Coremat Xi 3 și 0,329–0,338 pentru plăcile cu Coremat Xi 3. Introducerea stratului median reduce conținutul de fibre cu 24–37%, ceea ce explică comportamentul mai elastic al plăcilor cu mat și energia absorbită, mai redusă, în timpul impactului. Aceste rezultate sunt coerente cu observațiile experimentale și confirmă influența directă a fracției volumice asupra rigidității și capacității de absorbție a energiei.

4.5.1.2 Procedura de testare la impact

În această teză am realizat testele la impact în cadrul Institutului Național de Cercetări Aerospațiale „Elie Carafoli” – INCAS București, utilizând mașina Instron CEAST 9350 [149].

În total am realizat 80 de teste, structurate pe patru niveluri de energie de impact: 50 J, 100 J, 150 J și 200 J, cu câte cinci eșantioane pentru fiecare arhitectură compozită (Q-g, QM-g, Q-c, QM-c), la fiecare nivel de energie de impact.

În Figura 4.10 sunt prezentate eșantioane testate la impact, pentru materialul QM-g, pentru toată gama de energii de impact analizată (50 -200 J).

Ca exemplu de prelucrare, Tabelul 4.10 prezintă datele pentru materialul QM-g (20 teste), metodologia fiind aplicată identic tuturor materialelor.

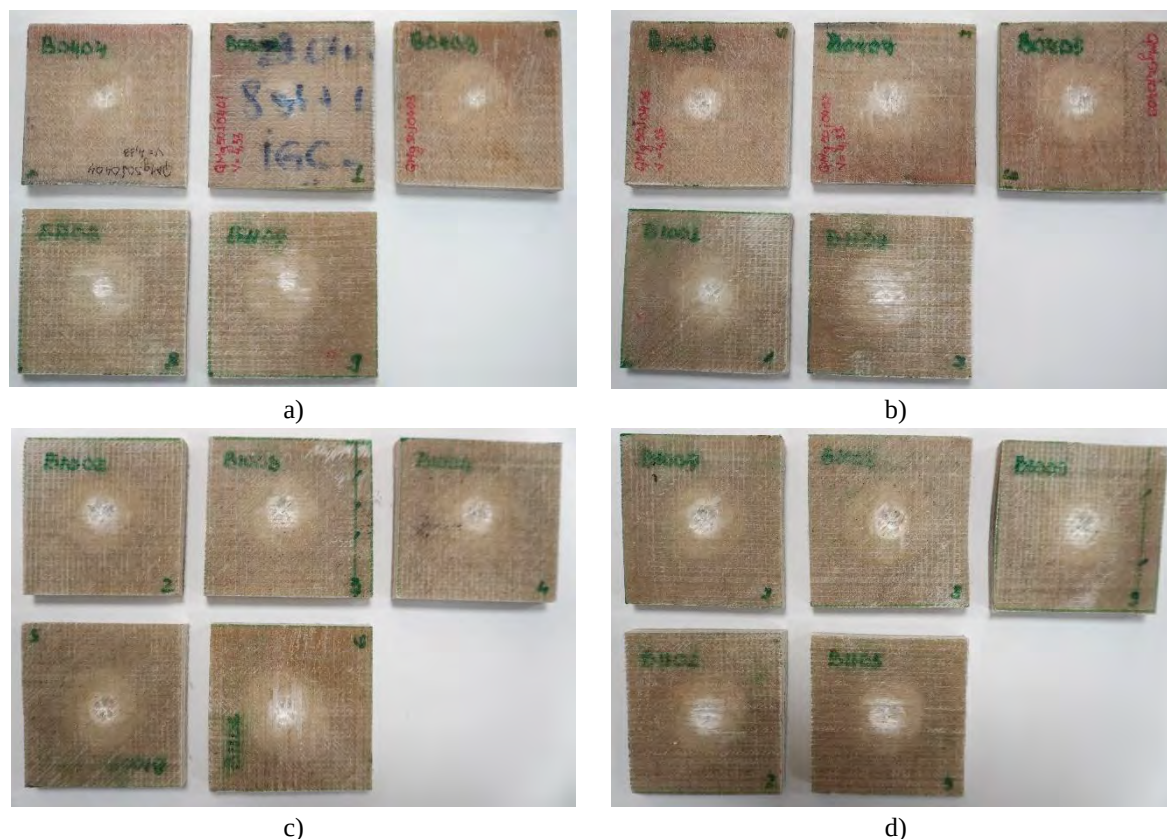


Figura 4.10 Eșantioane testate la impact, material QM-g, față: a) 50 J, b) 100 J, c) 150 J și d) 200 J

Tabelul 4.10 Tabel centralizator pentru date caracteristice eșantioanelor testate la impact, material QM-g

Epruveta	l_1	l_2	m	h_c	h_{ma}	h_{mediu}	EN
	[mm]	[mm]	[g]	[mm]	[mm]	[mm]	[J]
QM_g_50J_04_01	90,19	89,84	122,00	11,390	11,170	11,280	50
QM_g_50J_04_03	93,50	90,69	124,00	11,164	11,378	11,271	
QM_g_50J_04_04	88,95	87,83	114,00	11,061	11,536	11,299	
QM_g_50J_11_08	88,52	88,01	112,00	10,736	10,897	10,817	
QM_g_50J_11_09	90,93	88,33	117,00	10,386	10,759	10,573	
QM_g_100J_04_06	93,75	89,14	123,00	11,864	11,004	11,434	100
QM_g_100J_04_07	88,82	87,98	115,00	11,461	11,121	11,291	
QM_g_100J_04_09	92,41	89,79	127,00	11,794	10,265	11,030	
QM_g_100J_10_01	90,23	88,62	115,00	10,846	10,706	10,776	
QM_g_100J_11_07	86,72	87,45	111,00	10,932	10,869	10,901	

Epruveta	l_1	l_2	m	h_c	h_{ma}	h_{mediu}	E_N
	[mm]	[mm]	[g]	[mm]	[mm]	[mm]	[J]
QM_g_150J_10_02	87,68	87,57	109,00	10,936	10,848	10,892	150
QM_g_150J_10_03	93,35	87,89	120,00	10,966	10,805	10,886	
QM_g_150J_10_04	89,12	89,27	116,00	10,799	10,754	10,777	
QM_g_150J_10_05	90,97	90,74	117,00	10,923	10,945	10,934	
QM_g_150J_10_06	90,65	89,76	115,00	10,970	11,009	10,990	
QM_g_200J_10_07	89,59	90,39	116,00	10,734	10,705	10,720	200
QM_g_200J_10_08	88,73	90,35	116,00	10,771	10,876	10,824	
QM_g_200J_10_09	92,25	89,60	118,00	10,786	10,944	10,865	
QM_g_200J_11_02	89,07	90,61	120,00	10,990	11,093	11,042	
QM_g_200J_11_05	88,97	89,58	118,00	10,932	10,984	10,958	
Media	90,22	89,17	117,25	11,022	10,933	10,978	
Max	93,75	90,74	127,00	11,864	11,536	11,434	
Min	86,72	87,45	109,00	10,386	10,265	10,573	
Deviația standard	1,99	1,12	4,46	0,360	0,265	0,229	
DS [%]	2,20	1,25	3,97	3,26	2,42	2,08	

Legendă: epruveta – codul de identificare al eșantionului testat, care include materialul, nivelul de energie, numărul plăcii din care s-au tăiat eșantioanele și numărul probei; l_1 , l_2 (mm) – lungimile măsurate ale celor două muchii principale ale eșantionului; m (g) – masa eșantionului înainte de testare; h_c (mm) – grosimea măsurată în zona centrală a eșantionului; h_{ma} (mm) – grosimea măsurată în zona marginală a eșantionului; h_m (mm) – grosimea medie a eșantionului, determinată ca semisumă a grosimilor h_c și h_{ma} ; E_N (J) – energia de impact nominală aplicată în timpul testării.

4.5.1.3 Parametrii mășurați și repetabilitatea testelor de impact

În această teză, testele de impact au fost realizate utilizând mașina de testare Instron CEAST 9350 [149], un echipament de tip turn de cădere, destinat solicitărilor la impact pentru materiale polimerice și compozite. Configurația generală a echipamentului și principalele sale componente sunt prezentate în Figura 4.11. Alegerea acestui echipament a fost determinată de domeniul larg de energii și viteze de impact accesibile, precum și de posibilitatea înregistrării complete a parametrilor caracteristici evenimentului de impact.

Parametrii mășurați în timpul testelor de impact

În timpul încercărilor de impact au fost mășurați și înregistrați următorii parametri: forța de contact, deplasarea impactorului, viteza impactorului, energia absorbită de material. Înregistrarea continuă a acestor parametri a permis analiza detaliată a răspunsului dinamic al materialelor și identificarea mecanismelor de cedare asociate diferitelor niveluri de energie.

O măsurare este considerată repetabilă atunci când dispersia rezultatelor se menține sub un criteriu de acceptare prestabilit, de ordinul $\pm 5 \dots 10\%$ față de valoarea medie a seriei de teste. Coeficientul de repetabilitate este utilizat ca măsură de precizie, indicând intervalul în care diferența absolută dintre două rezultate repetate este așteptată să se încadreze cu o probabilitate de 95%.

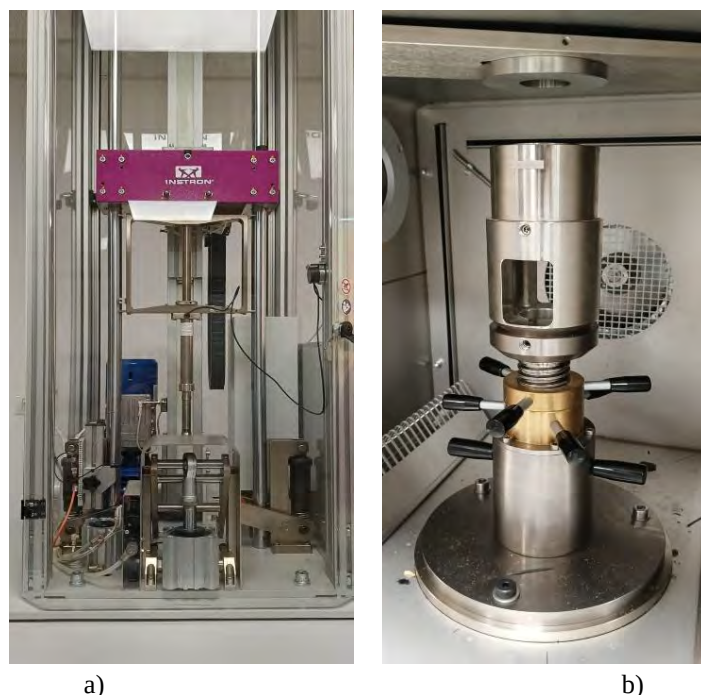


Figura 4.11 Mașina de testare la impact: a) partea superioară - mașina de impact cu afișaj electronic, b) partea inferioară - sistemul de prindere și fixare al probei [149]

Un exemplu de prelucrare a datelor pentru un set de cinci teste realizate în aceleași condiții este prezentat în Figura 4.12.

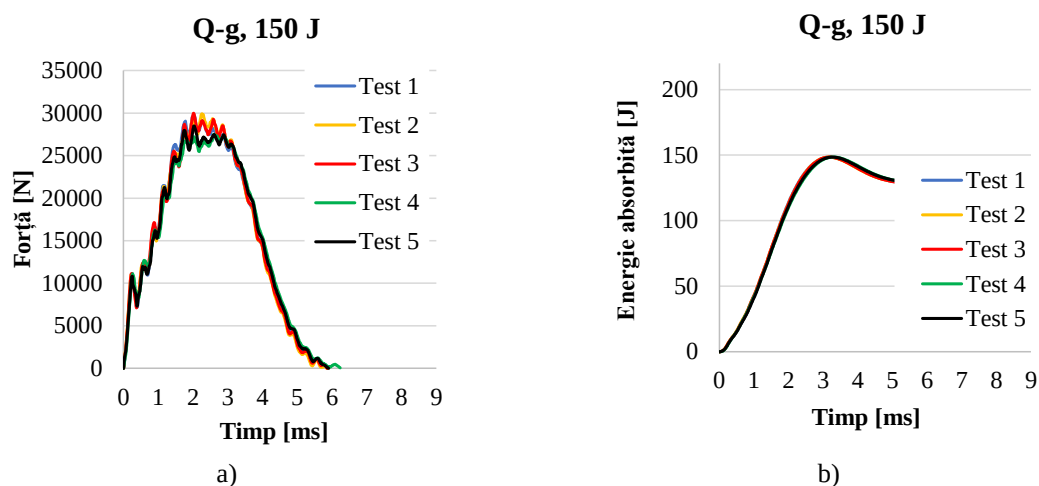


Figura 4.12 Exemplu de grafice cu datele experimentale obținute în urma testării cu mașina de testat Instron CEAST 9350, [357], de la INCAS București, pentru evidența repetabilității:

Caracteristicile impactorului utilizat: pentru realizarea testelor de impact a fost utilizat capul de impact instrumentat Instron C-7529-322, frecvent utilizat în aplicații de testare a materialelor polimerice și a polimerilor ranforșați cu fibre. Caracteristicile principale ale impactorului sunt: formă semisferică, cu diametrul de 16 mm; duritate: 60–62 HRC;.

4.5.2 Metodologia de testare a compozitelor la tracțiune

4.5.2.1 Considerații generale asupra testării la tracțiune

În literatura de specialitate, determinarea proprietăților la tracțiune pentru compozite cu matrice polimerică este reglementată de seria de standarde internaționale ISO 527 (principii generale în ISO 527-1 [172], condiții pentru compozite armate cu fibre, în ISO 527-4 [173], și pentru compozite unidireționale, în ISO 527-5 [174]). Deși ISO 527-4 [173] și ISO 527-5 [174] sunt dezvoltate în principal pentru configurații izotrope/ortotrope și, respectiv, unidireționale, recomandările privind forma epruvetei, lungimea de prindere, controlul vitezei și criteriile de validare a ruperii sunt utilizate frecvent și pentru laminate multidireționale, cu condiția respectării cerinței ca cedarea să aibă loc în zona de măsurare [173], [174], [74].

Standardul ISO 527-1:2020 [172], recomandă 13 valori pentru viteza de testare la tracțiune, începând de la 0,125 mm/min și având ca limită superioară 500 mm/min. Standardele ISO 527-4:2023 [173], și ISO 527-5:2022 [174], dedicate materialelor compozite, fac trimitere la ISO 527-1 în ceea ce privește metodologia generală de testare.

Conform ISO 527-5:2022 [174], viteza de testare recomandată este de 2 mm/min pentru epruvetele de tip A și 1 mm/min pentru epruvetele de tip B. Pentru numeroase aplicații din compozite cu matrice polimerică, aceste viteze sunt semnificativ mai mici decât vitezele reale de solicitare din exploatare.

Standardul ISO 527-4:2023 [173] susține utilizarea procedurii pentru testarea materialelor compozite noi și o recomandă pentru: compozite termoizolante și termoplastice armate cu fibre, cu armături ne-unidireționale (țesături, rovinguri, fibre tocate, materiale hibride, prepreg), combinații ale acestor materiale cu armături unidireționale sau laminate multistrat simetrice, produse finite realizate din materialele menționate.

Această formulare subliniază gama foarte largă de materiale compozite, atât inovatoare, cât și clasice, ce pot fi testate prin procedura standardizată. Standardul mai recomandă viteze de testare reduse pentru controlul calității: 10 mm/min pentru tip 1B și 5 mm/min pentru tipurile 2–4, respectiv 2 mm/min pentru testele de calificare.

Epruvetele analizate în această teză corespund tipului 3, fără plăcuțe terminale, cu lungime totală de 300 mm, condiția dimensională fiind: $L_3 \geq 250$ mm, și distanța nominală inițială dintre prinderi de 150 mm.

Tabelul 4.11 prezintă vitezele de testare utilizate și ratele de deformare echivalente, calculate pentru o lungime de măsurare a extensometrului $L_0 = 50$ mm [159].

Tabelul 4.11 Rata de deformare calculată pentru materialele testate

Viteza capului mobil [mm/min]	Viteza [mm/s]	Rata de deformare $\dot{\epsilon} = v / L_0$ (s ⁻¹)
10	0,167	0,0033
200	3,33	0,0666
500	8,33	0,1666
1000	16,67	0,3334

Ratele de deformare întâlnite în evenimente navale reale, coliziuni și impacturi cu valuri, sunt raportate în literatura de specialitate [24], [65], [50], [123], [124], după cum urmează:

- la nivel structural global, ratele rămân reduse, în general sub 1 s^{-1} , frecvent în intervalul $0,1\text{--}10 \text{ s}^{-1}$;
- în simulările de coliziune laterală, pot apărea rate plastice locale de aproximativ 30 s^{-1} înainte de rupere [24];
- impacturile cu valuri la viteză redusă sunt apropiate de regimul cvasi-static [65];
- în condiții violente (slamming, impact cu valuri), ratele pot crește la zeci sau sute s^{-1} ;
- în evenimente extreme de tip „exploziv”, ratele pot ajunge între 1 s^{-1} și 10^4 s^{-1} , cu valori medii în jur de 10 s^{-1} [50].

Având în vedere acest domeniu larg al ratelor de deformare, structurile compozite pentru aplicații navale trebuie evaluate pe intervale extinse ale ratei de deformare. ISO 527-1:2019 [166] recomandă 13 valori între $0,125$ și 500 mm/min .

În această teză au fost selectate patru viteze de testare: 10 mm/min , 200 mm/min , 500 mm/min (în intervalul standard) și 1000 mm/min (valoare mai mare decât cea din standard), în funcție de capacitățile echipamentului și de obiectivele experimentale.

Tabelul 4.12 prezintă, pentru fiecare placă fabricată, masa ranforsării, masa plăcii compozite, masa rășinii calculată din bilanț, fracția masică de fibre, densitatea de suprafață, fracția volumică a fibrelor, precum și grosimile măsurate în patru puncte și grosimea medie a plăcii.

Valorile medii ale fracției volumice de fibre calculate pentru plăcile utilizate la tăierea epruvetelor de tracțiune indică o valoare de $V_f/V_c = 0,442$ pentru configurația Q-c și $V_f/V_c = 0,441$ pentru configurația Q-g. Pentru plăcile cu strat median de Coremat Xi 3, fracția volumică scade la $V_f/V_c = 0,330$ în cazul configurației QM-c și la $V_f/V_c = 0,339$ pentru configurația QM-g, confirmând influența introducerii stratului median asupra scăderii conținutului volumic de fibre al compozitului.

Introducerea stratului median de Coremat Xi 3 reduce fracția volumică a fibrelor cu aproximativ 23–25%, în funcție de tipul matricei. Această scădere explică diferențele de rigiditate și rezistență observate în testele de tracțiune.

Tabelul 4.12 Caracteristicile plăcilor utilizate pentru epruvetele testate la tracțiune

Placă	m_f (g)	m_c (g)	m_r (g)	$w_f =$ m_f/m_c (-)	$\sigma_A = m_c/A_c$ (kg/m^2)	V_f/V_c (-)	h_1 (mm)	h_2 (mm)	h_3 (mm)	h_4 (mm)	h_m (mm)
Q-c-02	855.0	1443.7	588.7	0.59	16.04	0.42	8.75	9.10	8.90	9.20	8.99
Q-c-03	865.5	1461.4	595.9	0.64	14.97	0.47	8.20	7.95	7.80	8.30	8.06
Q-c-04	863.0	1457.2	594.2	0.61	15.25	0.44	8.65	8.40	8.70	8.55	8.58
Medie Q-c	861.2	1454.1	592.9	0.61	15.42	0.44	8.53	8.48	8.46	8.68	8.54
Q-g-07	883.0	1295.6	412.6	0.68	13.94	0.46	8.40	8.45	8.35	8.25	8.36
Q-g-08	850.0	1247.2	397.2	0.63	15.02	0.43	8.65	8.70	8.60	8.55	8.63
Q-g-09	848.5	1245.0	396.5	0.65	14.44	0.43	8.60	8.55	8.65	8.75	8.64

Placă	m_f (g)	m_c (g)	m_r (g)	$w_f =$ $m_f /$ m_c (-)	$\sigma_A = m_c /$ A_c (kg/m ²)	V_f $/V_c$ (-)	h_1 (mm)	h_2 (mm)	h_3 (mm)	h_4 (mm)	h_m (mm)
Medie Q-g	860.5	1262.6	402.1	0.65	14.47	0.44	8.55	8.56	8.53	8.51	8.54
QM-c-08	823.0	1518.1	687.1	0.55	17.28	0.31	11.65	11.20	11.40	11.70	11.49
QM-c-09	866.6	1598.5	724.4	0.56	17.04	0.34	10.90	11.10	10.75	11.45	11.05
QM-c-10	852.5	1572.5	712.0	0.55	17.14	0.33	10.90	11.45	11.25	11.25	11.21
Medie QM-c	847.4	1563.1	707.9	0.55	17.16	0.33	11.15	11.25	11.13	11.46	11.25
QM-g-07	850.3	1392.6	534.3	0.62	15.12	0.34	11.25	11.55	10.35	10.80	10.99
QM-g-08	864.0	1415.0	542.5	0.64	15.14	0.34	11.20	10.70	11.25	10.75	10.98
QM-g-09	845.5	1384.7	532.2	0.64	15.03	0.33	11.20	11.10	10.90	11.10	11.08
Medie QM-g	853.3	1397.5	536.4	0.63	15.10	0.34	11.21	11.11	10.83	10.88	11.01

Notă: pentru plăcile Q-c și Q-g, $m_r = m_c - m_f$. Pentru plăcile compozite cu mat, QM-c și QM-g, $m_r = m_c - m_f - m_{mat}$, cu $m_{mat} \approx 8$ g pentru fiecare strat de 300 mm × 300 mm. Aria plăcii a fost considerată $A_c \approx 0,09$ m². Legenda codurilor de material: Q – compozit fără mat; QM – laminat cu strat median de mat; c – matrice poliesterică nesaturată; g – matrice epoxidică.

Reducerea fracției volumice de fibre prin introducerea stratului Coremat Xi 3 conduce la o creștere a contribuției matricei în comportarea globală a laminatului. Acest efect se reflectă în scăderea rigidității și a rezistenței la tracțiune, dar poate favoriza o capacitate mai mare de deformare înainte de rupere. Diferențele observate între configurațiile cu și fără strat median de mat sunt coerente cu variațiile arhitecturii laminate.

4.5.2.2 Procedura de testare la tracțiune

În această teză, solicitarea la tracțiune a fost aplicată pe eșantioane tăiate din plăci fabricate la scară de laborator, având ranforsarea din țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă. Au fost analizate patru arhitecturi compozite, corespunzătoare combinațiilor dintre prezența stratului Coremat Xi 3 (Q și QM) și tipul de matrice polimerică (c și g). Pentru fiecare arhitectură compozită (Q-c, Q-g, QM-c și QM-g) s-au efectuat serii de solicitări la patru viteze: 10 mm/min, 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min.

Pentru fiecare combinație material-viteză de testare au fost realizate câte 5 teste consecutive, cu posibilitatea completării setului atunci când au apărut curbe atipice sau cedări neconforme, urmate de eliminarea rezultatelor extreme, astfel încât setul final, utilizat în analiză, să fie reprezentativ.

Epruvetele au avut secțiune dreptunghiulară, conform recomandărilor ISO 527-4 [173], și ISO 527-5 [174], pentru compozite armate cu fibre (lungime totală, lungime utilă L_0 , lățime și grosime).

Ca exemplu de prelucrare, Tabelul 4.13 prezintă datele pentru materialul QM-c (20 teste conforme) și QM-g (20 teste conforme), metodologia fiind aplicată identic tuturor materialelor.

Tabelul 4.13 Centralizator pentru date caracteristice eșantioanelor testate la tracțiune, material QM-c și QM-g

Material compozit QM-c			Material compozit QM-g			V
Epruveta	l	h _{mediu}	EPRUVETA	l	h _{mediu}	
	(mm)	(mm)		(mm)	(mm)	(mm/min)
QM_c_10mm_01	26,950	11,790	QM_g_10mm_01	27,700	12,500	10
QM_c_10mm_02	26,540	12,340	QM_g_10mm_02	27,980	12,440	
QM_c_10mm_03	27,470	12,190	QM_g_10mm_03	27,940	12,790	
QM_c_10mm_04	25,150	11,910	QM_g_10mm_04	29,580	12,120	
QM_c_10mm_21	26,200	11,820	QM_g_10mm_21	27,520	12,370	
QM_c_200mm_06	25,890	11,950	QM_g_200mm_06	26,350	10,840	200
QM_c_200mm_07	25,130	11,400	QM_g_200mm_07	27,890	10,790	
QM_c_200mm_08	27,180	11,820	QM_g_200mm_08	27,110	10,550	
QM_c_200mm_09	25,370	11,520	QM_g_200mm_09	26,760	10,900	
QM_c_200mm_10	24,760	11,410	QM_g_200mm_10	27,000	11,340	
QM_c_500mm_12	28,860	12,020	QM_g_500mm_12	28,190	10,850	500
QM_c_500mm_13	26,030	11,680	QM_g_500mm_13	28,140	11,050	
QM_c_500mm_14	27,120	11,660	QM_g_500mm_14	28,550	10,900	
QM_c_500mm_15	27,670	11,450	QM_g_500mm_15	27,870	11,610	
QM_c_500mm_23	26,120	12,010	QM_g_500mm_23	27,010	12,140	
QM_c_1000mm_16	28,090	11,860	QM_g_1000mm_16	29,440	11,040	1000
QM_c_1000mm_17	26,400	11,700	QM_g_1000mm_17	26,510	10,940	
QM_c_1000mm_18	28,000	11,790	QM_g_1000mm_18	25,600	12,170	
QM_c_1000mm_19	24,600	11,810	QM_g_1000mm_19	28,230	11,860	
QM_c_1000mm_20	27,800	11,760	QM_g_1000mm_20	27,910	12,070	
Media	26,567	11,795	Media	27,664	11,564	
Max	28,860	12,340	Max	29,580	12,790	
Min	24,600	11,400	Min	25,600	10,550	
Deviatia standard	1,209	0,244	Deviatia standard	0,976	0,713	
DS [%]	4,85	2,06	DS [%]	3,52	6,16	

Legendă: h – grosimea epruvetei măsurată în zona calibrată [mm]; l – lățimea epruvetei [mm]; V – viteza de testare la tracțiune [mm/min]; QM-c/QM-g compozite cu strat median Coremat Xi 3 și matrice poliesterică nesaturată/epoxidică.

În Figura 4.13 sunt prezentate eșantioane testate la tracțiune, din compozitul QM-g, pentru toata gama de viteze de testare analizată (10 -1000 mm/min).

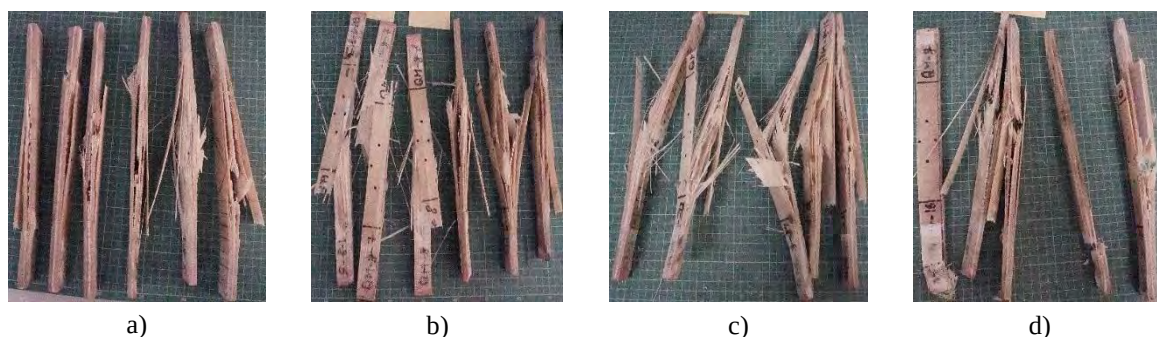


Figura 4.13 Eșantioane testate la tracțiune, material QM-g: a) 10 mm/min, b) 200 mm/min, c) 500 mm/min și d) 1000 mm/min – lateral

4.5.2.3 Parametrii mășurați și repetabilitatea testelor de tracțiune

Solicitările la tracțiune au fost realizate în cadrul Institutului Național de Cercetări Aerospațiale „Elie Carafoli” – INCAS București, utilizând mașina universală Instron 5982 [140], echipată cu extensometrul video Instron AVE pentru măsurarea deformației în zona de măsurare. Pentru utilizarea extensometrului, eșantioanele au fost marcate conform șablonului și recomandărilor prezentate în Figura 4.14, și Figura 4.15 astfel încât marcajele să asigure contrast suficient și urmărire stabilă pe durata solicitării, inclusiv evitarea fenomenului de „umbrire”, ilustrat în Figura 4.16 și Figura 4.17.

În această teză, parametrii de răspuns la solicitarea de tracțiune au fost colectați astfel încât să permită: descrierea completă a curbei tensiune–deformație, compararea între cele patru arhitecturi compozite cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă și evaluarea repetabilității seriilor de solicitări pentru fiecare viteză.

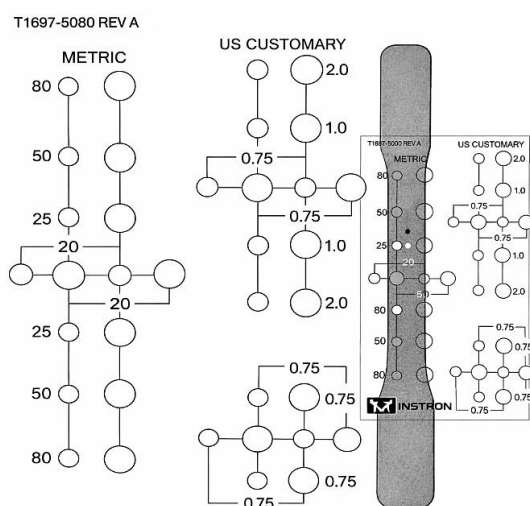


Figura 4.14 Șablonul pentru marcarea probelor [159]



Figura 4.15 Exemplu de marcarea probelor pentru folosirea extensometrului optic

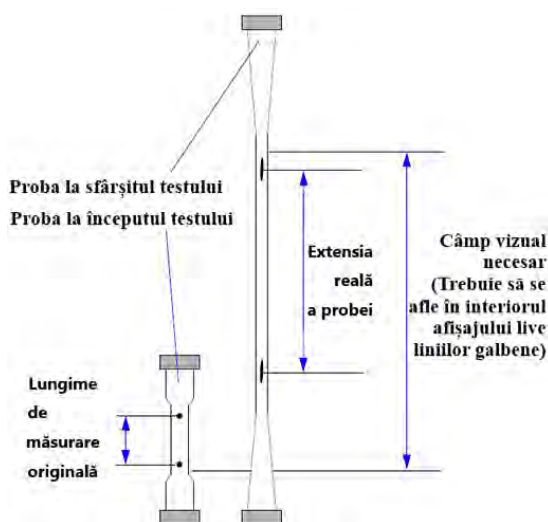


Figura 4.16 Considerații privind câmpul vizual [159]

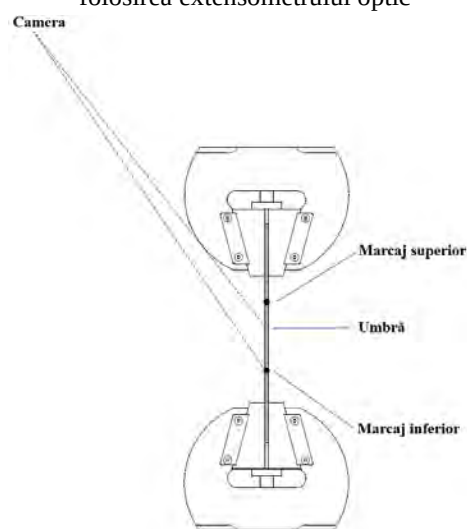


Figura 4.17 Fenomenul de umbrire pentru testul de tracțiune [159]

Caracteristicile tehnice ale mașinii: testele au fost realizate pe mașina universală Instron 5982 [140] (de la INCAS București), utilizată pentru solicitări la tracțiune, compresiune și încovoiere. Caracteristicile tehnice relevante include capacitate nominală: 100 kN, sistem de prindere cu auto-strângere, pentru reducerea alunecării, fețe de prindere interschimbabile, adecvate mai multor geometrii de eșantioane, configurație care permite încărcarea ușoară a eșantionului și menținerea stabilă a prinderii;

Parametrii mășurați în timpul testelor de tracțiune: pe durata solicitării la tracțiune au fost înregistrate și/sau calculate: forța aplicată, $F(t)$; deplasarea traversei; deformația în zona de măsurare, $\varepsilon(t)$; tensiunea inginerescă: $\sigma_{eng} = F / A_0$ deformația inginerescă: $\varepsilon_{eng} = \Delta L / L_0$ modulul de elasticitate la tracțiune (Young), E , determinat din porțiunea inițială a curbei tensiune-deformație; forța maximă, F_{max} ; rezistența la tracțiune, σ_r sau σ_{max} ; deformația la rupere, ε_r ; energia absorbită de așantion până la F_{max} (aria de sub curba tensiune-deformație până la F_{max}). Rata de deformație a fost estimată prin relația: $\dot{\varepsilon} = v / L_0$

Atunci când una sau mai multe curbe au prezentat abateri semnificative (de exemplu cedare la prindere, alunecare sau forme atipice), s-au realizat teste suplimentare și s-au selectat 5 rezultate reprezentative, eliminând extremele, astfel încât setul final utilizat în prelucrarea datelor să fie format exclusiv din solicitări valide și comparabile (de exemplu, la testarea materialul Q-c, la viteza de testare de 500 mm/min, testul 5 a fost eliminat, conform output-ului de pe display-ul mașinii de testare (Figura 4.18).

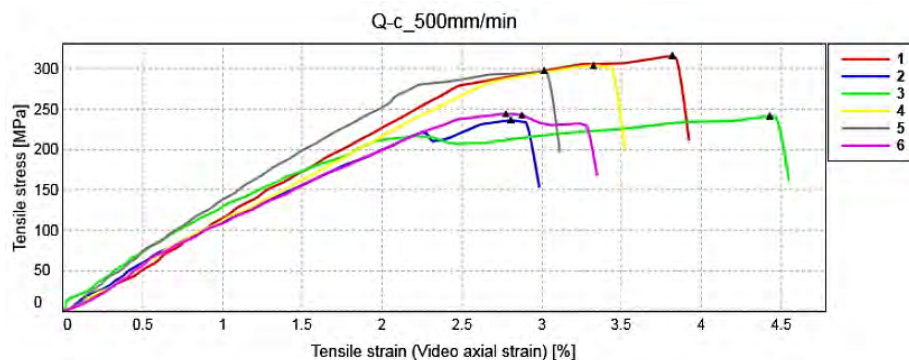


Figura 4.18 Curbe tensiune - deformație, furnizate de soft-ul mașinii de testare la tracțiune Instron 5982 [140]

4.5.3 Metodologia de testare a compozitelor la încovoiere în trei puncte

4.5.3.1 Considerații generale asupra testării la încovoiere în trei puncte

Solicitarea la încovoiere reprezintă una dintre solicitările fundamentale utilizate pentru evaluarea comportamentului mecanic al materialelor compozite laminate, în special în aplicații structurale unde elementele sunt supuse simultan la tensiuni de tracțiune și compresiune. În cazul compozitelor cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, solicitarea la încovoiere este deosebit de relevantă, deoarece induce un câmp complex de tensiuni, care conduce la mecanisme multiple de cedare și, în final, la cedare structurală [51] [52]; [36]. În cazul compozitelor stratificate, aceste solicitări pot conduce la apariția progresivă a deteriorărilor sub formă de fisurare a matricei, decoeziune fibră-matrice, delaminări interlaminare și, în stadii avansate, ruperea fibrelor, mecanisme care definesc procesul de cedare la încovoiere.

Pentru compozitele cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, orientarea multiplă a fibrelor contribuie la o distribuție mai uniformă a tensiunilor, însă prezența straturilor intermediare cu rol de miez (de tip Coremat Xi 3) modifică semnificativ rigiditatea la încovoiere și mecanismele de cedare. Literatura de specialitate arată că introducerea unui strat de tip miez conduce, în general, la o reducere a rigidității și rezistenței la încovoiere, concomitent cu o creștere a capacității de deformare și a caracterului progresiv al cedării [122], [94]. Viteza de testare reprezintă un factor esențial în evaluarea comportamentului la încovoiere al materialelor compozite, întrucât influențează atât răspunsul elastic, cât și mecanismele de cedare. La viteze reduse de testare, comportamentul este dominat de mecanisme cvasi-statice, în timp ce la viteze ridicate pot apărea efecte dependente de viteza de testare, asociate în principal matricei polimerice și interfeței fibră–matrice [120], [135], [137].

În această teză, testarea la încovoiere în trei puncte a fost utilizată pentru a evalua comparativ comportamentul mecanic al compozitelor cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, cu și fără strat intermediar de Coremat Xi 3, pentru diferite viteze de testare (10 – 1000 mm/min), urmărindu-se atât răspunsul global, cât și repetabilitatea rezultatelor obținute.

Determinarea fracției volumice de fibre: fracția volumică a fibrelor pentru plăcile utilizate la solicitarea de încovoiere a fost determinată utilizând aceeași metodologie de calcul bazată pe bilanțul masic al compozitului, descrisă anterior pentru epruvetele testate la impact și tracțiune, în capitolele 4.5.1.1, 4.5.2.1. Valorile obținute sunt sintetizate în

Tabelul 4.14, unde sunt prezentate masele componentelor, fracția masică de fibre, densitatea de suprafață și fracția volumică rezultată pentru fiecare placă analizată.

Tabelul 4.14 Caracteristicile plăcilor utilizate pentru epruvetele testate la încovoiere în trei puncte

Placa	m_f (g)	m_c (g)	m_r (g)	$w_f =$ m_f/m_c (-)	$\sigma_A =$ m_c/A_c (kg/m ²)	V_f/V_c (-)	h_1 (mm)	h_2 (mm)	h_3 (mm)	h_4 (mm)	h_m (mm)
Q-c-01	830.5	1274.0	443.5	0.65	14.16	0.44	8.45	7.90	8.55	7.90	8.20
Q-c-10	844.5	1365.0	520.5	0.62	15.17	0.42	8.90	8.65	8.80	8.55	8.73
Medie Q-c	837.5	1319.5	482.0	0.64	14.66	0.43	8.68	8.28	8.68	8.23	8.46
Q-g-02	839.5	1390.0	550.5	0.60	15.44	0.43	8.70	8.25	8.50	8.45	8.48
Q-g-05	830.0	1320.0	490.0	0.63	14.67	0.43	8.65	8.20	8.45	8.85	8.54
Medie Q-g	834.8	1355.0	520.3	0.62	15.06	0.43	8.68	8.23	8.48	8.65	8.51
QM-c-04	849.5	1571.0	712.5	0.55	17.46	0.33	10.90	11.25	11.00	11.35	11.13
QM-c-07	822.0	1510.5	681.0	0.55	16.78	0.32	10.50	11.40	11.50	11.10	11.13
Medie QM-c	835.8	1540.8	696.8	0.55	17.12	0.33	10.70	11.33	11.25	11.23	11.13
QM-g-02	840.5	1482.0	633.0	0.57	16.47	0.32	11.95	11.65	11.45	11.20	11.56
QMg-03	838.0	1382.5	537.0	0.61	15.36	0.32	10.25	10.70	12.40	12.20	11.39
Medie QM-g	839.3	1432.3	585.0	0.59	15.91	0.32	11.10	11.18	11.93	11.70	11.48

Notă: pentru plăcile Q-c și Q-g, $m_r = m_c - m_f$. Pentru plăcile QM-c și QM-g, $m_r = m_c - m_f - m_{mat}$, cu $m_{mat} \approx 8$ g pentru fiecare strat de 300 mm × 300 mm. Aria plăcii a fost considerată $A_c \approx 0,09$ m².

Legendă de coduri: Q – laminat plin (fără Coremat Xi 3); QM – laminat cu strat median Coremat Xi 3; c – matrice poliesterică nesaturată; g – matrice epoxidică.

4.5.3.2 Procedura de testare la încovoiere în trei puncte

Solicitarea la încovoiere a fost aplicată pentru fiecare arhitectură de compozit (Q-g, Q-c, QM-c, QM-g), în condiții controlate, utilizând patru viteze de testare distincte, respectiv 10 mm/min, 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min, în vederea evaluării influenței vitezei de testare asupra răspunsului mecanic și a mecanismelor de cedare specifice fiecărei configurații de material. Pentru fiecare combinație material–viteză de solicitare au fost realizate câte cinci teste, rezultând un total de 80 de teste.

Testele au fost efectuate utilizând mașina universală de solicitări mecanice Instron 5982 [140], echipată cu o celulă de forță de 100 kN, cu o precizie a măsurării sarcinii de $\pm 0,5\%$ din valoarea citită.

Centralizarea datelor corespunzătoare fiecărei plăci, fiecărui eșantion și fiecărui material a fost realizată prin calcularea valorilor medii, a valorilor minime și maxime și a deviației standard pentru parametrii din fiecare set de teste. Exemple de astfel de centralizări sunt prezentate în Tabelul 4.15, pentru compozitul QM-g.

Tabelul 4.15 Centralizator pentru date caracteristice eșantioanelor testate la încovoiere, material QM-g

Epruveta	L	l	m	h ₁	h ₂	h ₃	h _m	V
	[mm]	[mm]	[g]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm/min]
QM_g_10mm_03_01	158,50	13,85	33,00	10,128	9,592	9,773	9,831	10
QM_g_10mm_03_02	158,00	13,29	32,00	10,741	10,455	10,601	10,599	
QM_g_10mm_03_03	159,00	14,28	33,00	11,335	11,112	11,230	11,226	
QM_g_10mm_03_04	159,10	14,38	35,00	11,801	11,685	11,689	11,725	
QM_g_10mm_03_05	159,50	13,23	31,00	12,047	11,925	11,701	11,891	
QM_g_200mm_02_09	159,00	14,77	35,00	11,730	11,470	11,630	11,610	200
QM_g_200mm_03_12	159,20	12,86	30,00	11,390	11,620	11,400	11,470	
QM_g_200mm_03_13	159,00	14,90	33,00	11,230	11,550	11,450	11,410	
QM_g_200mm_03_14	158,80	15,22	34,00	11,180	11,490	11,330	11,333	
QM_g_200mm_03_15	159,00	15,27	34,00	11,670	11,660	11,420	11,583	
QM_g_500mm_02_01	159,50	14,13	33,00	11,670	11,520	11,640	11,610	500
QM_g_500mm_02_07	160,00	14,76	34,00	11,800	11,960	11,750	11,837	
QM_g_500mm_02_10	159,50	13,20	33,00	11,900	12,140	11,780	11,940	
QM_g_500mm_02_12	160,00	12,76	30,00	11,920	11,700	11,670	11,763	
QM_g_500mm_02_05	160,00	12,50	30,00	12,330	12,150	12,130	12,203	
QM_g_1000mm_03_06	159,20	12,72	30,00	12,005	11,759	11,549	11,771	1000
QM_g_1000mm_03_07	159,00	14,21	32,00	11,786	11,501	11,467	11,585	
QM_g_1000mm_03_08	159,40	13,57	31,00	11,754	11,566	11,479	11,600	
QM_g_1000mm_03_09	159,60	14,70	35,00	12,107	11,899	11,560	11,855	
QM_g_1000mm_03_10	159,80	12,88	31,00	11,793	11,805	11,459	11,686	
Media	159,26	13,87	32,45	11,616	11,528	11,435	11,526	
Max	160,00	15,27	35,00	12,330	12,150	12,130	12,203	
Min	158,00	12,50	30,00	10,128	9,592	9,773	9,831	
Deviația standard	0,51	0,90	1,76	0,507	0,586	0,488	0,516	
DS [%]	0,32	6,48	5,42	4,36	5,08	4,26	4,27	

Legendă: epruveta – codul de identificare al eșantionului, care include materialul, viteza de sollicitare și numărul probei; L (mm) – lungimea epruvetei; l (mm) – lățimea epruvetei; m (g) – masa epruvetei înainte de sollicitare; h_1 , h_2 , h_3 (mm) – grosimile măsurate în trei puncte ale epruvetei (zona centrală și zonele de rezemare); h_{mediu} (mm) – grosimea medie a epruvetei, determinată ca media aritmetică a valorilor h_1 , h_2 și h_3 ; V (mm/min) – viteza de testare la încovoiere, aplicată în timpul testului.

În Figura 4.19 sunt prezentate eșantioane testate la încovoiere în trei puncte, din material QM-g, pentru toată gama de viteze de testare analizată (10 -1000 mm/min).



Figura 4.19 Eșantioane testate la încovoiere în trei puncte, material QM-g: a) 10 mm/min, d) 1000 mm/min – lateral

4.5.3.3 Parametrii mășurați și repetabilitatea testelor de încovoiere în trei puncte

Testele de sollicitare la încovoiere în trei puncte au fost realizate utilizând o mașină universală de sollicitări mecanice, destinată sollicitărilor controlate de deplasare și forță, adecvată evaluării comportamentului mecanic al compozitelor din țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă. Echipamentul utilizat a permis impunerea precisă a vitezei de testare și monitorizarea continuă a răspunsului mecanic al eșantioanelor.

Mașina utilizată este Instron 5982 [140], disponibilă în cadrul Institutului Național de Cercetări Aeronautice „Elie Carafoli” – INCAS București. Caracteristicile tehnice ale mașinii Instron 5982 sunt: celula de forță: 100 kN; precizia de măsurare a sarcinii: $\pm 0,5\%$ din valoarea citită, până la $1/1000$ din capacitatea nominală a celulei; sistem de achiziție de date: înregistrare continuă a parametrilor mecanici (forță și deplasare) pe durata sollicitării la încovoiere. Configurarea zonei active de testare a fost realizată utilizând un dispozitiv standard pentru sollicitare la încovoiere în trei puncte.

Procedura de testare la încovoiere în trei puncte a fost realizată pe eșantioane rectangulare. În cadrul sollicitării, forța F este aplicată în zona mediană a probei, prin intermediul unei role de sollicitare, cu raza R_1 , iar eșantionul este sprijinit pe două role fixe cu raza R_2 , cu $R_1 = R_2 = 5$ mm. Distanța dintre reazeme este $L = 100$ mm, lungimea totală a epruvetei este $M > 160$ mm, iar lățimea este b , respectiv grosimea h .

Distanța dintre reazeme, raza rolelor de sprijin și raza rolei de sollicitare au fost menținute constante pentru toate testele, pentru a asigura comparabilitatea rezultatelor. Eșantioanele au fost poziționate corect pe reazeme înainte de aplicarea sollicitării, iar alinierea a fost verificată înaintea fiecărui test.

Parametrii mășurați în timpul testelor de impact: în timpul solicitării la încovoiere au fost mășurați și înregistrați următorii parametri: forța aplicată, mășurată cu ajutorul celulei de sarcină; deplasarea punctului de solicitare, corespunzătoare mișcării traversului mașinii; viteza de solicitare, impusă și controlată de sistemul de comandă; geometria eșantionului, respectiv lungimea, lățimea și grosimea medie, determinate anterior solicitării.

4.6 Concluzii cu privire la importanța testării multicriteriale

Testarea multicriterială a compozitelor este, în contextul actual al ingineriei structurilor ușoare, o abordare esențială pentru înțelegerea comportării reale în exploatare și pentru fundamentarea deciziilor de proiectare. În cazul structurilor destinate industriei navale, unde solicitările mecanice sunt complexe, variabile și adesea combinate, caracterizarea materialelor printr-un singur tip de solicitare este insuficientă și poate conduce la concluzii incomplete sau chiar eronate privind performanța și siguranța structurală [43], [56].

În această teză a fost adoptată o strategie experimentală multicriterială, bazată pe solicitări la impact, tracțiune și încovoiere, aplicate pe aceeași clasă de compozite cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, diferențiate prin arhitectură și tipul matricei polimerice. Această abordare a permis evaluarea comparativă a comportării mecanice în regimuri de solicitare fundamental diferite, dar complementare din punct de vedere fizic și structural.

Un prim rezultat major al testării multicriteriale îl constituie faptul că rigiditatea, rezistența și mecanismele de cedare ale compozitelor nu sunt proprietăți absolute, ci dependente de tipul solicitării aplicate. De exemplu, un material care prezintă o rigiditate ridicată și o dispersie redusă a rezultatelor la tracțiune poate manifesta o capacitate de absorbție a energiei semnificativ diferită în cazul solicitării la impact, unde intervin mecanisme suplimentare de cedare precum delaminarea, fisurarea matricii și smulgerea fibrelor [123].

Testarea la impact a avut un rol central în evaluarea siguranței structurale, întrucât impacturile accidentale reprezintă un scenariu frecvent în exploatarea ambarcațiunilor și a structurilor navale ușoare. Prin corelarea rezultatelor de impact cu cele obținute la tracțiune și încovoiere, a fost posibilă identificarea diferențelor între materialele care au performanțe similare în regim quasi-static, dar comportări distincte în regim dinamic. Această observație confirmă concluziile din literatura de specialitate conform cărora performanța la impact nu poate fi dedusă direct din proprietățile statice compozitelor [123], [94]. Testarea la tracțiune a oferit informații esențiale privind comportarea elastică inițială, rezistența maximă și capacitatea de deformare până la cedare a compozitelor analizate. Testarea la tracțiune a oferit informații esențiale privind comportarea elastică inițială, rezistența maximă și capacitatea de deformare până la cedare a compozitelor analizate. În mod particular, aceasta a permis cuantificarea influenței arhitecturii ranforsării și a tipului de matrice asupra rigidității globale și asupra sensibilității la viteza de testare, aspect specific materialelor cu comportament vâsco-elastic [52], [74]. Dispersia rezultatelor și analiza repetabilității au evidențiat, totodată, rolul calității procesului de fabricație și al uniformității structurale în determinarea performanței mecanice. Solicitarea la încovoiere în trei puncte a completat analiza mecanică prin investigarea comportării la solicitări combinate de tracțiune și compresiune, similare celor întâlnite frecvent în panourile și elementele de rigidizare din structurile navale. Rezultatele obținute au demonstrat că introducerea unui strat de Coremat Xi 3 influențează distribuția tensiunilor și

mecanismele de cedare, conducând la o comportare mai tolerantă la cedare și la o creștere a capacității de absorbție a energiei, chiar în condițiile unei reduceri a rigidității locale [43].

Un avantaj al abordării multicriteriale constă în posibilitatea corelării mecanismelor de cedare observate în diferite tipuri de solicitare. De exemplu, delaminările inițiate în timpul impactului pot explica scăderile de rigiditate observate ulterior la solicitările de încovoiere sau dispersia mai mare a rezultatelor la tracțiune. Astfel, testarea multicriterială permite nu doar o evaluare cantitativă a proprietăților mecanice, ci și o înțelegere calitativă aprofundată a evoluției deteriorării în structurile compozite stratificate [21].

Din punct de vedere metodologic, această teză demonstrează că utilizarea unor proceduri de testare bine controlate, aplicate coerent pe același set de materiale, permite obținerea unor rezultate comparabile și reproductibile. Un element suplimentar care consolidează validitatea abordării multicriteriale îl reprezintă consistența tehnologică a plăcilor compozite elaborate de autoare. Pentru configurațiile fără strat de mat (compozitelor Q-c și Q-g) s-au obținut fracții masice ale fibrelor situate în intervalul 0,61–0,65 și fracții volumice de aproximativ 0,43–0,44, valori care indică un raport favorabil între armătură și matrice, caracterizat printr-un conținut ridicat de fibre și o utilizare eficientă a materialului de ranforsare. Aceste valori au fost menținute constante pentru toate seriile destinate solicitărilor la impact, tracțiune și încovoiere, evidențiind stabilitatea procesului de fabricație pentru aceste compozite.

Pentru configurațiile cu strat intermediar de mat (compozitele QM-c și QM-g), reducerea fracției volumice a fibrelor la valori de aproximativ 0,32–0,34 și creșterea grosimii medii la aprox. 11–11,5 mm reflectă modificarea controlată a arhitecturii, fără apariția unor variații semnificative între plăci. Variațiile înregistrate pentru parametrii structurali esențiali: grosime, masă totală și fracție masică de fibre — au fost reduse și comparabile între seriile de fabricație. Deși tehnologia utilizată a fost una de laborator, nivelul de repetabilitate obținut pentru parametrii geometrici și structurali se încadrează în limite acceptabile și comparabile cu cele întâlnite în practică industrială pentru materiale compozite similare. Această uniformitate tehnologică asigură o bază solidă pentru interpretarea comparativă a rezultatelor mecanice și reduce incertitudinile asociate variabilității intrinseci a materialelor compozite stratificate.

Importanța testării multicriteriale este accentuată și din perspectiva proiectării ingineresti. În cazul structurilor navale, materialele sunt supuse, simultan sau succesiv, la solicitări statice, dinamice și de impact, iar dimensionarea bazată pe un singur parametru mecanic poate conduce la soluții neoptime. Rezultatele acestei teze susțin ideea că selecția materialelor și configurarea arhitecturii compozitelor trebuie să se bazeze pe un set de criterii mecanice corelate, adaptate scenariilor reale de exploatare [56], [57].

În concluzie, testarea multicriterială aplicată compozitelor cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă a permis o evaluare integrată și realistă a comportării mecanice, evidențiind avantajele și limitările fiecărei arhitecturi analizate. Metodologia dezvoltată în această teză oferă un cadru solid pentru evaluarea materialelor destinate structurilor navale ușoare și poate fi extinsă către alte tipuri de compozite și aplicații ingineresti. Prin corelarea solicitărilor la impact, tracțiune și încovoiere, această teză contribuie la o mai bună înțelegere a relației dintre structură, proces de fabricație și performanță mecanică, consolidând importanța testării multicriteriale ca instrument fundamental în ingineria materialelor compozite.

Capitolul 5.

Analiza rezultatelor experimentale pentru teste de impact, tracțiune și încovoiere, și studiul mecanismelor de cedare

5.1 Importanța testării multicriteriale în evaluarea compozitelor pentru aplicații navale

În aplicațiile navale, compozitele armate cu fibre sunt utilizate pe scară tot mai largă datorită raportului favorabil rezistență–masă și a flexibilității de proiectare, însă performanța lor în exploatare depinde de un ansamblu de proprietăți și mecanisme care nu pot fi surprinse printr-un singur tip de testare. Structurile navale (panouri de bordaj, punți, suprastructuri, elemente de rigidizare, zone de îmbinare) sunt supuse atât solicitărilor cvasistatice și ciclice, cât și evenimentelor tranzitorii (loviri, coliziuni locale, impact cu obiecte plutitoare, solicitări accidentale). Din acest motiv, evaluarea materialelor trebuie realizată multicriterial, prin corelarea rezultatelor obținute la solicitări diferite, deoarece fiecare solicitare conduce la distribuții diferite ale tensiunilor și activează mecanisme de cedare distincte [62], [156]. Testul de impact cu viteză redusă este esențial pentru aplicații navale deoarece o parte relevantă a solicitărilor accidentale din exploatare au caracter local și tranzitoriu. În astfel de situații, criteriile de proiectare nu se reduc la o singură valoare de rezistență, ci includ capacitatea laminatului de a disipa energie și de a limita inițierea deteriorărilor interne.

Impactul poate genera decoeziuni și delaminări care nu sunt întotdeauna evidente vizual, dar pot reduce rigiditatea și rezistența reziduală, motiv pentru care indicatori precum F_{max} , d_{max} , durata impactului și energia absorbită sunt indispensabili pentru o evaluare realistă a robusteții compozitului [124], [156]. În evaluarea multicriterială, impactul completează informațiile furnizate de testele de solicitare controlată, prin faptul că evidențiază susceptibilitatea la deteriorare și modul de disipare a energiei în regim tranzitoriu.

Literatura evidențiază influența majoră a grosimii laminatului, tipului de matrice, temperaturii și energiei de impact asupra mecanismelor de deteriorare și energiei absorbite. Domeniul vitezelor corespunde scenariilor reale de coliziune navală și aplicațiilor de protecție structurală. Aceste studii, [136], [101], [85], [82], [74], [134], [75], [127], [7], [4], [110], [114] sunt reprezentative privind impactul la viteză redusă asupra compozitelor armate cu fibre de sticlă.

Testarea la tracțiune este fundamentală pentru caracterizarea compozitelor deoarece furnizează direct parametri utilizați în dimensionare și în modele de material: rezistența la tracțiune σ_{max} , modulul lui Young E , deformația la rupere ε_r și energia la F_{max} . Pentru structuri navale, solicitările de tracțiune apar atât în zone de îmbinare și elemente de rigidizare, cât și în regiuni solicate de efecte globale sau de solicitări locale combinate. De aceea, este importantă nu doar rezistența maximă, ci și deformabilitatea și capacitatea de absorbție de energie până la cedare, care pot diferenția arhitecturi cu valori apropiate ale rezistenței, dar cu comportament diferit în exploatare [62]. În cadrul unei evaluări multicriteriale, tracțiunea oferă

baza pentru aprecierea rigidității inițiale și a comportamentului până la cedare, ceea ce permite compararea consistentă a arhitecturilor compozitelor.

Solicitarea la încovoiere în trei puncte este relevantă pentru aplicații navale deoarece multe componente structurale lucrează în regim de placă, sub acțiunea presiunii hidrostatice, a solicitărilor distribuite sau a efectelor locale de sprijin. Spre deosebire de tracțiune, încovoierea introduce un gradient de tensiune prin grosime, ceea ce face ca inițierea cedării să fie controlată frecvent de straturile exterioare, iar evoluția să fie stratificată (cedare progresivă). În acest context, parametri precum tensiunea maximă la încovoiere, modulul la încovoiere și indicatorii energetici până la primul vârf de forță sunt necesari pentru a descrie răspunsul tipic al panourilor laminate și vulnerabilitățile asociate straturilor exterioare și interfețelor [62]. Astfel, încovoierea completează tracțiunea prin evidențierea sensibilității prin grosime și a modului de propagare a cedării în laminate.

Se observă o diversitate semnificativă a configurațiilor investigate, ceea ce face dificilă compararea directă a rezultatelor și subliniază necesitatea unor studii sistematice pentru laminate cu grosimi mari, relevante pentru aplicații navale și structurale [147], [178], [7], [69], [99], [111], [112], [93].

Prin urmare, testarea multicriterială nu urmărește redundanța încercărilor, ci complementaritatea lor: impactul caracterizează disiparea de energie și susceptibilitatea la deteriorări interne, tracțiunea furnizează parametri fundamentali pentru dimensionare și modelare, iar încovoierea evidențiază răspunsul structural tip placă și mecanismele de cedare ale compozitelor stratificate. În plus, această filosofie este în acord cu abordările de calificare și verificare a compozitelor în domenii unde fiabilitatea este critică, unde proprietățile sunt stabilite prin pachete coerente de încercări și criterii, nu printr-un singur rezultat [156].

Valoarea adăugată a abordării multicriteriale din această teză constă în faptul că pune în relație aceeași familie de laminate armate cu țesături de fibre de sticlă cuadriaxiale, cu trei tipuri de solicitare complementare (impact, tracțiune, încovoiere), evitând concluzii parțiale bazate pe un singur test. În literatura de specialitate există frecvent studii focalizate pe un singur tip de solicitare, în timp ce în exploatare structurile navale sunt expuse la combinații de scenarii, iar mecanismele de cedare pot diferi substanțial între solicitări.

Prin analizarea sistematică a patru arhitecturi (două rășini: poliesterică nesaturată și epoxidică; cu și fără interstrat Coremat Xi3) și prin raportarea rezultatelor în cadre experimentale comparabile, teza oferă o bază coerentă pentru separarea efectului matricei de efectul arhitecturii pe grosime și pentru argumentarea selecției unei configurații în funcție de un set de criterii: rezistență, rigiditate, deformabilitate, absorbție de energie și toleranță la cedare [156], [124].

5.2 Comportarea la impact a compozitelor elaborate

5.2.1 Introducere

În acest subcapitol prezint și discut rezultatele solicitării la impact de viteză mică pentru compozite laminate armate cu țesături multiaxiale din fibre de sticlă, investigate în patru arhitecturi (Q-c, Q-g, QM-c, QM-g) obținute prin combinarea a două tipuri de matrice (rășină poliesterică nesaturată și rășină epoxidică) cu prezența sau absența unui strat intermediar de

mat amplasat în zona mediană. Obiectivul este de a evidenția, în condiții controlate, modul în care tipul matricei și arhitectura pe grosime influențează răspunsul dinamic global, eficiența disipării energiei și particularitățile degradării (de la inițierea deteriorării până la regimul post-vârf de forță) [41]. În plus, interpretarea curbelor caracteristice (forță–timp, energie absorbită–timp, deplasare–timp, viteză–timp) permite distingerea etapelor principale ale contactului și asocierea lor cu mecanisme tipice compozitelor stratificate (microfisurare în matrice, decoeziune fibră–matrice, delaminare, cedare locală în grosime), în acord cu abordarea standardizată a testelor de impact instrumentat [176].

În această teză, răspunsul la impact este analizat pentru un domeniu energetic cuprins între 50 J și 200 J, astfel încât să fie surprinsă tranziția de la un răspuns dominat de deformări locale și comportare preponderent elastică (la energii de impact mici) către un răspuns neliniar, în care diferențele dintre arhitecturi devin mai vizibile prin variații ale forței maxime, F_{max} , ale deplasărilor asociate și ale modului de acumulare a energiei absorbite [41]. Analiza este construită atât pe curbe „în timp” (pentru a surprinde durata contactului și dinamica decelerării), cât și pe corelații în funcție de deplasare (forță/energie/viteză–deplasare), utile pentru a compara rigiditatea aparentă, progresivitatea degradării și distribuția lucrului mecanic pe parcursul deformării eșantionului.

Pentru a organiza discuția și a facilita compararea rezultatelor, interpretarea graficelor este structurată sistematic în funcție de trei factori:

- i. tipul rășinii: epoxidică (-g) sau poliesterică nesaturată (-c);
- ii. configurația pe grosime: fără strat de mat (Q) sau cu strat de mat median (QM); și
- iii. nivelul energiei de impact: 50 J, 100 J, 150 J și 200 J.

Astfel este posibilă separarea efectului matricei (care poate controla stabilitatea post-vârf a solicitării și coeziunea interlaminară) de efectul stratului median (care poate redistribui solicitarea și poate modifica vârful de forță și forma curbelor), asigurând o comparație coerentă între cele patru arhitecturi pe întreg domeniul energetic investigat [176], [41].

5.2.2 Parametrii testului de impact

În această secțiune sunt definiți parametrii de analiză, urmând ca semnificația lor fizică și modul de determinare să fie explicate în graficele prezentate ulterior. Pentru fiecare „rețetă” de compozit și fiecare nivel energetic, valorile sunt raportate statistic (medie, minim, maxim, deviație standard și deviație standard în procente, față de valoarea medie) pe serii de cinci determinări identice, conform formatului exemplificat în Tabelul 5.1.

Tabelul 5.1 Exemplu de rezultate pentru teste efectuate cu impactor de 16 mm, cu energia de impact de 50 J, pentru 5 eșantioane de compozit Q-c

Material	Energia nominală [J]	Nr. Test	F_{max} [N]	$t(F_{max})$ [ms]	$t(F_f=0)$ [ms]	E_{max} [J]	$t(E_{max})$ [ms]	$t(v=0)$ [ms]	d_{max} [mm]	$t(d_{max})$ [ms]
Q-c	50	1	18179,120	1,820	3,850	49,522	2,020	2,020	5,451	2,020
Q-c	50	2	17977,961	1,850	3,680	49,531	2,080	2,080	5,618	2,080
Q-c	50	3	17454,945	1,870	3,510	49,509	1,970	1,960	5,205	1,960
Q-c	50	4	18041,183	1,850	3,850	49,516	2,000	2,000	5,331	2,000
Q-c	50	5	18460,745	1,850	3,540	49,521	2,000	2,000	5,425	2,000

Material	Energia nominală [J]	Nr. Test	F_{max} [N]	$t_{(Fmax)}$ [ms]	$t_{(Ff=0)}$ [ms]	E_{max} [J]	$t_{(Emax)}$ [ms]	$t_{(v=0)}$ [ms]	d_{max} [mm]	$t_{(dmax)}$ [ms]
Medie			18022,791	1,848	3,686	49,520	2,014	2,012	5,406	2,012
Min			17454,945	1,820	3,510	49,509	1,970	1,960	5,205	1,960
Max			18460,745	1,870	3,850	49,531	2,080	2,080	5,618	2,080
SD			367,777	0,018	0,163	0,008	0,041	0,044	0,153	0,044
SD%			2,041	0,968	4,419	0,016	2,035	2,178	2,822	2,178

Note: Max – valoarea maximă a parametrului determinat/calculat pentru cele cinci teste, Min – valoarea minimă a parametrului determinat/calculat pentru cele cinci teste, SD – deviația standard a unui parametru, obținută pentru cele 5 valori, după relația din [376], SD% - deviația standard, exprimată în procente, pentru raportul între SD și valoarea medie a parametrului respectiv.

În continuare sunt definiți parametrii utilizați în analiză, grupați pe: (i) forță și timp asociati, (ii) energie și timp asociati, (iii) mărimi cinematice (viteză și deplasare) și (iv) corelări cu deplasarea, utile pentru comparații compacte între materiale.

- Forța și parametrii asociați

Forța maximă, F_{max} , este valoarea de vârf a forței măsurate în timpul contactului impactor-eșantion și caracterizează nivelul maxim al solicitării transmise panoului compozit. Parametrul se identifică din curbele forță-timp și este utilizat în sintezele comparative.

Momentul inițial al impactului, t_0 , este definit operațional ca ultima valoare nulă a forței înainte de creșterea semnificativă asociată contactului cu impactorul.

Momentul final al impactului, t_f , este prima valoare nulă a forței după atingerea vârfului de forță (pentru cazurile de penetrare parțială). Aceste momente delimitează durata impactului și permit definirea intervalelor de timp relevante.

$$F_{(t_0)} = 0 \quad (5.1)$$

$$F_{(t_f)} = 0 \quad (5.2)$$

Durata impactului (durata contactului între impactor și eșantion), Δt , este intervalul în care forța are valori semnificative ca urmare a contactului și se calculează cu relația:

$$\Delta t = t_f - t_0 \quad (5.3)$$

Timpul până la atingerea forței maxime, notat $t_{(F_{max})}$ sau $\Delta t_{(F_{max})}$, este intervalul de timp necesar creșterii forței de la inițierea contactului până la valoarea de vârf. Acesta se citește direct din curba forță-timp și este folosit în sintezele comparative. Se poate exprima astfel:

$$\Delta t_{(F_{max})} = t_{(F_{max})} - t_0 \quad (5.4)$$

Dacă $t_0 = 0$, rezultă:

$$\Delta t_{(F_{max})} = t_{(F_{max})} \quad (5.5)$$

- Energia și parametrii asociați

Energia maximă absorbită, E_{max} , este energia maximă acumulată de eșantion în timpul evenimentului de impact și se identifică din curbele energie absorbită-timp. Parametrul este utilizat în sintezele comparative și este relevant pentru aprecierea capacității de disipare energetică, în special la energii de impact mari.

Timpul asociat energiei maxime, $t_{(E_{max})}$, se citește din curba energie-timp și poate fi corelat cu momentul în care viteza impactorului se anulează. În cazul pătrunderilor parțiale,

apropierea dintre aceste momente constituie un control intern de coerență între canalele de măsurare (energie și viteză):

$$t_{(E_{\max})} \simeq t_{(v=0)} \quad (5.6)$$

- Mărimi cinematice: viteză, deplasare și momente de timp asociate

Viteza inițială, v_0 , este viteza impactorului la începutul contactului, citită din curbele viteză–timp. Evoluția vitezei în timp descrie decelerarea, anularea vitezei și reculul (viteză negativă). Se ia în considerare pentru t_0 (când $F = 0$ înainte de creștere semnificativă)

Timpul până la anularea vitezei, $t_{(v=0)}$, este intervalul dintre momentul inițierii contactului și momentul în care viteza impactorului devine nulă (pentru pătrundere parțială). Acesta se citește din curba viteză–timp și este relevant deoarece marchează transferul complet al energiei cinetice către eșantion, înainte de faza de recul, când o parte din energia absorbită de placă este redată impactorului.

Deplasarea maximă, $d_{\max}$, este valoarea maximă a deplasării impactorului, citită din curba deplasare–timp. În condițiile testului, $d_{\max}$ este asociată deformării centrale maxime a plăcii compozite și este un indicator important pentru diferențierea rigidității globale și a „toleranței” la deformare.

- Etapizarea evenimentului de impact pe baza curbei forță–timp

Pentru descrierea evoluției impactului, evenimentul de impact poate fi împărțit în intervale de timp folosind ca repere momentul inițierii contactului t_0 , momentul atingerii forței maxime $t_{(F_{\max})}$ și momentul final t_f . O etapizare robustă, compatibilă cu graficele forță -timp și cu luarea în considerare a lui $F_{\max}$, este următoarea:

$$t_I = t_{(F_{\max})} - t_0 \quad (5.7)$$

$$t_{II} = t_f - t_{(F_{\max})} \quad (5.8)$$

$$t_{III} = t_f - t_0 \quad (5.9)$$

unde:

t_I este durata primei etape a impactului, până la $F_{\max}$; t_{II} este durata impactului de la $F_{\max}$ până când forța de impact se anulează;

t_{III} este suma celor două durate.

În continuare, parametrii definiți pentru solicitarea la impact vor fi ilustrați schematic în Figura 5.1, prin reprezentări grafice dedicate, în care sunt marcate explicit punctele și intervalele caracteristice ale evenimentului de impact.

Aceste grafice au rol demonstrativ și urmăresc clarificarea modului de identificare a parametrilor pe curbele experimentale, facilitând o interpretare coerentă a răspunsului dinamic și o comparație uniformă între materialele analizate.

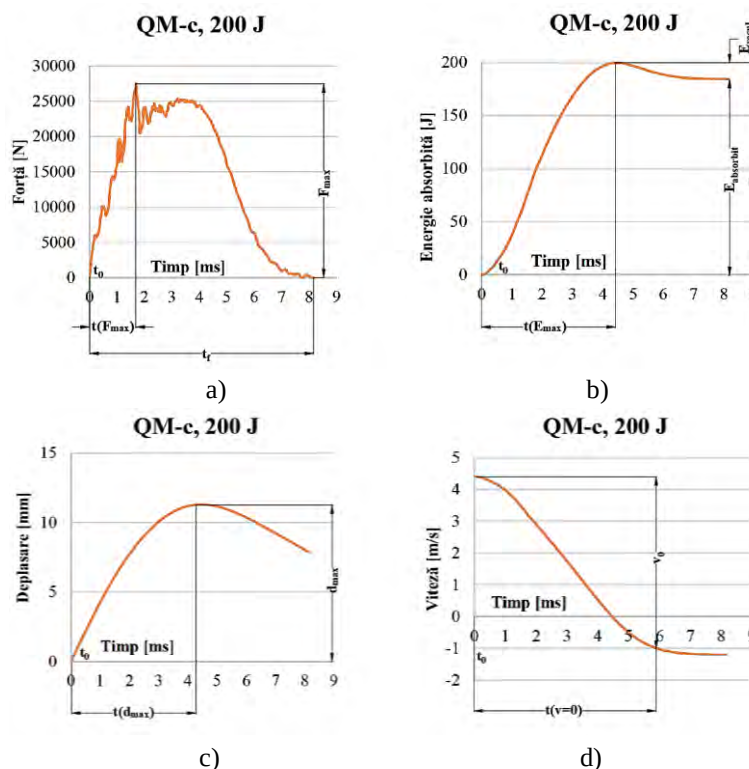


Figura 5.1 Parametrii caracteristici testului de impact

5.2.3 Rezultatele experimentale ale compozitelor testate la impact

5.2.3.1 Influența arhitecturii compozitului

Figura 5.2 evidențiază variația forței de impact în funcție de timp pentru energiile de impact de 50 J, 100 J, 150 J și 200 J, comparând comportamentul compozitelor Q și QM (compozitele fără mat și cele cu mat). Se observă că, odată cu creșterea energiei de impact, valoarea maximă a forței crește semnificativ, indicând un răspuns structural mai sever.

Creșterea energiei de impact de la 50 J la 200 J conduce la creșterea nivelului forței și la o interacțiune mai „agresivă” între impactor și structura compozită, evidențiată prin vârfuri mai pronunțate ale curbelor.

La energie redusă, 50 J, răspunsul este dominat de comportarea elastică și de deformări locale limitate. Diferențele între Q-g și Q-c apar în special prin forma vârfului (mai „ascuțit” vs mai „rotunjit”). Introducerea stratului de mat (QM) tinde să modifice distribuția sarcinii pe grosime, astfel că în multe cazuri răspunsul devine mai atenuat în sensul formării unui platou, comparativ cu variantele Q.

La impactul de 200 J, combinația rășină + arhitectura compozitului devine determinantă: rășina epoxidică, -g, are potențialul de a susține sarcini mari fără pierdere bruscă de capacitate, rășina poliesterică, -c, poate conduce la o disipare mai accentuată prin cedări timpurii, ceea ce se reflectă în forma curbei și în evoluția post-vârf a acestora.

Pentru compozitele QM, stratul de mat poate funcționa ca „buffer” (amortizor) în grosime, favorizând absorbția și redistribuirea sarcinii, însă, la 200 J, poate contribui și la apariția unor mecanisme interlaminare mai pronunțate (dacă interfața mat – restul materialului este slabă mecanic și devine critică).

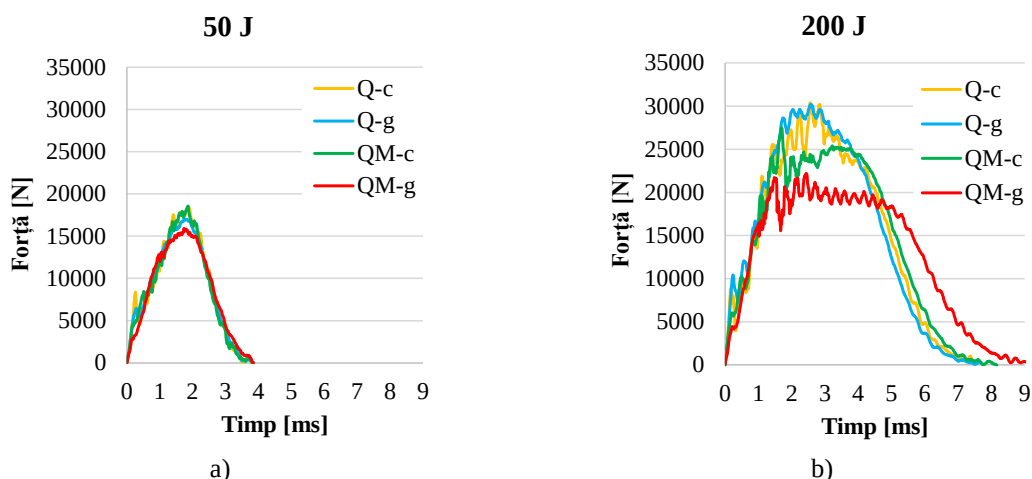


Figura 5.2 Curbe reprezentative ale evoluției forței de impact în timp, pentru compozitele proiectate

Figura 5.3 prezintă aspecte tipice ale cedării pentru fiecare compozit testat la impact, pentru energia de impact minimă și maximă (50 J și 200 J).

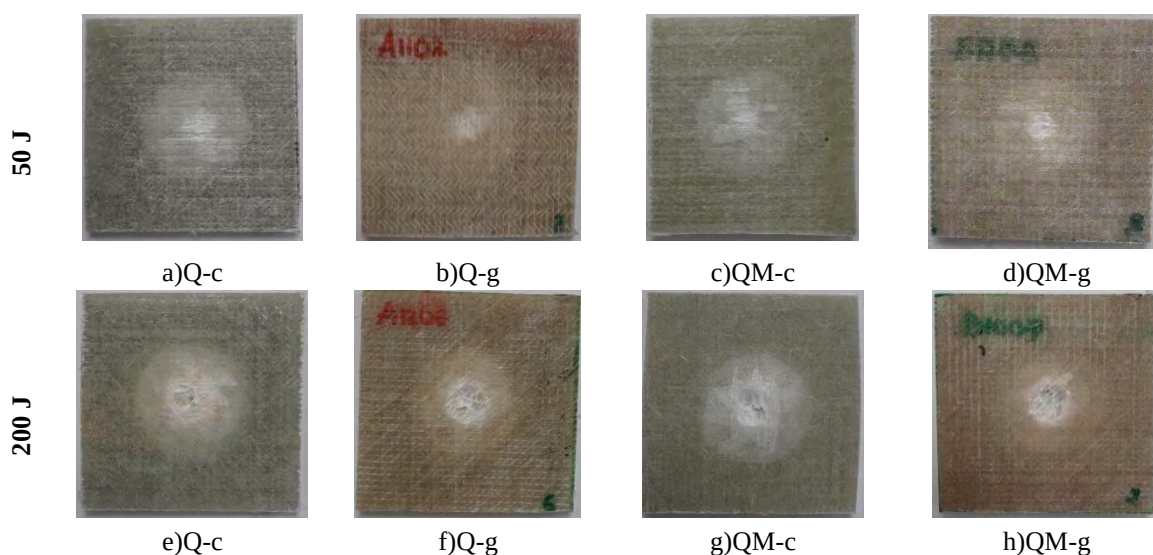


Figura 5.3 Eșantioane solicitate la impact, la energiile nominale de 50 J (a, b, c și d) și 200 J (e, f, g, h)

Structurile QM ating un nivel mai ridicat al energiei absorbite într-un interval de timp comparabil, indicând o capacitate superioară de absorbție. La energii mari (150 J și 200 J), diferențele dintre configurații devin mai evidente, sugerând apariția unor mecanisme suplimentare de cedare, cum ar fi microfisurarea sau deformarea plastică extinsă (mai ales în matrice).

Figura 5.4 ilustrează evoluția energiei absorbite în timpul impactului. Pentru toate nivelurile de energie de impact, se observă o creștere rapidă a energiei absorbite în primele milisecunde, urmată de o stabilizare progresivă. Acest comportament este specific fenomenelor de impact dinamic, unde cea mai mare parte a energiei este disipată în faza inițială de contact.

Pentru toate cazurile, energia absorbită crește rapid în faza inițială, apoi tinde spre un platou, ceea ce indică apropierea de energia impusă prin impact.

Influența rășinii. Rășina epoxidică (-g) favorizează, în general, un transfer mai eficient și o absorbție prin mecanisme distribuite (microfisurare matrice + interacțiuni fibre –matrice), în timp ce rășina poliesterică (-c) poate accentua absorbția prin cedări interlaminare și frecare internă, mai ales la energii de impact mari.

Influența matului (compozitele QM). Introducerea matului poate crește contribuția mecanismelor de disipare prin interfață și deformare locală în zona mediană, ceea ce se poate vedea printr-o absorbție mai „progresivă” în timp (mai ales la 150–200 J).

Pe graficele de energie absorbită – timp se disting 3 etape: I - zona cu energie absorbită crescătoare; II - zona de palier/inflexiune a curbei care curpinde valoarea energiei maxime absorbite; III - zona de cedare parțială a energiei absorbite la impactor (recul) și care se caracterizează printr-un palier cu o foarte ușoară tendință de scădere (frecare cu aerul a impactorului).

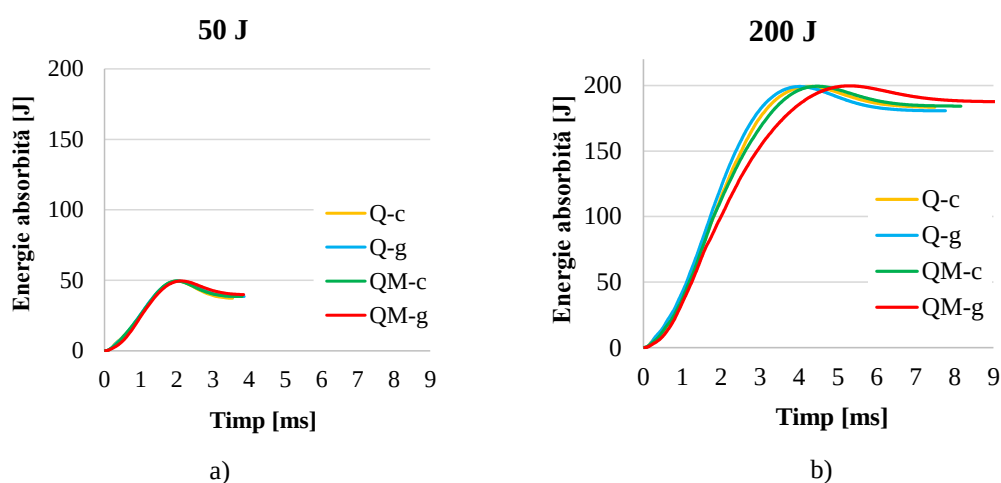


Figura 5.4 Curbe reprezentative ale evoluției energiei absorbite în timp, pentru compozitele proiectate

Pe prima zonă graficele prezintă pante foarte adunate, diferențele apărând înspre zona 2, ceea ce reflectă calitatea materialelor și influența dominantă a ranforsării, și nu a matricei sau a matului. Diferențele între materiale la același nivel al energiei de impact apar pe zonele 2 și 3.

La 50 J toate curbele se comportă la fel din punct de vedere al absorbției de energie. Pentru celelalte niveluri de energie de impact, pentru zona 3, curbele se ordonează astfel: poziția cea mai înaltă o ocupă compozitele QM-g și QM-c, aspect care reflectă cea mai scăzută absorbție de energie și elasticitatea mare introdusă de mat.

În Figura 5.5 este prezentată variația deplasării impactorului în timp (dar și a centrului de contact al eșantionului). Se constată că deplasarea crește odată cu energia de impact, ceea ce indică o solicitare structurală mai accentuată. Structurile compozite cu mat, QM, prezintă deplasări maxime mai mari comparativ cu structurile compozite fără mat Q, ceea ce reflectă o rigiditate globală mai mică (o elasticitate mai mare).

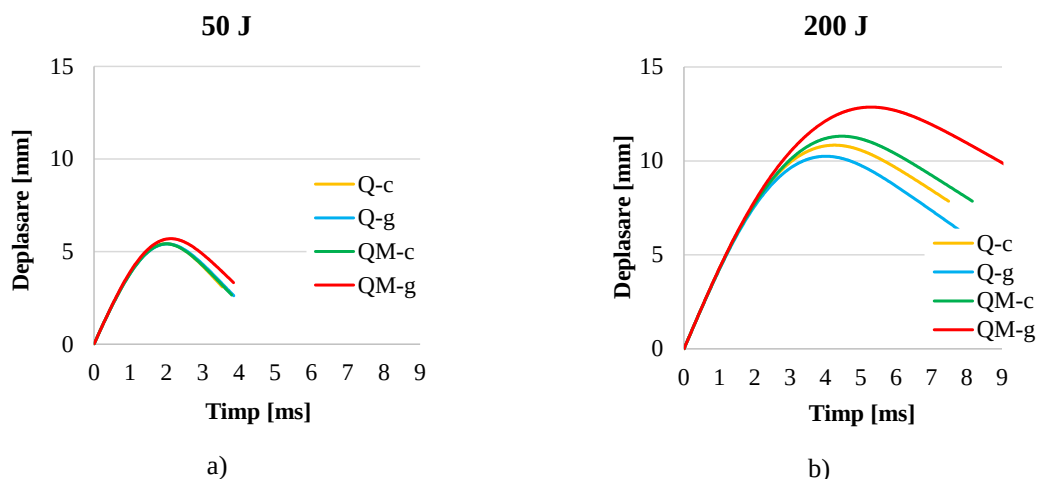


Figura 5.5 Curbe reprezentative ale evoluției deplasării în funcție de timp, pentru compozitele proiectate

La energii de impact mari, curbele de deplasare tind să crească timpul până la valoarea maximă, sugerând o durată mai mare a procesului de disipare a energiei și o implicare mai extinsă a volumului structural în procesul de deformare.

Deplasarea maximă, $d_{\max}$, crește cu energia de impact, confirmând solicitarea progresivă a structurii. Diferențele pot fi interpretate prin echilibrul rigiditate–tenacitate al matricei: o rășină care menține mai bine integritatea interfețelor, rășina epoxidică, (de tip -g) tinde să limiteze deplasarea printr-un răspuns structural mai coerent, în timp ce o rășină predispusă la cedări mai rapide, rășina poliesterică nesaturată (cod -c) poate permite deplasări mai mari la energii de impact mari.

Stratul de mat poate reduce deplasarea maximă prin redistribuirea tensiunilor, însă la energii mari poate contribui la apariția de delaminări care cresc deplasarea în faza finală.

La 50 J, panta deplasării în timp este aproape identică, deplasarea maximă fiind obținută pentru compozitul QM-g, dar la diferență mică față de celelalte compozite.

La celelalte nivele de energie de impact (100–200 J) există o pantă inițială aproape identică pentru toate materialele, dar deplasarea în timp după această pantă liniară se diferențiază: compozitele fără mat au cele mai mici deplasări, care sunt obținute în cel mai scurt timp; compozitele cu mat au cele mai mari deplasări, obținute la câteva milisecunde mai mult.

O concluzie foarte importantă este faptul că având în vedere panta liniară a deplasării în timp, pentru prima etapă a impactului, această constatare experimentală poate fi folosită pentru urmărirea deplasării în timp real, a structurii reale (la mentenanță). Matul nu influențează comportarea liniară a deplasării în timp.

Analizând Figura 5.5 se observă că, în prima etapă a impactului (primele milisecunde după inițierea contactului), curbele au o creștere aproape liniară și sunt foarte apropiate ca formă, ceea ce indică un răspuns inițial guvernat în principal de cinematica impactului și rigiditatea globală a sistemului, iar influența tipului de rășină și a stratului de mat este redusă în această zonă. Pe măsură ce timpul crește și deplasarea se apropie de valori mai mari, răspunsul devine neliniar, iar diferențele dintre materiale se accentuează, reflectând activarea mecanismelor de disipare și deteriorare (deformare locală mai pronunțată, inițiere de

delaminări și microfisurare în matrice), dependente de arhitectura materialului și de energia aplicată.

Figura 5.6 evidențiază variația vitezei pe durata impactului. Viteza inițială scade rapid după contact, atingând valori apropiate de zero sau chiar negative, ceea ce indică revenirea elastică parțială a structurii (reculul impactorului). Structurile compozite cu mat, QM, prezintă o decelerare mai graduală, ceea ce sugerează o absorbție mai progresivă a energiei cinetice.

Diferențele dintre configurațiile analizate sunt mai vizibile la energii mari, unde efectele inerțiale și rigiditatea locală joacă un rol dominant în controlul vitezei reziduale. Scăderea vitezei după contact indică transferul energiei cinetice către compozit, rezultând deformare și cedări. Rășina epoxidică, notată cu -g, tinde să producă o decelerare mai „lentă” (pantă mai mică), în timp ce rășina poliesterică, de tip -c, poate prezenta o scădere asociată unor mecanisme de cedare, care „consumă” energie prin procese și fenomene interne.

Compozitele cu mat (QM) poate extinde intervalul de decelerare (energie disipată pe o deplasare/timp mai mari), ceea ce este favorabil când se urmărește reducerea vârfurilor dinamice și a solicitărilor locale.

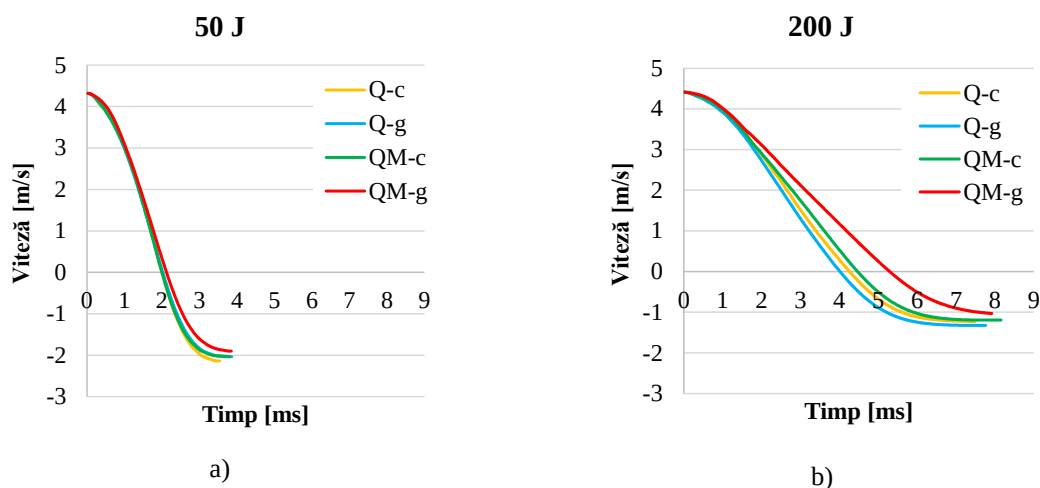


Figura 5.6 Curbe reprezentative ale evoluției vitezei în timp, pentru compozitele proiectate

Ordinea graficelor viteză – timp este aceeași indiferent de nivelul de energie testat (adică primul este compozitul fără mat Q-g, urmat de compozitul fără mat Q-c, apoi de compozitul cu mat QM-c, și de compozitul cu mat QM-g).

Compozitele cu mat au pantele mai mici, ceea ce reflectă elasticitatea lor, iar compozitele fără mat au pantele mai apropiate, mai mari, și se pot considera foarte apropiate ca formă și valoare (calitatea rășinii nu influențează prea mult forma curbei viteză – timp la compozitele fără mat).

Figura 5.7 prezintă curbele forță–deplasare, care oferă informații esențiale privind rigiditatea structurală și capacitatea de absorbție a energiei. Aria de sub curbă reflectă energia totală absorbită. Panta inițială reflectă rigiditatea efectivă; neliniaritatea la deplasări mari indică activarea cedării. Zimțarea curbei indică cedarea pe rând a substraturilor.

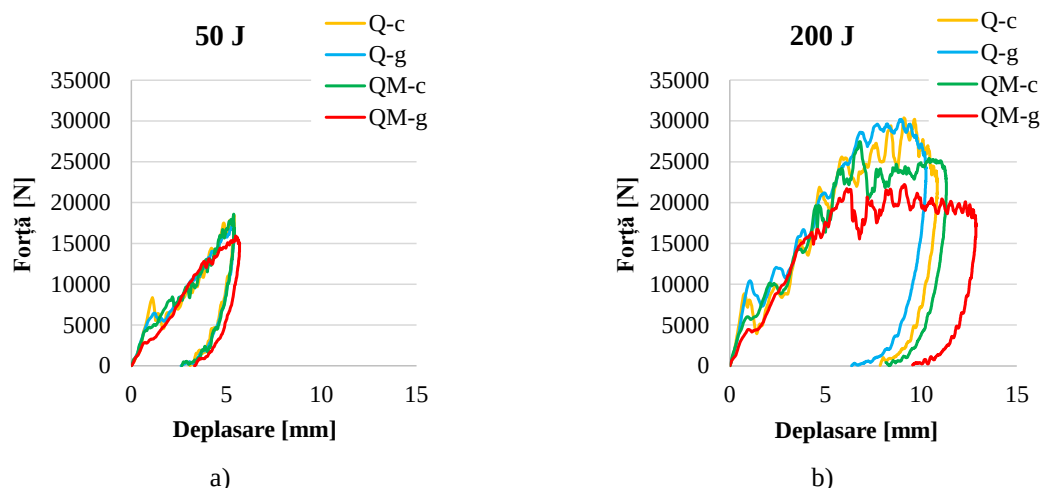


Figura 5.7 Curbe reprezentative ale relației forță–deplasare, pentru compozitele proiectate

Rășina epoxidică vs. rășina poliesterică nesaturată (-g vs -c) influențează atât rigiditatea inițială, cât și modul în care scade capacitatea portantă după inițierea fisurărilor locale (cedărilor de orice mecanism): -g poate menține o evoluție mai stabilă, iar -c poate facilita scăderi ale rigidității inițiale asociate delaminărilor/fisurilor matricei.

Stratul de mat intermediar, în compozitele codificate QM, tinde să modifice aria de sub curbă (energia absorbită) prin creșterea contribuției mecanismelor în grosime (având matul ca strat disipativ), mai ales la 150–200 J.

Prin examinarea curbelor suprapuse, au fost observate tendințe și tipare. Curbele forță–deplasare (Figura 5.7) sunt o caracteristică importantă pentru evaluarea rezistenței compozitelor la deteriorarea prin impact. Acestea oferă informații despre capacitatea de absorbție a energiei a laminatului (aria închisă de evoluția forței), forța maximă pe care o poate suporta proba și comportamentul de deformare al compozitului în timpul procesului de impact.

Răspunsul forță–deplasare este caracterizat prin trei etape distincte. În prima etapă, forța crește cu mici oscilații, care pot fi rezultatul deteriorării succesive a straturilor sau sub-straturilor țesăturii cuadraxiale. A doua etapă este un platou (care nu este vizibil pentru testele la 50 J, pentru niciunul dintre cele patru compozite), mai pronunțat pentru compozitul QM-g. Această etapă începe, se încheie și conține valoarea lui $F_{\max}$. În cea de-a treia etapă, forța scade rapid, ajungând la valoarea nulă pentru d_f (deplasarea finală înainte de desprinderea impactorului de probă), corespunzătoare primei valori a lui $F = 0$ (după $F_{\max}$), deci corespunzătoare încheierii impactului.

Ge X. et al., 2022 [120] au testat compozite realizate din fibre de carbon și rășină vinil-esterică, într-un domeniu de impact similar (16 J–283 J), cu grosimi similare pentru 30 de straturi de țesătură, și au obținut curbe forță–deplasare cu o formă de tip „dinți de fierăstrău”. Aceste comparații pot ajuta practicienii în selectarea compozitului adecvat pe baza comportamentului la impact, dar și luând în considerare prețul sau densitatea relativă a compozitelor. Asae Z. et al. [22] au obținut forme similare pentru compozite hibride (țesături bi-axiale din fibre de sticlă și foi din aliaj de magneziu), ceea ce indică faptul că straturile compozite din fibre cedează succesiv.

Dacă se reprezintă energia absorbită în coordonate energie absorbită – deplasare, se obțin graficele din Figura 5.8, corelându-se energia absorbită cu deplasarea structurală.

Diferențele dintre configurații devin mai pronunțate pe măsură ce energia de impact crește, confirmând rolul arhitecturii structurale în controlul răspunsului mecanic.

Curbele arată câtă energie se absoarbe pentru o anumită deplasare: cu cât, pentru aceeași deplasare, energia absorbită este mai mare, cu atât structura disipă mai eficient energia de impact.

Compozitele cu mat, QM, au potențial de absorbție mai ridicat, prin introducerea unui strat care crește disiparea interlaminară și distribuirea tensiunilor.

Diferențele între cele două tipuri de rășini utilizate, epoxidică și poliesterică, compozitele codificate -g vs. -c, devin mai evidente la deplasări mari (deci la energii de impact mai mari), unde contribuția cedărilor interne controlate de matrice este dominantă.

Pentru cea mai mică energie de impact testată, 50 J, toate curbele aproape se suprapun, însemnând că răspunsul compozitelor este aproape identic.

Pentru 150 J și 200 J se observă că, la aceeași deplasare, cea mai mare energie absorbită o are compozitul Q-g, iar cea mai mică este caracteristică compozitului QM-g. Pe aceste două grafice, ordinea în care materialele absorb energie la aceeași deplasare este neschimbată, respectiv compozitul Q-g, compozitul Q-c, compozitul QM-c și compozitul QM-g, ceea ce reflectă existența acelorași mecanisme de cedare, dar la intensități diferite.

Și pe aceste curbe, energie absorbită – deplasare, este vizibil procesul în trei etape de transfer de energie. În prima etapă valorile energiei absorbite sunt mici din cauza deformării ușoare pe direcția grosimii epruvetei sub sarcina de impact și datorită deplasării elastice a plăcii. În a doua etapă, curbele au o pantă abruptă, reprezentând o creștere a deformației epruvetei, cu posibile cedări interne.

Absorbția energiei începe să fie mai mare pentru deplasări mai mici, însemnând un transfer energetic mai intens. La un moment dat (E_{max}) întreaga energie de impact este transferată plăcii, dar componenta elastică a deformației încearcă să inducă reculul impactorului până când contactul cu placa se anulează. Impactorul recâștigă o parte din energia lui inițială de impact, graficul având o evoluție aproape constantă după anularea contactului cu placa. Impactorul este oprit de sistemul de protecție al mașinii de testare, de aceea zona trei este scurtată.

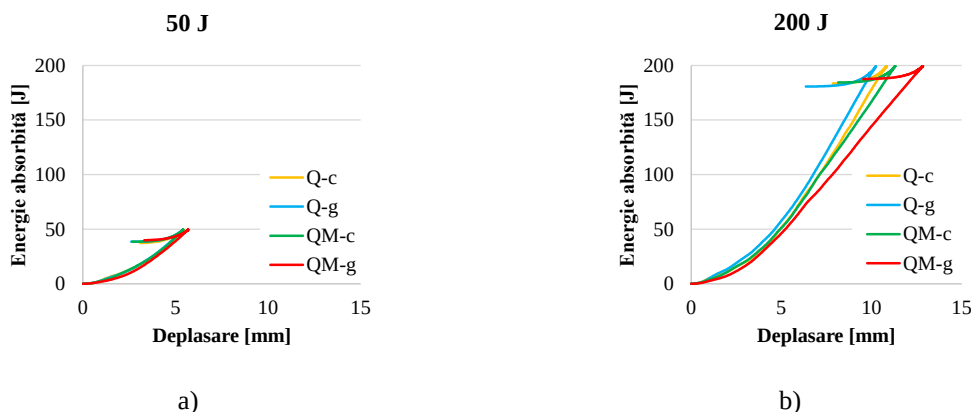


Figura 5.8 Curbe reprezentative ale evoluției energiei absorbite în funcție de deplasare, pentru compozitele proiectate

Figura 5.9 prezintă variația vitezei impactorului în funcție de deplasare, oferind o perspectivă suplimentară asupra dinamicii impactului. Structurile QM prezintă o scădere mai graduală a vitezei pe măsură ce deplasarea crește, ceea ce indică o disipare mai controlată a energiei cinetice. Acest comportament este deosebit de avantajos în aplicații de protecție la impact, unde reducerea vârfurilor de accelerație și a solicitărilor locale este esențială. Relația viteză – deplasare oferă o imagine compactă a disipării energiei: o scădere mai graduală a vitezei cu deplasarea sugerează o absorbție progresivă.

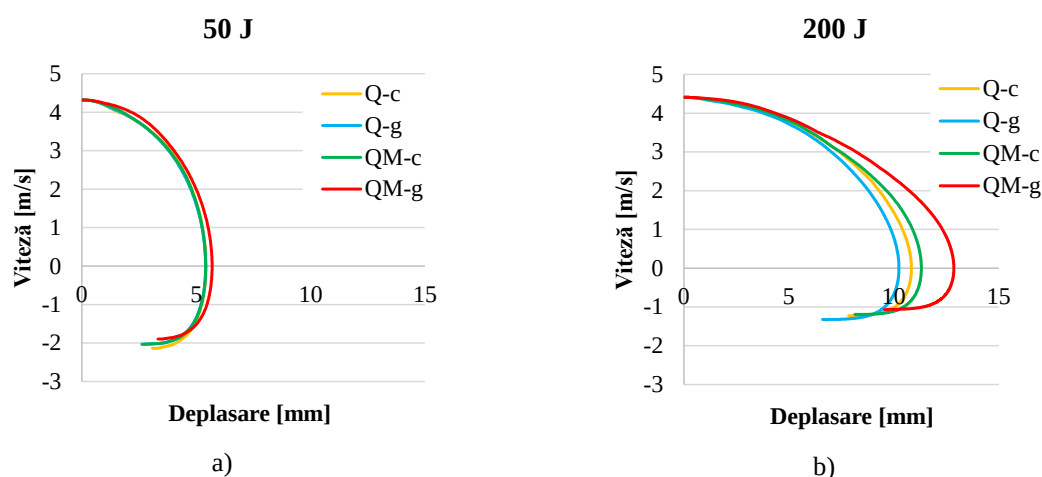


Figura 5.9 Curbe reprezentative ale relației viteză–deplasare, pentru compozitele proiectate

Relația viteză–deplasare oferă o imagine compactă a disipării: o scădere mai graduală a vitezei cu deplasarea sugerează o absorbție progresivă. Stratul de mat, QM, tinde să inducă o disipare mai progresivă (viteza scade pe un interval de deplasare mai mare), ceea ce e dezirabil pentru protecție la impact.

Stratul de mat, în compozitele QM, tinde să inducă o disipare mai progresivă (viteza scade pe un interval de deplasare mai mare), ceea ce este dezirabil pentru protecție la impact.

Concluzionând, comportarea materialului este guvernată în primul rând de nivelul energiei de impact. Pe măsură ce energia crește de la 50 J la 200 J, se observă o creștere a severității răspunsului structural, reflectată prin valori mai mari ale forței maxime, deplasări mai mari și o durată mai lungă a proceselor de absorbție și disipare a energiei. La energia minimă testată (50 J), comportarea compozitelor este dominată de răspunsul elastic și de deformări locale limitate, astfel că diferențele dintre configurații (Q vs. QM) și dintre tipurile de rășină (-g vs. -c) sunt reduse și se manifestă mai ales prin variații subtile de formă ale vârfurilor.

Prezența stratului median de mat (compozitele QM) devine relevantă la energii de impact mari. În general, compozitele QM conduc la reducerea valorii $F_{\max}$ și la apariția unor palieri/platouri, ceea ce indică o redistribuire a solicitării pe grosime și o disipare mai progresivă a energiei, cu diminuarea concentrațiilor locale responsabile de vârfuri bruște. În același timp, la 150–200 J, matul poate introduce interfețe suplimentare care favorizează mecanisme de cedare, influențând evoluția forței și deplasării în faza tardivă a impactului.

Evoluțiile energie - timp, deplasare - timp și viteză - timp susțin aceleași concluzii. Energia absorbită prezintă un tipar comun, în trei etape (creștere rapidă inițială, palier spre $E_{\max}$

și cedare parțială către impactor), iar diferențele dintre materiale devin vizibile în special la 150–200 J. Deplasările maxime cresc cu energia de impact, compozitele cu mat având, în general, valori mai mari, ceea ce indică o elasticitate mai ridicată și o disipare pe un interval mai extins al deplasării. Similar, curbele viteză–timp arată o decelerare mai graduală pentru compozitele QM, sugerând un transfer energetic mai progresiv și un comportament avantajos în aplicații de protecție la impact prin reducerea vârfurilor dinamice și a solicitărilor locale.

5.2.3.2 Influența energiei de impact

Figura 5.10 ilustrează variația forței de impact în funcție de timp, pentru fiecare material compozit, la energii de impact cuprinse între 50 J și 200 J. Pentru toate configurațiile analizate se observă că creșterea energiei de impact determină la o creștere sistematică a valorii maxime a forței, F_{max} . În prima fază, panta forței este similară pentru toate compozitele, ceea ce reflectă influența componentei comune (ranforsarea cu țesătură cuadriaxială de fibre de sticlă) și mai puțin influența matricei.

Pentru materialele fără strat de mat (Q-c și Q-g), creșterea energiei de impact determină vârfuri de forță mai pronunțate, indicând o rigidizare aparentă a răspunsului structural. În cazul materialelor cu strat de mat (QM-c și QM-g), deși forța maximă crește odată cu energia de impact, forma curbelor sugerează un răspuns mai progresiv, asociat redistribuirii solicitărilor pe grosime și activării unor mecanisme suplimentare de disipare a energiei de impact. Diferențele dintre materiale devin mai evidente la 150 J și 200 J, unde efectele arhitecturii compozitului și ale tipului de rășină joacă un rol dominant.

Pe lângă variația valorii forței maxime (Figura 5.10) permite evaluarea duratei impactului, definită ca intervalul de timp cuprins între momentul inițial de contact ($t = 0, F = 0$) și momentul final t_f , corespunzător revenirii forței la zero după atingerea valorii maxime. Analiza calitativă a curbelor forță–timp arată că durata impactului crește odată cu creșterea energiei de impact, pentru toate materialele compozite investigate.

La 50 J, impactul este caracterizat printr-o durată relativ scurtă, specifică unui răspuns dominat de comportarea elastică și de deformări locale limitate. Pe măsură ce energia de impact crește la 100 J și 150 J, intervalul de timp necesar disipării energiei se extinde, indicând implicarea progresivă a unor mecanisme suplimentare de cedare și disipare, precum deformarea plastică a matricei și interacțiunile interlaminare.

La 200 J, durata impactului devine semnificativ mai mare pentru toate configurațiile, ceea ce sugerează un regim de impact sever, în care procesul de disipare a energiei este controlat nu doar de rigiditatea inițială, ci și de cedarea internă a structurii. În acest context, materialele cu strat de mat (QM-c și QM-g) prezintă, în general, un impact cu durată mai „lungă”, comparativ cu materialele fără mat (Q-c și Q-g), ceea ce indică o absorbție mai progresivă a energiei și o redistribuire a solicitărilor pe o durată mai mare.

Diferențele dintre materialele pe bază de rășină epoxidică și poliesterică se reflectă și în durata impactului, în special la energii de impact mari.

Analiza comparativă a curbelor forță–timp din Figura 5.10 evidențiază nu doar variații ale amplitudinii și duratei impactului, ci și o modificare semnificativă a formei curbelor în funcție de arhitectura materialului compozit. În mod particular, comparând materialele fără

strat de mat (Q-c și Q-g) cu cele care includ un strat de mat în zona mediană (QM-c și QM-g), se observă diferențe clare în evoluția post-vârf a forței, mai ales la energii de impact ridicate.

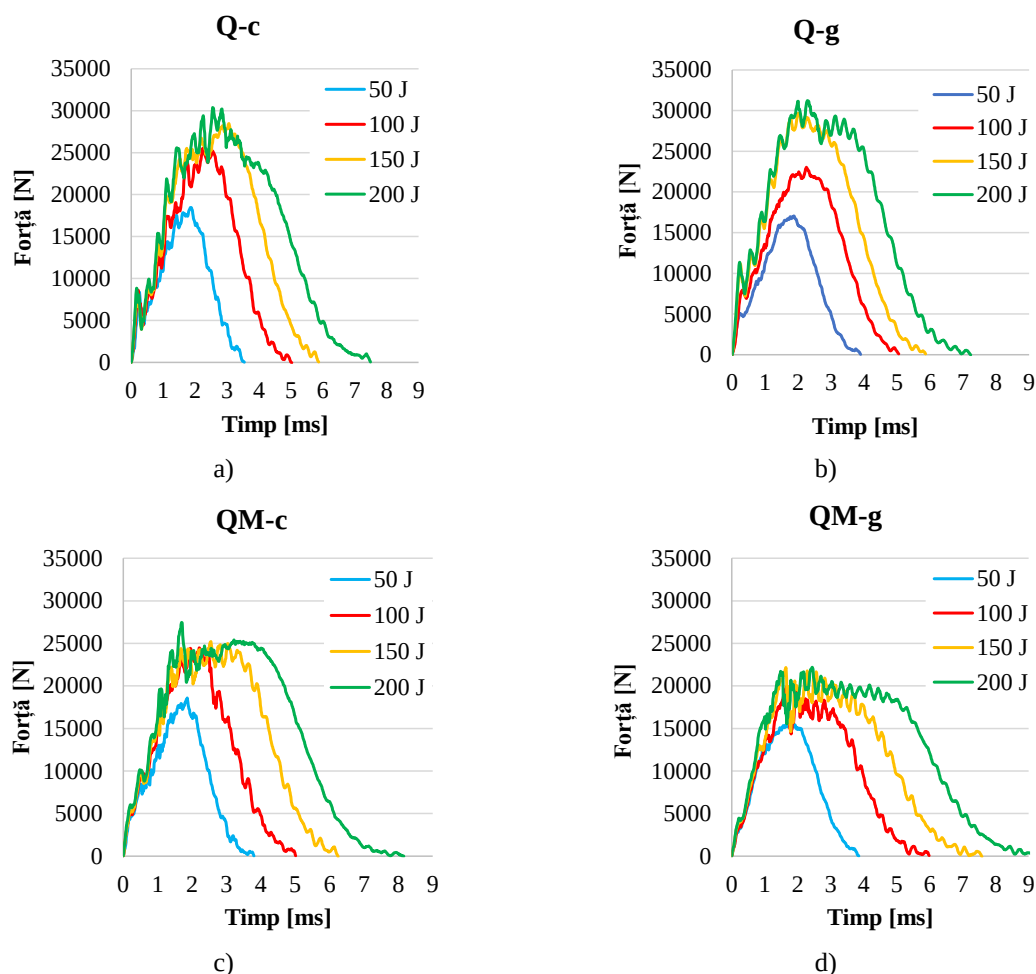


Figura 5.10 Curbe reprezentative ale evoluției forței de impact în timp, la diferite niveluri de energie nominală

Pentru materialele fără mat, curbele forță–timp sunt caracterizate printr-un vârf de forță bine definit, urmat de o scădere relativ rapidă a forței, indicând un răspuns dominat de rigiditatea inițială și de mecanisme de deformare mai concentrate în timp. Pe măsură ce energia de impact crește, aceste curbe devin mai abrupte, fără a dezvolta platouri de menținere a forței.

Pentru materialele cu strat de mat (QM-c și QM-g), la energii de impact de 150 J și 200 J, se remarcă apariția unor platouri după atingerea valorii maxime. Acest comportament indică o redistribuire progresivă a solicitărilor în grosimea laminatului și activarea unor mecanisme suplimentare de disipare a energiei, precum deformarea interlaminară, frecarea internă și inițierea delaminărilor în zona stratului de mat.

Figura 5.11 prezintă evoluția energiei absorbite în timpul impactului pentru fiecare material și nivel energetic. Pentru toate configurațiile, evoluția energiei absorbite are o pantă mai lină pe un interval de timp foarte îngust, până la 1 ms, după care absorbția energiei are o pantă mare, terminându-se cu o zonă neliniară la E_{max} . A treia etapă a graficului evidențiază cedarea unei părți din energia maximă impactorului care, astfel, va avea un recul.

Creșterea energiei de impact conduce la o creștere aproape proporțională a energiei absorbite, indiferent de material, confirmând faptul că structurile sunt capabile să disipeze o fracțiune semnificativă din energia transferată. Materialele cu strat de mat (QM-c și QM-g) prezintă, în general, o absorbție mai progresivă în timp, în special la energii de impact ridicate, ceea ce sugerează implicarea mecanismelor interlaminare și a deformării locale în zona mediană a laminatului.

Curbele de energie absorbită în funcție de timp din Figura 5.11 evidențiază clar existența a trei etape distincte ale procesului de impact, comune tuturor materialelor compozite analizate, indiferent de nivelul energiei de impact.

Etapă I – Inițierea contactului și transfer energetic lent. Prima etapă, corespunzătoare intervalului inițial al impactului (până la valori ale energiei de ordinul a aproximativ 6–10 J), este caracterizată prin pante relativ reduse ale curbelor. În această fază are loc inițierea contactului dintre impactor și materialul compozit, iar transferul energetic este limitat atât ca valoare, cât și ca durată. Comportamentul este dominat de acomodarea suprafețelor de contact, deformări locale incipiente și de răspunsul elastic inițial al structurii.

Etapă a II-a – Transfer energetic dominant și atingerea energiei maxime absorbite. A doua etapă este caracterizată printr-o creștere accentuată a pantei curbelor energie–timp, aceasta fiind faza dominantă atât din punct de vedere al energiei transferate, cât și al duratei procesului. În acest interval are loc cea mai mare parte a transferului energetic de la impactor către materialul compozit, prin mecanisme de deformare, cedări, frecare, la energii de impact mari, inițierea cedărilor interne mai severe.

Această etapă conduce la atingerea energiei maxime absorbite, care este foarte apropiată de energia nominală impusă prin test, aspect urmărit în mod explicit în cadrul experimentelor și relevant pentru validarea condițiilor de impact.

Etapă a III-a - Reculul impactorului și recuperarea parțială a energiei de impact. Ultima etapă corespunde fazei de recul a impactorului, în care o parte din energia transferată anterior este recuperată de acesta. Porțiunea descendentă a curbei este influențată de contactul încă existent dintre impactor și materialul compozit, precum și de procesele de separare. Ulterior, curbele tind către un platou, care reprezintă energia reziduală a impactorului. Eventuala pantă foarte redusă a acestui platou poate fi asociată cu efecte secundare, precum frecarea cu aerul sau cu componentele instalației de testare. În final, impactorul este oprit de sistemul de siguranță al mașinii de testat, fără a mai interacționa cu specimenul.

Această delimitare clară a etapelor confirmă faptul că energia maximă absorbită este un parametru relevant și reproductibil, iar analiza formei complete a curbei oferă informații suplimentare despre mecanismele de contact, disipare și recuperare energetică, dincolo de simpla valoare E_{max} .

Analiza comparativă a rezultatelor obținute pentru materialele compozite fără strat de mat (Q-c și Q-g) și pentru cele cu strat de mat în zona mediană (QM-c și QM-g) evidențiază diferențe sistematice atât în forma curbelor caracteristice, cât și în mecanismele de transfer și disipare a energiei, diferențe care se accentuează odată cu creșterea energiei de impact.

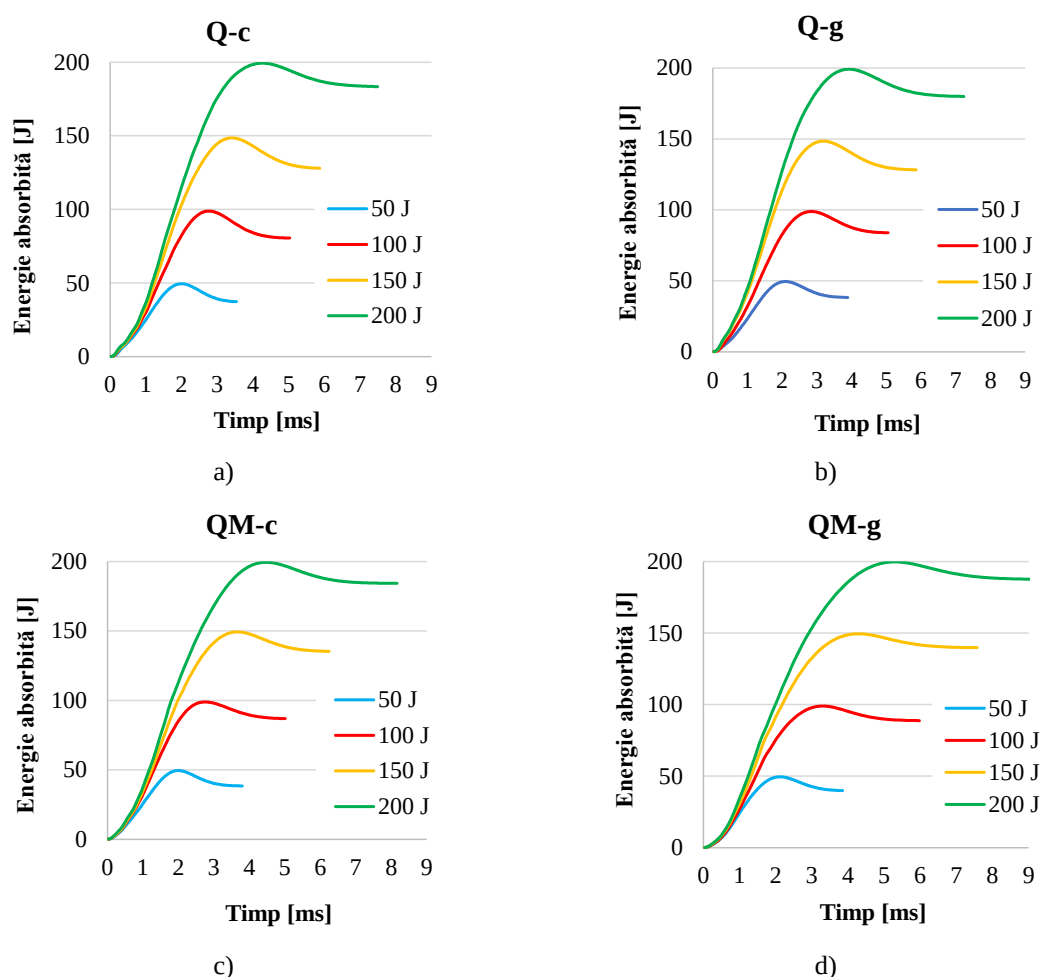


Figura 5.11 Curbe reprezentative ale evoluției energiei absorbite în timp, la diferite niveluri de energie nominală

Pentru composite fără strat de mat (Q-c și Q-g), răspunsul la impact este caracterizat, în general, prin curbe forță-timp cu vârfuri bine definite, urmate de o scădere relativ rapidă a forței după atingerea valorii maxime. Acest tip de comportament sugerează un răspuns dominat de rigiditatea inițială a laminatului și de transferul energetic concentrat într-un interval de timp relativ scurt (de ordinul zecilor de milisecunde). Pe măsură ce energia de impact crește, amplitudinea forței maxime și deplasarea asociată ei cresc, iar durata impactului se prelungește moderat. Totuși, forma curbelor rămâne caracterizată de o evoluție abruptă, fără dezvoltarea unor zone extinse de forță aproape constantă. Acest comportament indică faptul că disiparea energiei are loc preponderent prin cedări locale concentrate, cu o capacitate limitată de redistribuire progresivă a solicitărilor pe grosimea laminatului.

În consecință, la energii de impact mari, materialele fără mat tind să manifeste o creștere accentuată a solicitărilor locale și o sensibilitate mai mare la condițiile de impact, aspect reflectat atât în forma curbelor forță-timp, cât și în evoluția forță-deplasare.

Composite cu strat de mat (QM-c și QM-g). Introducerea stratului de mat în zona mediană a laminatului modifică semnificativ mecanismul de răspuns la impact. Pentru aceste composite, curbele forță-timp prezintă, în special la energii de impact de 150 J și 200 J, o schimbare clară de formă, evidențiată prin apariția unor platouri după atingerea valorii maxime.

Acest comportament indică faptul că stratul de mat favorizează redistribuirea solicitărilor pe grosime și activează mecanisme suplimentare de disipare a energiei, asociate cu cedări interlaminare progresive și deformări locale distribuite. Ca urmare, transferul energetic are loc pe o durată mai mare, iar impactul devine mai „lung” și mai controlat comparativ cu materialele fără mat.

În ceea ce privește curbele energie absorbită–timp, compozitele QM prezintă o evoluție mai graduală în etapa dominantă de transfer energetic, și o stabilizare clară în jurul energiei maxime absorbite, apropiată de energia nominală impusă. Acest aspect confirmă eficiența stratului de mat în absorbția și disiparea controlată a energiei, în special la energii de impact mari.

Compararea configurațiilor cu rășină poliesterică nesaturată (-c) și rășină epoxidică (-g), atât pentru materialele fără mat (Q), cât și pentru cele cu mat (QM), evidențiază faptul că tipul de matrice influențează în principal forma curbelor forță–timp (modul de creștere/scădere a forței, prezența zonelor de platou) și modul de acumulare a energiei absorbite în timp. Diferențele sunt moderate la 50 J–100 J, dar devin mai vizibile la 150 J–200 J, când apar cedări mai pronunțate și transferul energetic are loc pe intervale mai mari de timp și de deplasare.

Efectul rășinii ca matrice se poate analiza pe graficele din Figura 5.10. Pentru toate configurațiile, creșterea energiei de impact determină creșterea forței maxime și prelungirea contactului. Diferențierea între compozitele -c vs -g apare prin felul în care curba evoluează în jurul vârfului și după acesta.

În Figura 5.11, tipul de rășină influențează în principal pantele din etapa dominantă de transfer energetic și comportamentul în etapa de recul.

Etapa I (până la ~6–10 J, pante mici): diferențele între -c și -g sunt de regulă nesemnificative; răspunsul este dominat de inițierea contactului și deformările incipiente, preponderent elastice.

Etapa a II-a (transfer energetic cu pantă aproape constantă, după care urmează o zonă neliniară până la E_{max}): la același compozit panta liniară de transfer energetic este cu atât mai lungă cu cât energia de impact este mai mare.

Etapa a III-a (reculul impactorului și recuperarea parțială elastică a deformației epruvetei): tipul de rășină poate influența forma porțiunii descendente a curbei prin modul în care se menține contactul compozit–impactor.

În toate cazurile, un aspect important este că energia maximă rămâne foarte apropiată de energia nominală impusă, ceea ce confirmă consistența condițiilor de testare; diferențierea între -c și -g se reflectă mai ales în dinamica transferului (pante/durate) și în modul în care energia de impact este recuperată în recul.

Figura 5.12 evidențiază variația deplasării impactorului (sau deplasării centrale a compozitului) în timpul impactului. Pentru toate materialele analizate, deplasarea maximă crește odată cu energia de impact, reflectând solicitarea structurală din ce în ce mai severă.

La energii reduse (50 J și 100 J), diferențele între materiale sunt moderate, indicând un răspuns dominat de comportarea elastică și de rigiditatea globală. La 150 J și 200 J, deplasările maxime cresc semnificativ, în special pentru materialele cu strat de mat.

Curbele deplasare–timp din Figura 5.12 evidențiază, pentru toate materialele compozite și pentru toate nivelurile de energie de impact testate, existența a trei etape distincte ale

răspunsului structural, fiecare având o semnificație mecanică clară și implicații practice diferite și cărora le corespund trei zone pe curba deplasare – timp.

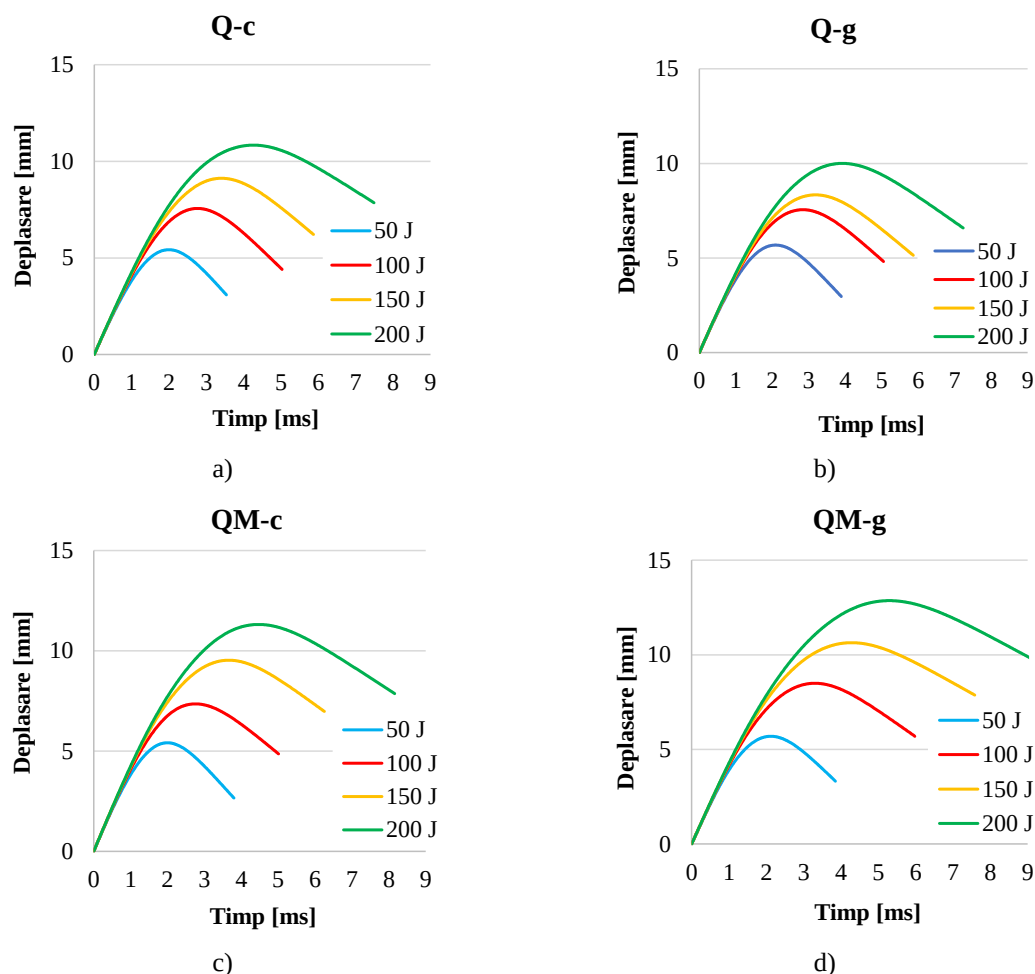


Figura 5.12 Curbe reprezentative ale evoluției deplasării în funcție de timp, la diferite niveluri de energie nominală

Etapa I – Evoluția liniară a deplasării în timp este caracterizată printr-o dependență aproximativ liniară între deplasare și timp, corespunzătoare fazei inițiale a impactului. În această etapă, viteza de deformare este aproape constantă, iar răspunsul structural este dominat de comportarea globală a laminatului, înainte de apariția cedărilor semnificative. Această porțiune liniară a curbei este deosebit de utilă din punct de vedere al proiectării și al verificării in-situ, deoarece permite estimarea deplasărilor în timp real în condiții de impact, cu condiția ca sistemul de măsurare (marcă tensometrică sau extensometru) să fie amplasat suficient de aproape de zona de interes. Stabilitatea și reproductibilitatea acestei etape o fac relevantă pentru monitorizarea structurală și pentru validarea modelelor numerice. Se observă că pe această zonă a curbelor, panta nu depinde de arhitectura compozitului și nici de rășina cu rol de matrice. Acest lucru reflectă influența dominantă a caracteristicilor firelor.

Etapa a II-a – Apropierea de deplasarea maximă ($d \leq d_{\max}$) corespunde intervalului de timp în care deplasarea continuă să crească până la atingerea valorii maxime $d_{\max}$, însă panta curbei deplasare–timp este în scădere progresivă. Această evoluție indică o modificare a rigidității efective a sistemului, comportamentul fiind similar celui al unui material cu rigiditate

aparent crescătoare (raport forță/deplasare în creștere). În această etapă apar deformații elasto-plastice iar cedarea matricei și firelor reflectă un proces neliniar.

Din punct de vedere fizic, această etapă reflectă activarea mecanismelor interne de redistribuire a solicitărilor și apariția cedărilor progresive, care limitează creșterea suplimentară a deplasării. Forma curbei sugerează o opoziție tot mai mare a structurii la deformare pe măsură ce se apropie de $d_{\max}$, în special la energii de impact ridicate.

Etapa a III-a – Scăderea deplasării și revenirea structurală parțială, este caracterizată prin reducerea deplasării pe măsură ce impactorul intră în faza de recul. Curbele asociate acestei etape sunt semnificativ diferite ca formă și poziționare față de cele din prima etapă, indicând faptul că revenirea structurală nu este o simplă inversare a procesului inițial de deformare.

Diferențele de formă sunt asociate cu efectele cumulative ale cedărilor produse în etapele anterioare, precum și cu menținerea temporară a contactului compozit–impactor. În această fază, răspunsul este controlat de combinația dintre elasticitatea reziduală a structurii și disiparea energiei prin mecanisme interne, ceea ce explică caracterul neliniar și material-dependent al curbelor.

Delimitarea clară a celor trei etape ale curbei deplasare–timp evidențiază faptul că $d_{\max}$ nu este doar o valoare scalară, ci rezultatul unui proces dinamic complex, în care evoluția temporală a deplasării oferă informații esențiale despre rigiditatea efectivă, cedările interne și capacitatea de revenire a structurii după impact (deformare plastică, distrugerea firelor, a matricei și a interfețelor).

Figura 5.13 ilustrează curbele forță–deplasare pentru toate materialele compozite și pentru toate nivelurile de energie testate, viteza inițială de impact este aproximativ aceeași, variația energiei de impact fiind obținută prin modificarea masei impactorului și/sau a înălțimii de cădere, și nu prin modificarea vitezei inițiale. Această abordare experimentală permite izolarea efectului energiei de impact asupra răspunsului materialului, evitând introducerea unui parametru suplimentar variabil.

La energii de impact scăzute, curbele sunt relativ abrupte și apropiate între materiale. La 150 J și 200 J, curbele devin mai neliniare, în special pentru materialele fără mat, indicând inițierea și propagarea degradărilor. Materialele QM prezintă o evoluție mai progresivă, cu o distribuție mai uniformă a forței pe intervalul de deplasare.

Curbele forță–deplasare din Figura 5.13 oferă și o reprezentare directă a lucrului mecanic efectuat de impactor asupra eșantionului în timpul impactului. Din punct de vedere fizic, aria de sub curba forță–deplasare, calculată ca integrală.

$$E = \int F \cdot dd \quad (5.10)$$

E reprezintă energia consumată de forță prin deplasare, adică energia transferată de impactor către materialul compozit pe durata contactului.

În condițiile testului, această energie mecanică este echivalentă cu energia absorbită de sistem, astfel că aria de sub curba forță–deplasare coincide ca valoare (cu toleranțe strânse) cu energia absorbită determinată din curbele energie–timp (Figura 5.11a–d). Prin urmare, Figura 5.13a–d permite o verificare independentă a rezultatelor energetice: un material care prezintă o arie mai mare sub curba forță–deplasare la un anumit nivel energetic indică o capacitate mai ridicată de absorbție a energiei, realizată prin deformare și cedări interne.

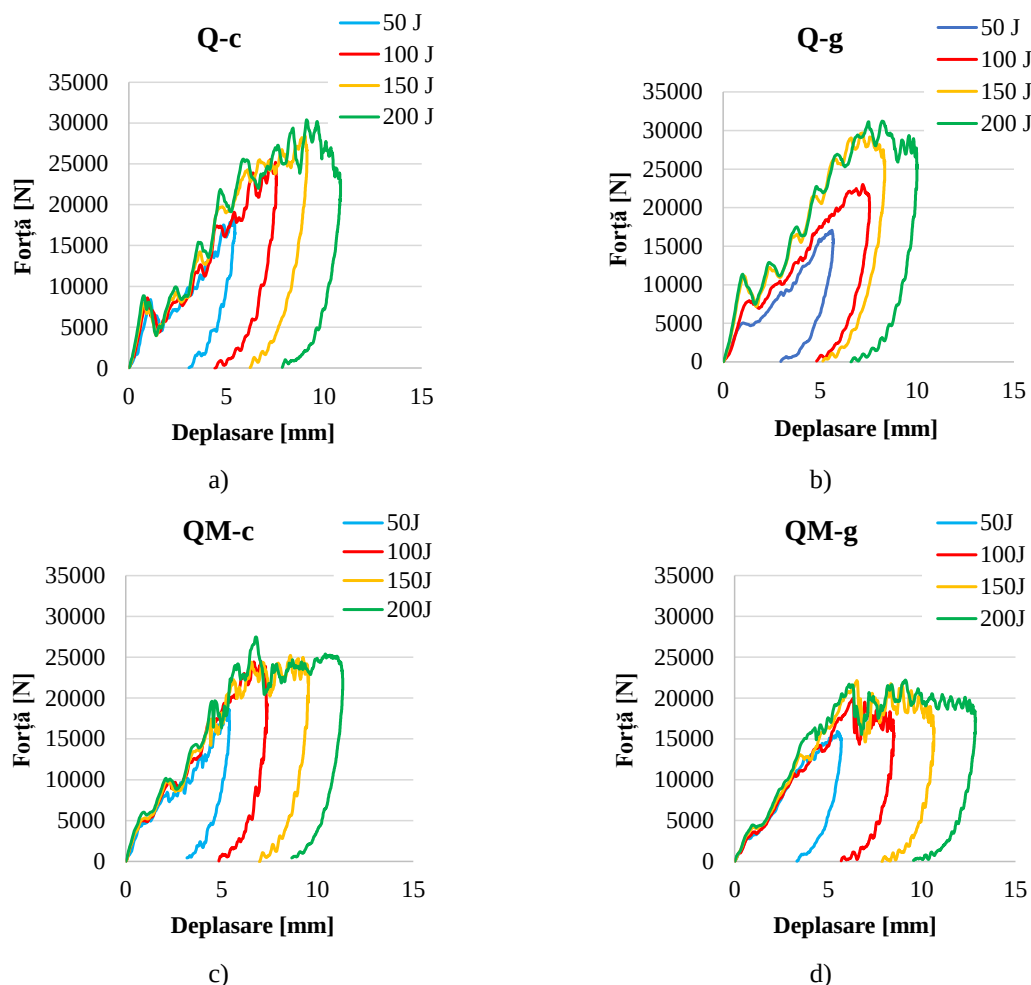


Figura 5.13 Curbe reprezentative ale relației forță-deplasare, la diferite niveluri de energie nominală

Pe măsură ce energia de impact crește de la 50 J la 200 J, aria de sub curbe crește, reflectând transferul energetic din ce în ce mai mare către eșantion. În plus, comparația între materialele cu strat de mat și cele fără mat poate evidenția nu doar diferențe de forță maximă sau deplasare maximă, ci și diferențe ale distribuției energiei pe intervalul de deplasare: curbele cu evoluție mai progresivă (forță menținută pe un domeniu mai larg de deplasare) conduc la arii mai mari și, implicit, la o absorbție energetică mai eficientă.

În concluzie, creșterea energiei de impact de la 50 J la 200 J conduce la intensificarea tuturor parametrilor de răspuns (forță, deplasare, energie absorbită), indiferent de material. Totuși, influența arhitecturii laminate și a tipului de rășină devine din ce în ce mai pronunțată la energii de impact mai mari, materialele cu strat de mat demonstrând un răspuns mai progresiv și o capacitate superioară de disipare a energiei.

Creșterea energiei de impact conduce nu doar la creșterea forței maxime, ci și la prelungirea duratei impactului, efect mai pronunțat pentru materialele cu strat de mat, care disipează energia într-un mod mai progresiv.

Pentru materialele cu strat de mat, creșterea energiei de impact conduce la apariția unor platouri în curbele forță-timp, indicând un mecanism de absorbție mai progresiv și o redistribuire eficientă a solicitărilor pe grosimea laminatului.

Materialele fără strat de mat se caracterizează printr-un răspuns mai rigid și mai concentrat, cu solicitări maxime ridicate și mecanisme de cedare localizate, în timp ce materialele cu strat de mat manifestă un răspuns mai progresiv, cu redistribuirea solicitărilor și o absorbție mai controlată a energiei. Diferențele dintre cele două tipuri de arhitecturi ale compozitelor studiate devin din ce în ce mai pronunțate pe măsură ce energia de impact crește, confirmând rolul stratului de mat în modificarea mecanismului de impact și în îmbunătățirea comportamentului structural în regim energetic sever.

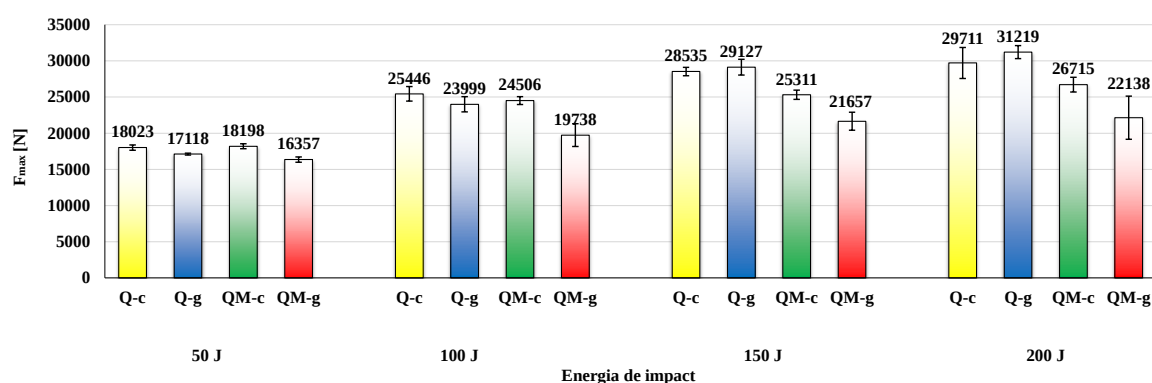
În condițiile unei viteze inițiale de impact aproximativ constante, creșterea energiei de impact influențează în principal durata și dinamica procesului de decelerare, precum și intervalul de timp până la anularea vitezei impactorului.

5.2.4 Concluzii asupra rezultatelor experimentale la impact

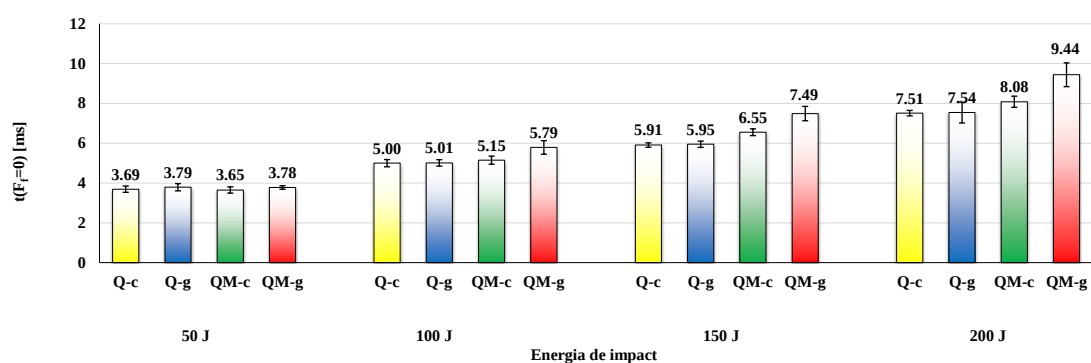
Următoarele grafice din Figura 5.14a–e analizează dependența mai multor parametri care caracterizează impactul în funcție de energia de impact și „rețeta” compozitului, luând în considerare valorile medii obținute din cinci teste identice:

- a) F_{max} , Figura 5.14 a), crește odată cu energia de impact, însă această creștere depinde și de tipul compozitului: ambele compozite fără mat (Q-c și Q-g) prezintă valori mai mari ale F_{max} comparativ cu compozitele cu mat (QM-c și QM-g). Dependența de energia de impact este mai pronunțată pentru compozitele fără mat, iar pentru compozitele cu mat panta acestei dependențe este mai redusă;
- b) Pentru toate compozitele, timpul până la finalul impactului (considerat prima valoare nulă a forței după F_{max}) crește în mod similar și are valori aproximativ identice, Figura 5.14c;
- c) Deplasarea maximă, d_{max} , Figura 5.14d are valori medii foarte apropiate la 50 J pentru toate compozitele, însă odată cu creșterea energiei de impact, acest parametru crește menținând aceeași ierarhizare la fiecare nivel energetic: $d_{max(Q-g)} < d_{max(Q-c)} < d_{max(QM-c)} < d_{max(QM-g)}$;
- d) Deplasarea la sfârșitul impactului, când $F_f = 0$ după atingerea valorii maxime, notată $d(F_f=0)$, poate fi ordonată pentru toate valorile energiei de impact astfel: $d(F_f=0)(Q-g) < d(F_f=0)(Q-c) < d(F_f=0)(QM-c) < d(F_f=0)(QM-g)$, Figura 5.14e;
- e) În ceea ce privește absorbția de energie, Figura 5.14f, comportarea compozitelor se împarte clar în două grupuri: cele două compozite cu matrice epoxidică au valori mai mici, iar cele care includ stratul de mat în zona mediană prezintă valorile cele mai ridicate; totuși, diferențele rămân suficient de mici încât acest parametru să nu poată fi considerat un factor de influență bine definit.

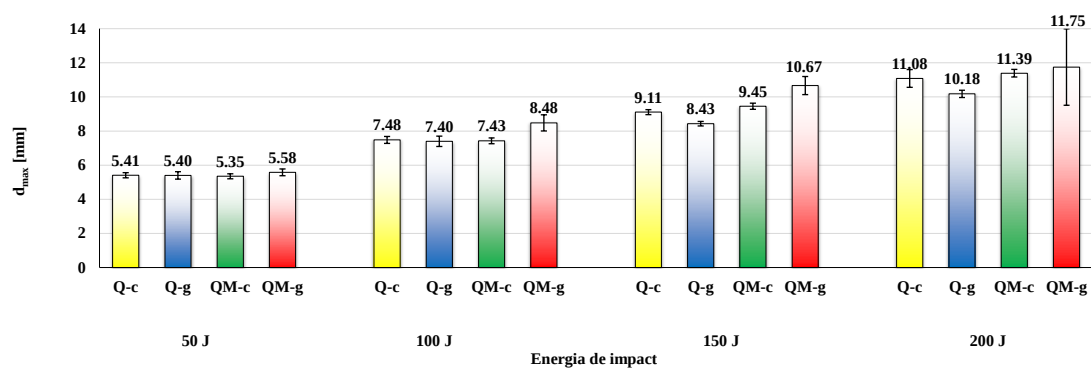
Acest subcapitol prezintă o comparație a rezultatelor la impact pentru patru compozite realizate pe baza aceleiași țesături quadriaxiale din fibre de sticlă, utilizând însă două tipuri de rășini diferite și introducând un strat de mat în zona mediană a fiecărui compozit. Au fost analizați mai mulți parametri care caracterizează datele experimentale. Deși domeniul energiei de impact este relativ larg (50 J până la 200 J), pentru toate compozitele testate s-au obținut doar pătrunderi parțiale. Concluziile sunt susținute de graficele din Figura 5.15a–f.



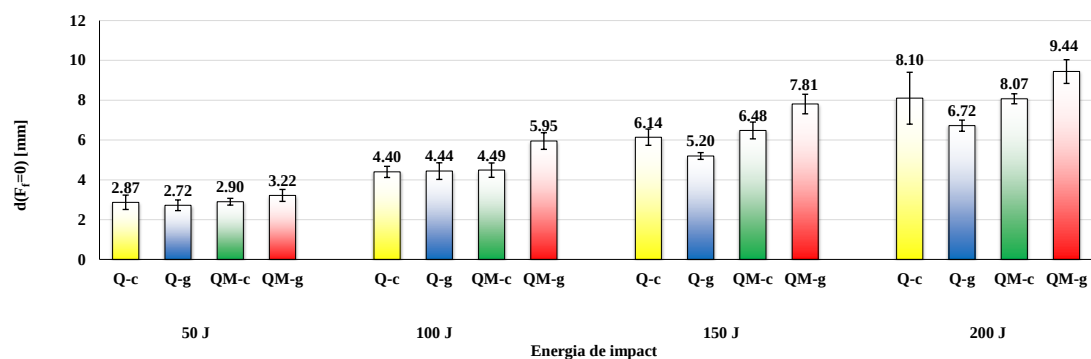
a)



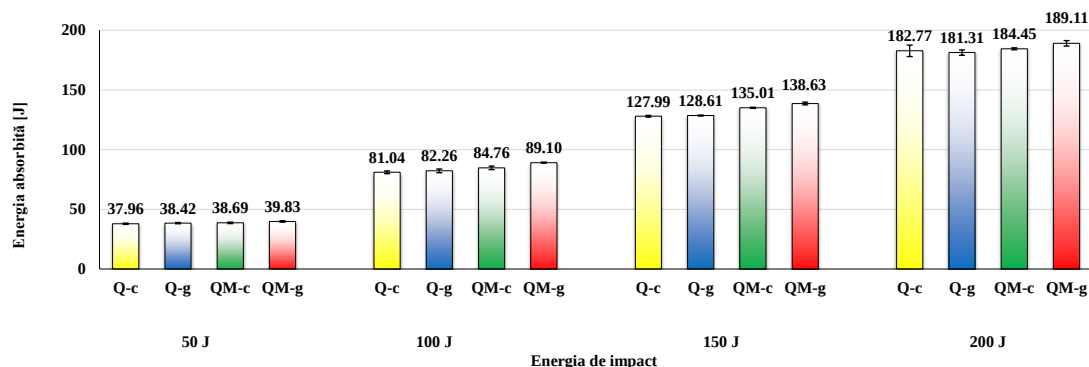
b)



c)



d)



e)

Figura 5.14 Parametri de impact: a) forța maximă ($F_{\max}$); b) durata impactului, notată $t_{(F=0)}$; c) deplasarea maximă ($d_{\max}$); d) deplasarea la finalul impactului, notată $d_{(F=0)}$; e) energia absorbită; legendă culori: galben – compozitul Q-c, albastru – compozitul Q-g, verde – compozitul QM-c și roșu – compozitul QM-g.

Cea mai mare valoare a lui $F_{\max}$ (Figura 5.15a) a fost obținută la 150 J și 200 J pentru compozitul Q-g; toate compozitele prezintă o creștere a lui $F_{\max}$ odată cu energia de impact, însă cu forme diferite ale curbelor; valorile cele mai mici au fost înregistrate pentru QM-g (Figura 5.15a).

Deplasarea până la $F_{\max}$, $d_{(F_{\max})}$ (Figura 5.15b) crește cu o tendință similară până la 100 J, însă pentru nivelurile următoare ale energiei de impact evoluția nu mai este ordonată în mod evident (Figura 5.15b).

Timpul până la $F_{\max}$, $t_{(F_{\max})}$ (Figura 5.15c) are o ușoară tendință de creștere, cu excepția compozitului Q-c (care prezintă o valoare maximă a acestui parametru la 150 J) și a compozitului QM-g, pentru care se observă o mică scădere a parametrului la 200 J (Figura 5.15c).

Deplasarea maximă înregistrează valorile cele mai ridicate pentru compozitul QM-g, Figura 5.15d. Compozitele cu rășină poliestică nesaturată prezintă o evoluție similară a acestui parametru, iar compozitul Q-g este cel mai rigid (valoarea minimă a lui $d_{\max}$) la 150 J și 200 J.

Cele mai mici valori ale duratei impactului, $t_{(F=0)}$, au fost obținute pentru Q-g, ceea ce se corelează cu cele mai mici valori ale lui $d_{\max}$, indicând faptul că Q-g este compozitul cel mai rigid (Figura 5.15e).

Compozitul QM-g prezintă cele mai mari valori ale energiei absorbite, însă curbele sunt considerate prea apropiate pentru a permite o recomandare clară în favoarea unui anumit compozit, Figura 5.15f.

Pe baza acestei analize, se concluzionează că, pentru alegerea unuia dintre cele patru compozite, utilizatorul trebuie să ia în considerare și alți parametri, inclusiv costurile materialelor și ale fabricației, precum și durabilitatea în mediul specific aplicațiilor navale (apă sărată sau apă dulce, mediu rece sau cald etc.).

La compararea graficelor forță - deplasare, energie absorbită - deplasare și viteză - deplasare, pentru cea mai mică energie testată (50 J), toate compozitele prezintă o comportare similară, însă pentru valori mai mari ale energiei de impact (100 J până la 200 J), se evidențiază o diferență vizibilă între cele două compozite fără mat și cele două compozite cu mat.

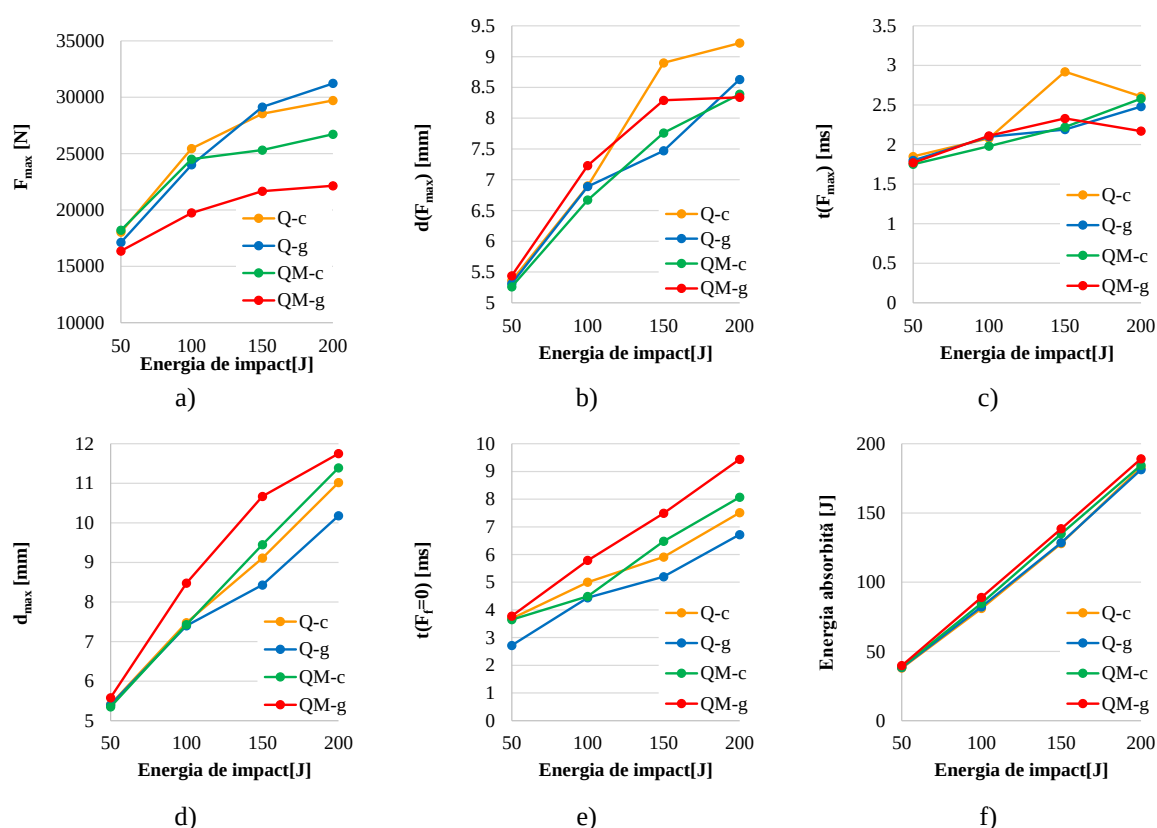


Figura 5.15 Caracteristicile la impact pentru fiecare compozit proiectat, în funcție de nivelul energiei de impact: (a) F_{max} ; (b) deplasarea corespunzătoare lui F_{max} , $d(F_{max})$; (c) timpul până la atingerea lui F_{max} ; (d) deplasarea maximă în timpul impactului, d_{max} ; (e) durata impactului; (f) energia absorbită.

Aceasta reprezintă o sinteză rezultată din testele de impact efectuate pe patru compozite: Q-g, Q-c, QM-g și QM-c. Aceste configurații combină o țesătură quadriaxială din fibre de sticlă cu două tipuri diferite de rășini și cu prezența sau absența unui strat de mat din fibre de sticlă (amplasat la mijlocul compozitului).

Compozitele fără mat pot fi ierarhizate, în ceea ce privește performanța la impact de viteză mică, astfel: Q-g cu proprietăți superioare și Q-c cu proprietăți inferioare, însă apropiate de cele ale primului. În cazul compozitelor cu mat, diferențierea proprietăților nu este foarte clară.

Compozitele cu strat de mat (QM-g, QM-c) au absorbit o cantitate ușor mai mare de energie comparativ cu cele fără mat (Q-g, Q-c). Creșterea absorbției de energie a fost de aproximativ 0,91–4,3% (la energia de impact de 200 J), ceea ce reprezintă o îmbunătățire marginală. Stratul de mat a contribuit la o disipare energetică mai eficientă, evidențiind o comportare ușor mai elastică în timpul impactului. La energii mici (50 J), diferențele privind energia absorbită nu au fost vizibile, cel mai probabil din cauza solicitării reduse a compozitului. În schimb, la energii mai mari (100 J până la 200 J), influența stratului de mat a devenit observabilă.

Compozitele cu strat de mat (QM-g, QM-c) au prezentat valori semnificativ mai mici ale forței maxime în timpul impactului comparativ cu cele fără mat (Q-g, Q-c). Stratul de mat distribuie mai eficient solicitările, reducând valoarea de vârf a forței înregistrate la impact.

Această reducere reprezintă un avantaj important, deoarece diminuează probabilitatea inițierii sau propagării unor cedări localizate. Influența stratului de mat asupra forței maxime a fost aproximativ aceeași pentru ambele tipuri de rășini, ceea ce indică rolul său dominant în modificarea comportării la impact.

Compozitele cu rășină epoxidică (Q-g, QM-g) au avut performanțe superioare celor cu rășină poliesterică nesaturată (Q-c, QM-c) pentru toate proprietățile testate, datorită caracteristicilor mecanice mai bune ale rășinii epoxidice. Totuși, îmbunătățirile relative aduse de stratul de mat au fost observate independent de tipul de rășină, însă la energii de impact mai ridicate (100–200 J).

La energii de impact reduse (50 J), nu se observă diferențe vizibile de performanță, cel mai probabil deoarece forțele implicate sunt prea mici pentru a evidenția contribuțiile stratului de mat sau ale proprietăților rășinii. La energii de impact mai mari (100 J până la 200 J), devin evidente diferențele privind absorbția de energie și elasticitatea.

Deși variațiile absorbției de energie datorate introducerii matului sunt robuste din punct de vedere statistic, semnificația lor practică este limitată, ceea ce sugerează că decizia de a include un strat de mat poate depinde mai degrabă de cerințele specifice ale aplicației decât de o superioritate clară a performanței la impact de viteză mică.

Compozitele cu strat de mat au manifestat o comportare mai elastică la impact (deformație maximă mai mare), ceea ce indică faptul că matul contribuie la flexibilitate și la disiparea energiei. Această elasticitate poate îmbunătăți durabilitatea în condiții de solicitări dinamice sau repetate. Compozitele cu mat au deformații mai mici în timpul impactului, ceea ce arată că stratul de mat introduce un anumit grad de flexibilitate structurală sau capacitate de deformare, intensificând mecanismele de disipare a energiei.

Introducerea stratului de mat adaugă caracteristici benefice, precum o distribuție a tensiunilor pe volume mai mari și o ușoară creștere a energiei absorbite, deși diferențele rezultate din testele de impact nu sunt foarte mari din punct de vedere practic.

Valoarea mai scăzută a forței maxime în cazul compozitelor cu strat de mat le face mai potrivite pentru aplicații care necesită reziliență la impact cu energie mare sau repetitive.

Tipul de rășină rămâne un factor esențial în stabilirea performanței globale a compozitului, rășina epoxidică fiind opțiunea preferată atunci când se urmărește o rezistență mecanică superioară, mai ales în mediul marin.

Rezultatele indică faptul că includerea unui strat de mat în zona mediană a compozitelor testate oferă beneficii moderate în ceea ce privește absorbția de energie la impact de viteză mică și o reducere semnificativă a forței maxime. Aceste efecte pot fi avantajoase în aplicații specifice, mai ales atunci când sunt combinate cu o rășină de performanță ridicată. Totuși, relevanța practică a diferențelor observate trebuie apreciată în funcție de cerințele concrete ale aplicației vizate [41].

5.3 Comportarea la tracțiune a compozitelor elaborate

5.3.1 Parametrii testului de tracțiune

În această teză, solicitarea la tracțiune este investigată la viteze cuprinse între 10 mm/min și 1000 mm/min, pentru a surprinde trendurile dependente de viteza de testare asupra

parametrilor mecanici și asupra modului de cedare. Analiza se bazează atât pe curbe caracteristice (forță–timp, tensiune – timp, forță–deplasare, deformare–timp și tensiune–deformare), cât și pe valorile medii cu dispersia lor, pentru a evidenția diferențele între arhitecturile compozitelor și repetabilitatea rezultatelor. [46], [75].

La solicitările de tracțiune, răspunsul compozitelor este descris prin mărimi măsurate direct (forță, deplasare, deformare) și mărimi derivate (tensiune, modul, rezistență, energie absorbită). Aceste reprezentări permit stabilirea unei corelații între arhitectura compozitului (prin matricea diferită și prezența sau absența stratului de mat) și viteza de testare, iar parametrii sunt raportați statistic prin medie și deviație standard (Figura 5.23–Figura 5.26) [46], [75].

- Forța și parametrii asociați

Forța, F , este mărimea înregistrată de celula de sarcină și este utilizată pentru descrierea evoluției solicitării până la cedare. Evoluția în timp a forței, $F(t)$, este analizată comparativ între materiale la aceeași viteză, respectiv pentru influența vitezei și vizualizarea diferențelor la viteze ridicate.

Forța maximă, $F_{\max}$, (Figura 5.16), reprezintă valoarea de vârf a forței și se identifică pe curbele $F-t$ și/sau pe curbele $F-d$. În această teză, $F_{\max}$ este utilizată ca parametru sintetic de comparație între arhitecturi și viteze, împreună cu dispersia rezultatelor, în cadrul sintezelor de final.

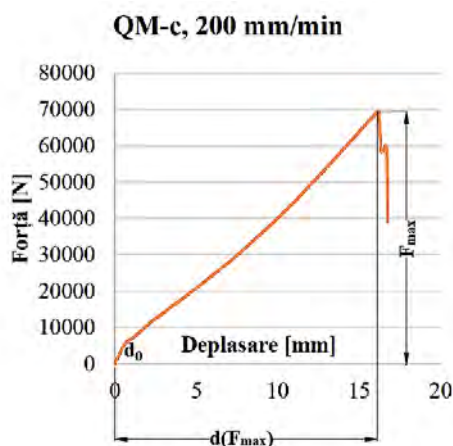


Figura 5.16 Parametrii caracteristici testului de tracțiune

Deplasarea, d , este utilizată în special pentru curbele $F-d$, care arată cât de „concentrat” sau „distribuit” se consumă lucrul mecanic până la cedare, prin forma curbei și aria asociată.

- Tensiunea și parametrii de rezistență

Tensiunea nominală (inginerescă), σ , se determină din forța măsurată și secțiunea inițială a epruvetei și este utilizată în curbele în curbele $\sigma-\epsilon$, care constituie baza interpretării mecanice și a extragerii parametrilor standard.

Rezistența la tracțiune, $\sigma_{\max}$, este valoarea maximă a tensiunii și se identifică direct pe curbele $\sigma-\epsilon$. Pentru comparația între arhitecturi și viteze, $\sigma_{\max}$ este raportată ca medie și deviație standard în Figura 5.23.

- Deformația: ε vs ε_r

Deformația la tracțiune, ε , este mărimea măsurată continuu cu extensometrul [159] și reprezintă **deformația instantanee** pe parcursul solicitării. Ea apare explicit în curbele ε - t , și în curbele σ - ε , utile pentru evaluarea rigidității și a evoluției până la cedare.

Deformația la rupere (la cedare), ε_r , este valoarea finală a deformației, adică ε în momentul ruperii epruvetei ($\varepsilon_r = \varepsilon$ la rupere). ε_r este raportată statistic (medie și deviație standard) pentru fiecare configurație și viteză, deoarece dispersia poate fi influențată de inițierea locală a deteriorării și de particularitățile interfețelor și delaminărilor.

- Parametri de rigiditate

Modulul lui Young, E , este determinat din panta porțiunii inițiale aproape liniare a curbei σ - ε . În contextul acestui capitol, E este relevant pentru definirea domeniului elastic utilizabil în proiectare și pentru a verifica dacă rigiditatea inițială rămâne robustă atunci când viteza de testare crește din zona cvasistatică (10 mm/min) către domeniul 200–1000 mm/min.

- Parametri energetici

Energia la rupere, E_r , este un parametru energetic asociat capacității materialului de a consuma lucru mecanic până la cedare și este utilizată pentru a diferenția între un răspuns mai „tolerant” (cedare progresivă, energie mai mare) și unul mai „abrupt” (energie mai mică). În această teză, E_r este comparată între viteze și arhitecturi prin valori medii și deviații standard, iar interpretarea este corelată cu forma curbelor F - d și σ - ε .

Setul de curbe descrie răspunsul complet la tracțiune (în timp, în deplasare și în coordonate mecanice σ - ε), iar graficele de sinteză permit compararea robustă prin parametri medii și dispersie, astfel încât efectele arhitecturii și ale vitezei să fie evidențiate fără a depinde de un singur specimen reprezentativ.

5.3.2 Rezultatele experimentale ale compozitelor testate la tracțiune

5.3.2.1 Influența arhitecturii compozitului

Figura 5.17 prezintă diagramele forță-timp, pentru toate materialele, la aceleași viteze de testare (10 mm/min, 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min). Acest set de diagrame este foarte util pentru că separă clar efectul arhitecturii și rășinii de efectul vitezei de testare: la fiecare viteză, se vede ordinea curbelor și diferențele de pantă (intensitate).

Calitativ, se observă că la 10 mm/min curbele au pante mici și se dezvoltă lent (regim cvasi-static), iar la viteze ≥ 200 mm/min creșterea forței este rapidă, iar diferențele între 200–500–1000 mm/min sunt mai degrabă de intensitate, nu de natură a procesului. Această “conservare” a ordinii curbelor la viteze mari sugerează că mecanismele macroscopice rămân aceleași, schimbându-se mai ales viteza de transfer a solicitării și momentul de atingere a $F_{\max}$ ($t_{(F_{\max})}$).

Curbele forță-timp, Figura 5.17a-b pentru compozitele fără Coremat (Q-c și Q-g) evidențiază două efecte principale ale creșterii vitezei de testare: scurtarea timpului caracteristic până la atingerea forței maxime ($t_{(F_{\max})}$), respectiv comprimarea procesului de solicitare în intervale de timp mai mici, deci creșterea intensității cedării; modificarea formei post-vârf a curbelor forță – timp, care devine mai abruptă la viteze de testare ridicate, indicând o tranziție către un răspuns mai puțin „tolerant” la evoluția cedărilor.

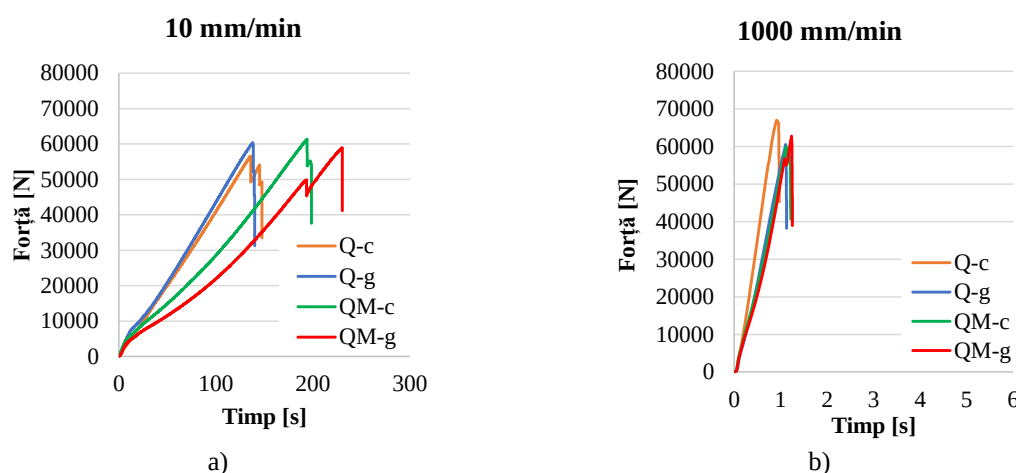
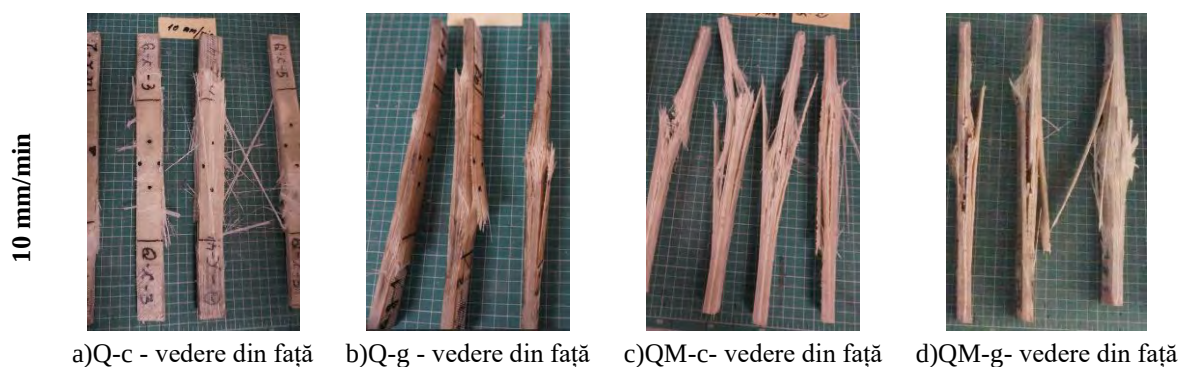


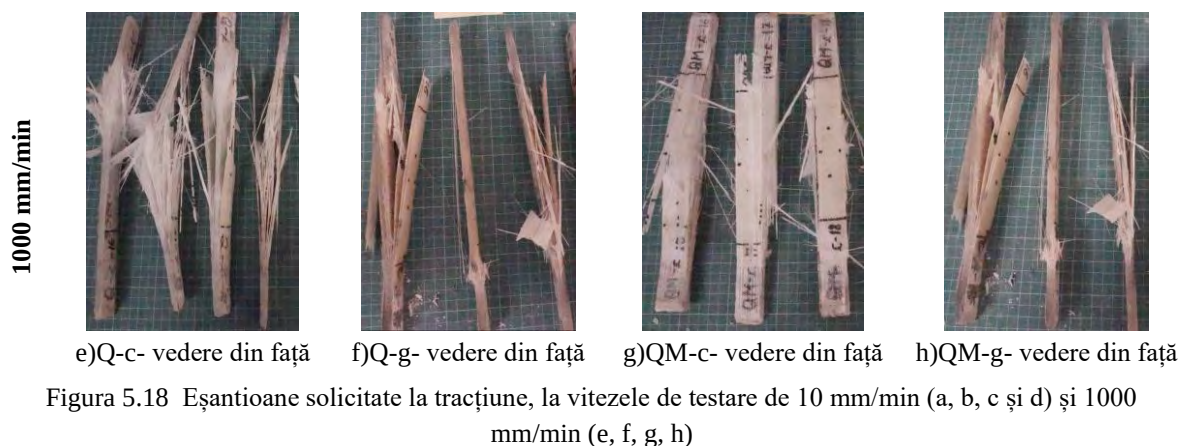
Figura 5.17 Curbe reprezentative ale evoluției forței în timp, la solictarea de tracțiune, pentru compozitele proiectate

Comparativ, Q-g (compozitul cu rășină epoxidică) tinde să păstreze o evoluție mai „coerentă” a forței până la vârf, în timp ce Q-c (compozitul cu rășină poliesterică nesaturată) evidențiază mai clar o tendință către o cedare mai abruptă la viteze mari, consistent cu comportarea mai fragilă observată la poliesteri, în general. Aceste aspecte nu discută doar valoarea F_{max} , ci dinamica evoluției forței, ceea ce devine relevant în proiectare atunci când solictarea este impusă rapid.

Figura 5.18 prezintă aspecte tipice ale cedării pentru fiecare compozit testat la tracțiune, pentru viteza de solictare minimă și maximă (10/1000 mm/min).

Rezultatele experimentale arată că interacțiunea matrice–armătură joacă un rol esențial în performanța la tracțiune. Compozitul pe bază de rășină poliesterică nesaturată (Q-c) a demonstrat cel mai favorabil echilibru între rezistență, ductilitate și repetabilitate, fiind cel mai performant dintre cele patru compozite investigate, pe baza mai multor criterii. Introducerea stratului de Coremat Xi3 (în zona mediană a compozitului) a condus, în general, la creșterea deformației la rupere și a capacității de absorbție a energiei, însă cu penalizarea rigidității și a rezistenței la tracțiune, în special în cazul sistemului epoxidic. Aceste tendințe confirmă faptul că alegerea matricei și a arhitecturii interne pe grosime a compozitului trebuie adaptată în funcție de cerințele aplicației, în funcție de prioritatea acordată rigidității sau flexibilității.





În plus, sensibilitatea redusă la viteza de solicitare, observată pentru toate compozitele, sugerează că viteza de solicitare rămâne un factor neneglijabil în selecția materialului pentru solicitări dinamice reale.

Figura 5.19 și Figura 5.20 sunt, practic, “figurile de proiectare” pentru comparații între materiale la aceeași viteză de testare: pe graficele tensiune–deformație, Figura 5.19a–b, se observă clar zona inițială aproape liniară (de unde rezultă modulul aparent) și domeniul până la cedare; pe graficele forță–deplasare, Figura 5.20a–b, se vede cât de “concentrat” sau “distribuit” este lucrul mecanic (aria).

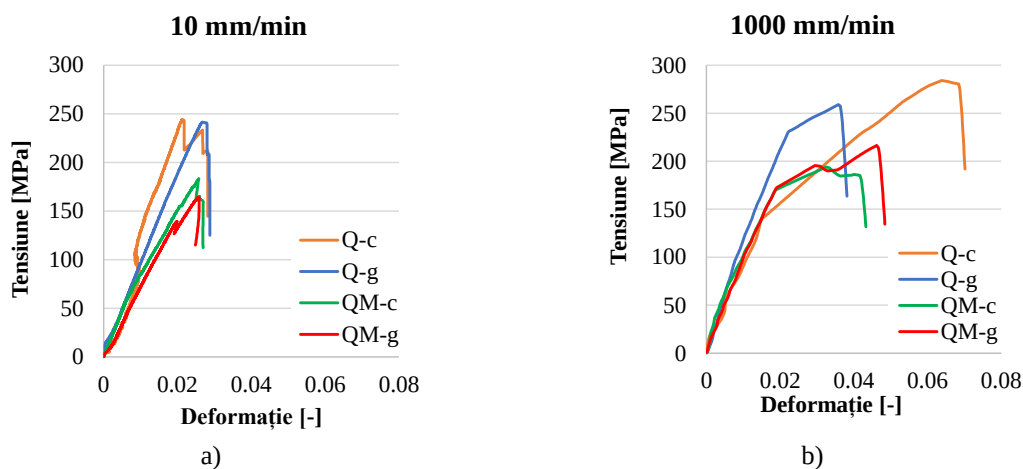


Figura 5.19 Curbe reprezentative ale relației tensiune – deformație, la solicitarea de tracțiune, pentru compozitele proiectate

Solicitarea lentă (10 mm/min) generează deformații la rupere într-un interval îngust ($\sim 0,025 \dots 0,032$). La 1000 mm/min, deformația la rupere este împrăștiată pe un interval mai mare ($\sim 0,025 \dots 0,07$). La 10 mm/min curbele sunt mai apropiate până la 100 MPa, apoi evoluția lor se grupează: cele fără mat urcă până la aprox. 250 MPa, iar cele cu mat până la aprox. 180 MPa, iar la 200-1000 mm/min devine mai ușor de comparat dacă diferențele între compozitele fără mat Q și cele cu mat QM apar în nivelul tensiunii maxime, și, diferențele între cele două tipuri de rășini, cea poliesterică, -c, și cea epoxidică, -g, apar mai ales în forma porțiunii post-liniară (cât de brusc se ajunge la cedare).

Aceste grafice stau la baza selectării compromisurilor: “rigiditate/rezistență” vs. “toleranță la cedare/energie absorbiă la solicitarea de tracțiune”.

Dacă se utilizează curbe „tipice” obținute dintr-un singur test, există riscul ca unele diferențe vizuale să fie influențate de variabilitatea dintre epruvete (un specimen mai bun sau mai slab), și nu neapărat de comportarea reală, statistică, a materialului. Pentru a păstra reprezentarea grafică, dar și pentru a o face mai robustă, se pot aplica două abordări: (i) alegerea drept „curbă tipică” a specimenului cu valorile $\sigma_{\max}$ și ε_r cele mai apropiate de media setului de teste sau (ii) trasarea unei curbe mediane, dacă este disponibil un export numeric adecvat pentru toate testele. În cadrul acestei teze de doctorat am aplicat prima abordare, selectând drept „curbă tipică” epruveta cu $\sigma_{\max}$ și ε_r cele mai apropiate de valorile medii.

Pe baza fotografiilor prezentate în Figura 5.18, am sintetizat observațiile experimentale ținând cont de două criterii: prezența sau absența stratului de mat (

Tabelul 5.3 reformulează aceeași informație din perspectiva fiecărui compozit, urmărind modul în care creșterea vitezei de testare (10–1000 mm/min) schimbă sau intensifică mecanismele dominante de cedare și gradul de progresivitate al distrugerii. Această sinteză tabelară explică diferențele observate pe curbe și oferă o bază clară pentru discuțiile ulterioare privind rezistența, deformabilitatea și energia la rupere, în funcție de arhitectură și regimul de sollicitare.

În concluzie, analiza curbelor forță–timp, tensiune–deformație, forță–deplasare și deformație–timp, completată de sinteza modurilor de cedare, **Error! Not a valid bookmark self-reference.** - Tabelul 5.3 arată că viteza de sollicitare controlează în principal „compresia” răspunsului în timp și intensitatea cu care se atinge vârful de sarcină, în timp ce arhitectura compozitului (prezența stratului Coremat® Xi 3) și tipul de rășină influențează mai ales maniera de evoluție post-vârf și tipul mecanismelor dominante de cedare.

La 10 mm/min, răspunsul este cvasi-static și progresiv, iar mecanismele pot fi urmărite mai clar, în timp ce la viteze ≥ 200 mm/min sollicitarea se desfășoară rapid, ordinea curbelor se păstrează și diferențele dintre 200–500–1000 mm/min reflectă intensitate diferită, și nu schimbare în natura procesului de cedare.

Compozitele fără Coremat Xi 3 (Q) tind să manifeste o cedare mai abruptă și delaminări mai extinse la viteze ridicate, în timp ce introducerea stratului Coremat Xi 3 (QM) favorizează redistribuirea sarcinii pe grosime și conduce, în multe cazuri, la o cedare mai graduală, cu mecanisme precum deformare localizată în stratul intermediar și fenomene de tip „fiber bridging”.

Tabelul 5.2) și viteza de sollicitare pentru fiecare compozit (Tabelul 5.3).

Tabelul 5.3 reformulează aceeași informație din perspectiva fiecărui compozit, urmărind modul în care creșterea vitezei de testare (10–1000 mm/min) schimbă sau intensifică mecanismele dominante de cedare și gradul de progresivitate al distrugerii. Această sinteză tabelară explică diferențele observate pe curbe și oferă o bază clară pentru discuțiile ulterioare privind rezistența, deformabilitatea și energia la rupere, în funcție de arhitectură și regimul de sollicitare.

În concluzie, analiza curbelor forță–timp, tensiune–deformație, forță–deplasare și deformație–timp, completată de sinteza modurilor de cedare, **Error! Not a valid bookmark self-reference.** - Tabelul 5.3 arată că viteza de sollicitare controlează în principal „compresia” răspunsului în timp și intensitatea cu care se atinge vârful de sarcină, în timp ce arhitectura

compozitului (prezența stratului Coremat® Xi 3) și tipul de rășină influențează mai ales maniera de evoluție post-vârf și tipul mecanismelor dominante de cedare.

La 10 mm/min, răspunsul este cvasi-static și progresiv, iar mecanismele pot fi urmărite mai clar, în timp ce la viteze ≥ 200 mm/min solicitarea se desfășoară rapid, ordinea curbelor se păstrează și diferențele dintre 200–500–1000 mm/min reflectă intensitate diferită, și nu schimbare în natura procesului de cedare.

Compozitele fără Coremat Xi 3 (Q) tind să manifeste o cedare mai abruptă și delaminări mai extinse la viteze ridicate, în timp ce introducerea stratului Coremat Xi 3 (QM) favorizează redistribuirea sarcinii pe grosime și conduce, în multe cazuri, la o cedare mai graduală, cu mecanisme precum deformare localizată în stratul intermediar și fenomene de tip „fiber bridging”.

Tabelul 5.2 evidențiază în mod comparativ influența stratului Coremat Xi 3, prezentând pentru fiecare tip de rășină (epoxidică și poliesterică) diferențele dintre variantele fără Coremat (Q-g, Q-c) și cele cu Coremat Xi 3 (QM-g, QM-c), la aceleași viteze de testare.

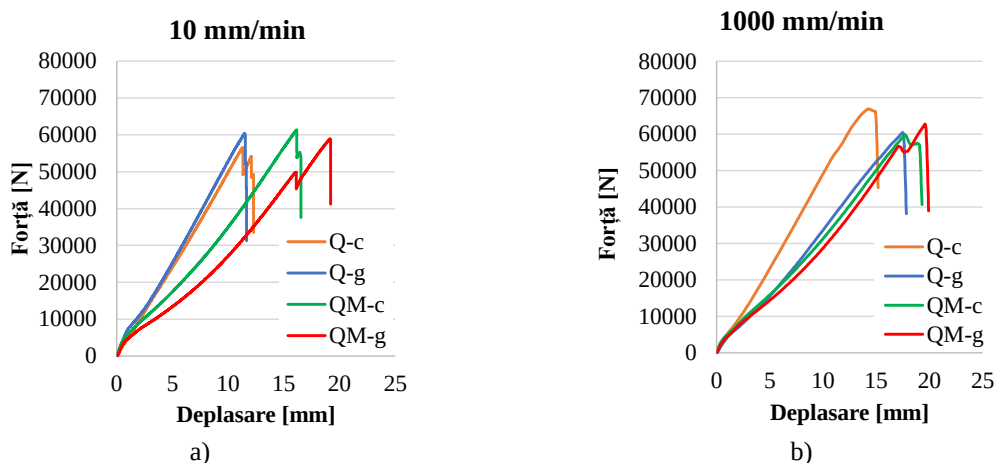


Figura 5.20 Curbe reprezentative ale relației forță – deplasare, la sollicitarea de tracțiune, pentru compozitele proiectate

Tabelul 5.3 reformulează aceeași informație din perspectiva fiecărui compozit, urmărind modul în care creșterea vitezei de testare (10–1000 mm/min) schimbă sau intensifică mecanismele dominante de cedare și gradul de progresivitate al distrugerii. Această sinteză tabulară explică diferențele observate pe curbe și oferă o bază clară pentru discuțiile ulterioare privind rezistența, deformabilitatea și energia la rupere, în funcție de arhitectură și regimul de sollicitare.

În concluzie, analiza curbelor forță–timp, tensiune–deformație, forță–deplasare și deformație–timp, completată de sinteza modurilor de cedare, **Error! Not a valid bookmark self-reference.** - Tabelul 5.3 arată că viteza de sollicitare controlează în principal „compresia” răspunsului în timp și intensitatea cu care se atinge vârful de sarcină, în timp ce arhitectura compozitului (prezența stratului Coremat® Xi 3) și tipul de rășină influențează mai ales maniera de evoluție post-vârf și tipul mecanismelor dominante de cedare.

La 10 mm/min, răspunsul este cvasi-static și progresiv, iar mecanismele pot fi urmărite mai clar, în timp ce la viteze ≥ 200 mm/min solicitarea se desfășoară rapid, ordinea curbelor se

păstrează și diferențele dintre 200–500–1000 mm/min reflectă intensitate diferită, și nu schimbare în natura procesului de cedare.

Compozitele fără Coremat Xi 3 (Q) tind să manifeste o cedare mai abruptă și delaminări mai extinse la viteze ridicate, în timp ce introducerea stratului Coremat Xi 3 (QM) favorizează redistribuirea sarcinii pe grosime și conduce, în multe cazuri, la o cedare mai graduală, cu mecanisme precum deformare localizată în stratul intermediar și fenomene de tip „fiber bridging”.

Tabelul 5.2 Moduri de cedare – Influența stratului Coremat® Xi 3

Compozit (Rășină)	Viteza de testare [mm/min]	Fără strat Coremat (Q-g și Q-c)	Cu strat Coremat (QM-g / QM-c)
Epoxidică (g)	10	Smulgere controlată a fibrelor, calitate bună a rășinii	Smulgere a fibrelor combinată cu încovoiere în zona stratului Coremat
	200	Smulgere a fibrelor cu delaminare redusă	Deformare localizată în stratul Coremat
	500	Smulgere a fibrelor cu propagare controlată a fisurilor	Cedare mixtă: smulgere a fibrelor și fisurare interlaminară
	1000	Delaminări extinse între mai multe straturi	Delaminări mai ample între straturi; aspect diferit al probelor rupte; ruptură succesivă vizibilă a straturilor (a se vedea ultima fotografie din linia corespunzătoare QM-g).
Poliesterică (c)	10	Fragilitate pronunțată, fisuri curate	Cedare graduală, cu difuzia tensiunilor
	200	Smulgere a fibrelor cu debondare interfață fibră–matrice	Cedare ductilă, cu delaminare controlată
	500	Delaminare masivă, necontrolată	Propagare stratificată a fisurilor
	1000	Delaminare extinsă între straturi, fragmentare pronunțată a multor straturi, smulgere a fibrelor	Separare pe scară largă a straturilor, cedare graduală, fibre vizibil punte („fiber bridging”)

Tabelul 5.3. Moduri de cedare – Influența vitezei de testare asupra modului de cedare, pentru fiecare compozit

Compozit	10 mm/min	200 mm/min	500 mm/min	1000 mm/min
Q-g (epoxidic, fără Coremat Xi 3)	Smulgere controlată a fibrelor, rășină tenace, zone mici cu delaminare	Smulgere a fibrelor, delaminare moderată	Fisurare extensivă a matricei, apariția zonelor fragile	Fisuri extinse ale matricei, delaminări multiple, cedare fragilă cu rupere bruscă a fibrelor, în mai multe straturi
QM-g (epoxidic, cu Coremat Xi 3)	Smulgere a fibrelor, combinată cu încovoiere în zona stratului Coremat Xi 3	Deformare localizată în stratul intermediar	Delaminare extinsă, rupturi succesive ale fibrelor în diferite straturi, atât pe fața superioară, cât și pe cea inferioară a probei, în direcția solicitării	Cedare mixtă continuă, cu deteriorare mai dispersată în zona stratului Coremat Xi 3

Compozit	10 mm/min	200 mm/min	500 mm/min	1000 mm/min
Q-c (poliesteric, fără Coremat Xi 3)	Rupere fragilă, fisuri curate	Smulgere a fibrelor, combinată cu dezlipirea interfețelor fibră- matrice	-	Fragmentare severă, fragilitate ridicată, cedare abruptă
QM-c (poliesteric, cu Coremat Xi 3)	Cedare graduală, disipare eficientă a energiei	Delaminare controlată, smulgere parțială a fibrelor	-	Absorbție energetică vizibilă, fisuri stratificate cu fibre punte („fiber bridging”)

În acest context, rășina epoxidică (-g) prezintă, în general, un răspuns mai coerent până la vârf, în timp ce rășina poliesterică (-c) tinde către un comportament mai fragil la solicitări rapide, prin fisurare mai curată și fragmentare pronunțată.

Având în vedere aceste observații, în continuare este analizată separat influența vitezei de testare asupra parametrilor mecanici și asupra evoluției răspunsului la solicitare.

5.3.2.2 Influența vitezei de testare la tracțiune

Figura 5.21 este importantă pentru capitolul de tracțiune al tezei și, într-adevăr, are cea mai mare relevanță de proiectare. În aceasta sunt prezentate curbele tensiune-deformație, obținute în urma testelor de tracțiune pentru materialele analizate, la diferite viteze de testare. Această figură este de importanță majoră, deoarece permite identificarea domeniului inițial cu comportare aproape liniar-elastică, din care se determină modulul de elasticitate aparent al compozitelor investigate.

În porțiunea inițială a curbelor, tensiunea crește aproximativ proporțional cu deformația, indicând un răspuns elastic al structurii compozite la nivel macro. Panta acestei regiuni reprezintă modulul de elasticitate aparent, care integrează contribuțiile tuturor straturilor și ale interfețelor și este direct relevant pentru dimensionarea structurilor în zona sigură de exploatare, unde nu sunt activate cedări semnificative.

Forma curbelor arată că, deși viteza de testare influențează evoluția ulterioară până la cedare, zona inițială elastică este relativ stabilă, iar diferențele dintre pantele corespunzătoare vitezelor de 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min sunt moderate. Această observație susține ideea că modulul de elasticitate aparent poate fi utilizat ca parametru robust de proiectare, valabil pe un interval mai larg de viteze de solicitare la tracțiune, cu aplicarea unui coeficient de siguranță adecvat.

În cazul vitezei de testare de 10 mm/min, panta inițială este mai mică, reflectând un regim cvasi-static în care efectele de acomodare structurală și redistribuire a solicitării sunt mai pronunțate. Totuși, pentru aplicații ingineresti în care solicitările pot fi aplicate mai rapid, valorile modulului, determinate la viteze medii și ridicate de testare, sunt mai reprezentative pentru comportarea în exploatare. Valorile modulului de elasticitate aparent, extrase din această figură, sunt sintetizate ulterior în graficele cu bare, ceea ce permite o comparație directă între

arhitecturile compozitelor elaborate. Astfel, Figura 5.21a-d constituie baza experimentală pentru definirea domeniului elastic sigur, utilizabil în proiectare, înainte de inițierea cedărilor care conduc la neliniaritate și, ulterior, la cedare (rupere).

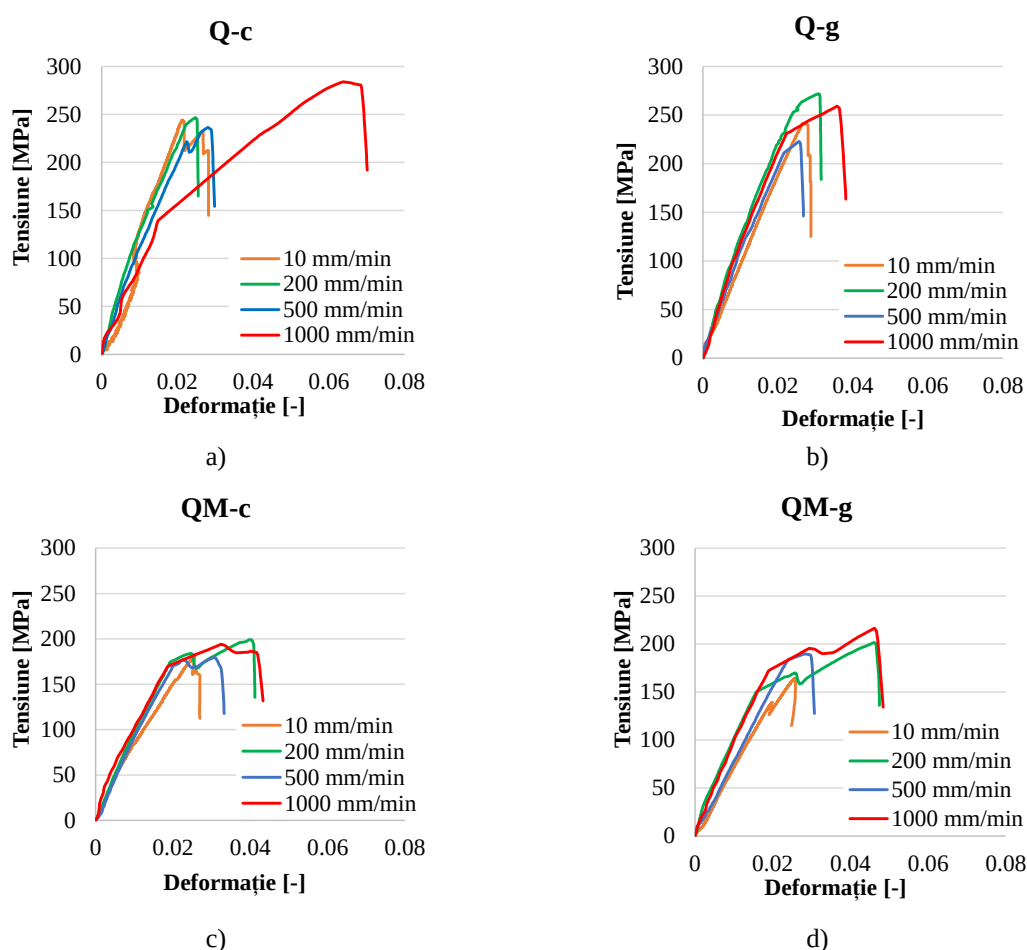


Figura 5.21 Curbe reprezentative ale relației tensiune – deformație, la solicitarea de tracțiune, la diferite viteze de testare

Curbele forță–deplasare (Figura 5.22) sunt relevante pentru comportarea mecanică a compozitelor deoarece aria de sub curbă reprezintă lucrul mecanic efectuat de mașină asupra specimenului (energie mecanică), iar forma curbelor arată dacă acest lucru este „consumat” progresiv sau concentrat într-un interval îngust de deplasare.

La viteze mici, curbele tind să fie mai „așezate”, în timp ce la viteze mari apare o tendință către cedări mai abrupte (în special pentru materialele fără Coremat și pentru matricea poliestică). Pentru materialele cu Coremat, forma curbelor sugerează o disipare mai distribuită (mai ales vizibilă când se corelează cu energia la rupere).

O observație utilă pentru aplicabilitatea acestor compozite este existența unei porțiuni inițiale relativ „regulate” (aproape liniară), care poate fi folosită ca zonă de calibrare/validare a măsurării (inclusiv pentru verificări in-situ). Pe măsură ce se apropie de deformația maximă, curbele devin mai neliniare, reflectând acumularea cedărilor și redistribuirea solicitării până la rupere.

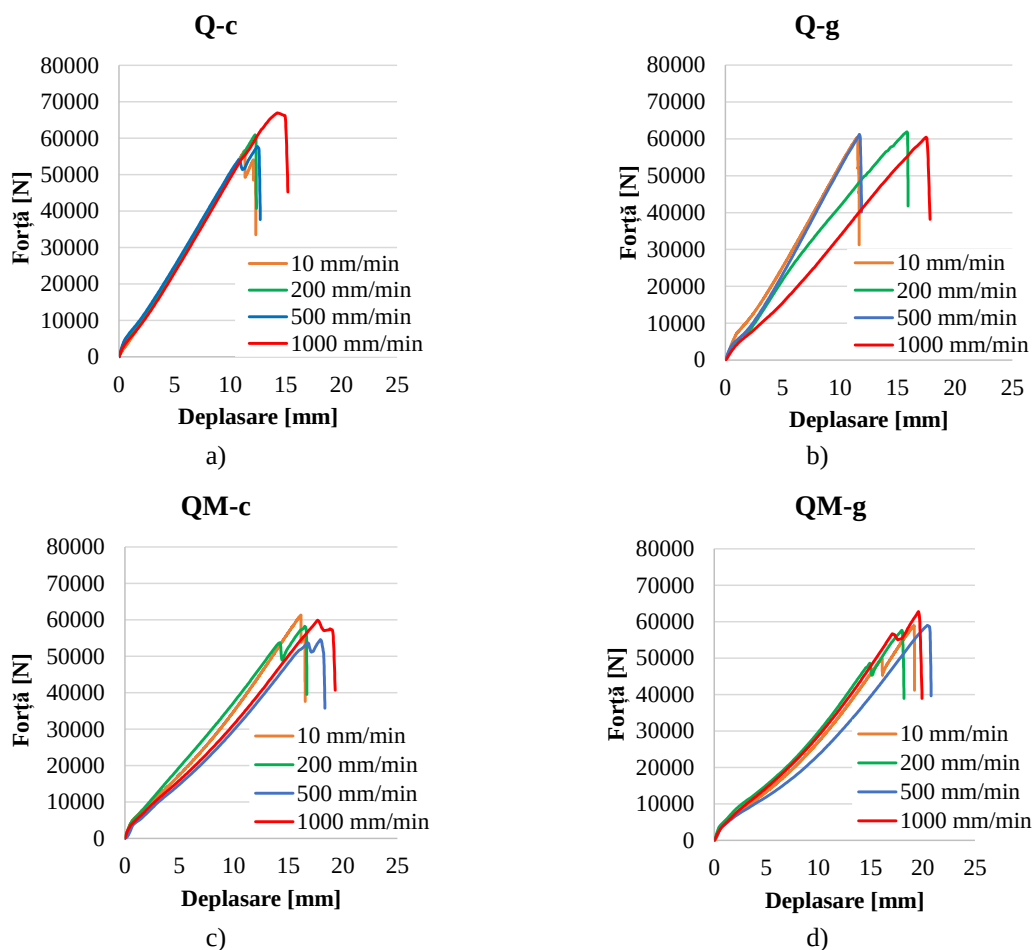


Figura 5.22 Curbe reprezentative forță-deplasare, la solicitarea de tracțiune, la diferite viteze de testare

5.3.3 Concluzii asupra rezultatelor experimentale la tracțiune

Din graficele de sinteză pentru rezistența la tracțiune ($\sigma_{\max}$) vs viteza de testare (Figura 5.23) se observă că dependența de viteza de testare nu este similară pentru toate materialele. Pentru Q-c și Q-g (compozite fără Coremat Xi 3), variațiile sunt moderate și pot indica o sensibilitate limitată la viteza de testare. În schimb, pentru materialele cu Coremat Xi 3, nivelul rezistenței este semnificativ mai mic (în special pentru QM-g), ceea ce sugerează că stratul intermediar introduce o „zonă” care favorizează redistribuirea solicitării, dar penalizează rezistența maximă la tracțiune, comparativ cu laminatul fără Coremat Xi 3. Figura 5.24 -

Figura 5.25 prezintă deformația la rupere și energia la rupere: rolul stratului de mat în creșterea „toleranței” la cedare.

Graficele pentru deformația și energia la $F_{\max}$ sunt foarte valoroase pentru un studiu de cercetare, deoarece arată explicit că materialele cu strat de mat, deși pot avea rezistență mai mică, tind să manifeste un răspuns mai „tolerant” (deformații mai mari și/sau energie mai mare până la $F_{\max}$, în funcție de material și viteza de solicitare). În special, creșterea energiei absorbite până la $F_{\max}$ cu viteza de testare la tracțiune indică faptul că, în regimuri mai rapide de solicitare, eșantionul poate „consuma” mai multă energie până la cedare, ceea ce este important în aplicații unde solicitările nu sunt cvasi-statice și riscul de solicitări la viteze mai mari este mai ridicat. Diferențele reduse între răspunsurile la viteze de testare medii și ridicate

sugerează o stabilitate a comportării la tracțiune, favorabilă proiectării pe intervale largi de viteză de solicitare, cu un coeficient adecvat de siguranță.

Figura 5.26 permite discutarea compromisului de proiectare: rezistență maximă vs deformabilitate/energie la rupere, respectiv diferențierea clară între efectul stratului Coremat Xi 3 și efectul tipului de rășină. Deci, alegerea materialului depinde de criteriul de proiectare: dacă prioritatea este rezistența maximă, configurațiile fără Coremat Xi 3 sunt avantajoase; dacă prioritatea este un răspuns mai progresiv (energie/deformație), materialele cu Coremat Xi 3 pot deveni preferabile.

Rezultatele obținute în urma testelor de tracțiune evidențiază faptul că răspunsul mecanic al materialelor compozite analizate este controlat de o combinație între arhitectura laminatului, tipul de matrice polimerică și viteza de testare. Analiza comparativă a curbelor caracteristice și a parametrilor permite formularea unor concluzii clare, relevante pentru proiectare și corelare cu comportarea la alte solicitări (aici impact și încovoiere).

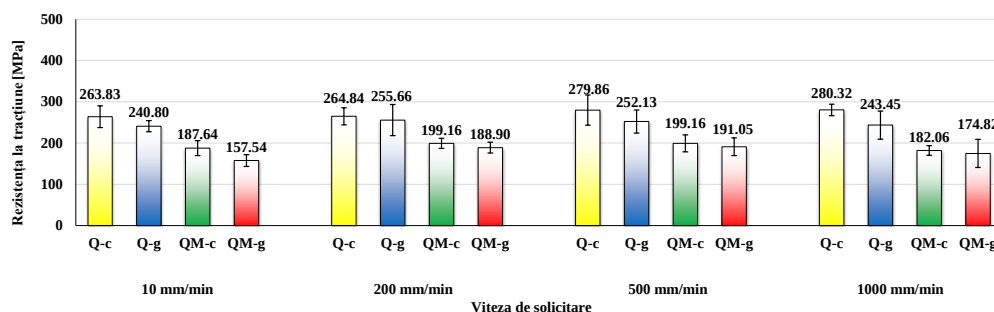


Figura 5.23 Rezistența la tracțiune (σ_{max}) – valori medii din 5 solicitări și deviația standard – pentru compozitele: (a) Q-c; (b) Q-g; (c) QM-c; (d) QM-g.

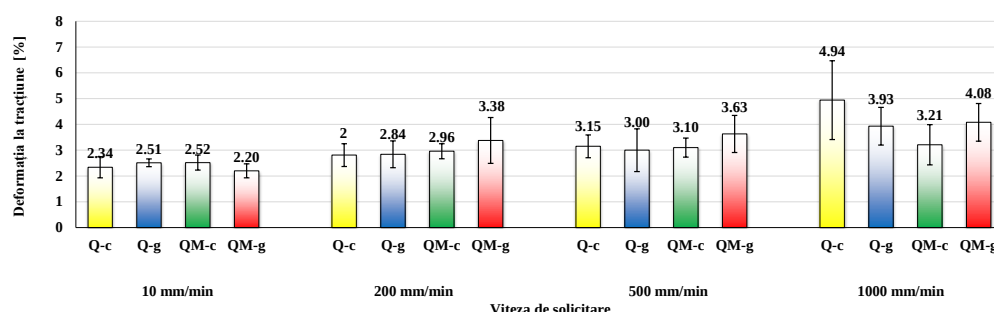


Figura 5.24 Deformația la rupere la tracțiune (ϵ_r) – valori medii din 5 solicitări și deviația standard – pentru compozitele: (a) Q-c; (b) Q-g; (c) QM-c; (d) QM-g

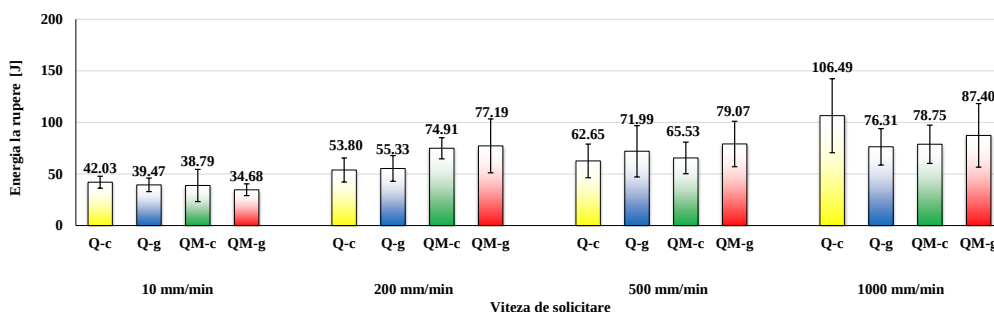


Figura 5.25 Energia la rupere la tracțiune – valori medii din 5 solicitări și deviația standard – pentru compozitele: (a) Q-c; (b) Q-g; (c) QM-c; (d) QM-g

Materialele fără strat de Coremat Xi 3 (Q) prezintă, în general, valori mai ridicate ale rezistenței maxime la tracțiune și un răspuns mai concentrat, caracterizat printr-o evoluție relativ abruptă până la cedare. Domeniul elastic inițial este bine definit, iar modulul de elasticitate aparent rezultat este mare, ceea ce face aceste configurații adecvate pentru aplicații în care criteriul principal de proiectare este rigiditatea și capacitatea portantă maximă.

Introducerea stratului de Coremat Xi 3 (materialele QM) modifică semnificativ comportarea la tracțiune. Deși rezistența maximă este, în general, mai redusă comparativ cu materialele fără mat, Q, răspunsul devine mai progresiv, cu deformații mai mari până la cedare și o capacitate crescută de absorbție a energiei mecanice până la $F_{\max}$.

Tipul de matrice polimerică influențează atât nivelul parametrilor mecanici, cât și modul de evoluție până la cedare. Compozitele cu rășină epoxidică (-g) prezintă un răspuns mai stabil și mai coerent, caracterizat printr-un modul de elasticitate aparent mai ridicat și printr-o evoluție mai controlată a tensiunii și deformației. Cedarea are loc, în general, într-un mod mai previzibil, cu o bună transferare a sollicitării către armătură.

Materialele cu rășină poliesterică (-c) manifestă o sensibilitate mai mare la condițiile de sollicitare, în special la viteze mari de testare, unde apar cedări mai abrupte și un caracter mai fragil al rupei. Totuși, în combinație cu stratul Coremat Xi 3, aceste materiale pot dezvolta un răspuns mai tolerant, cu disipare energetică îmbunătățită, ceea ce sugerează că efectul matricei poate fi parțial compensat prin arhitectura compozitului.

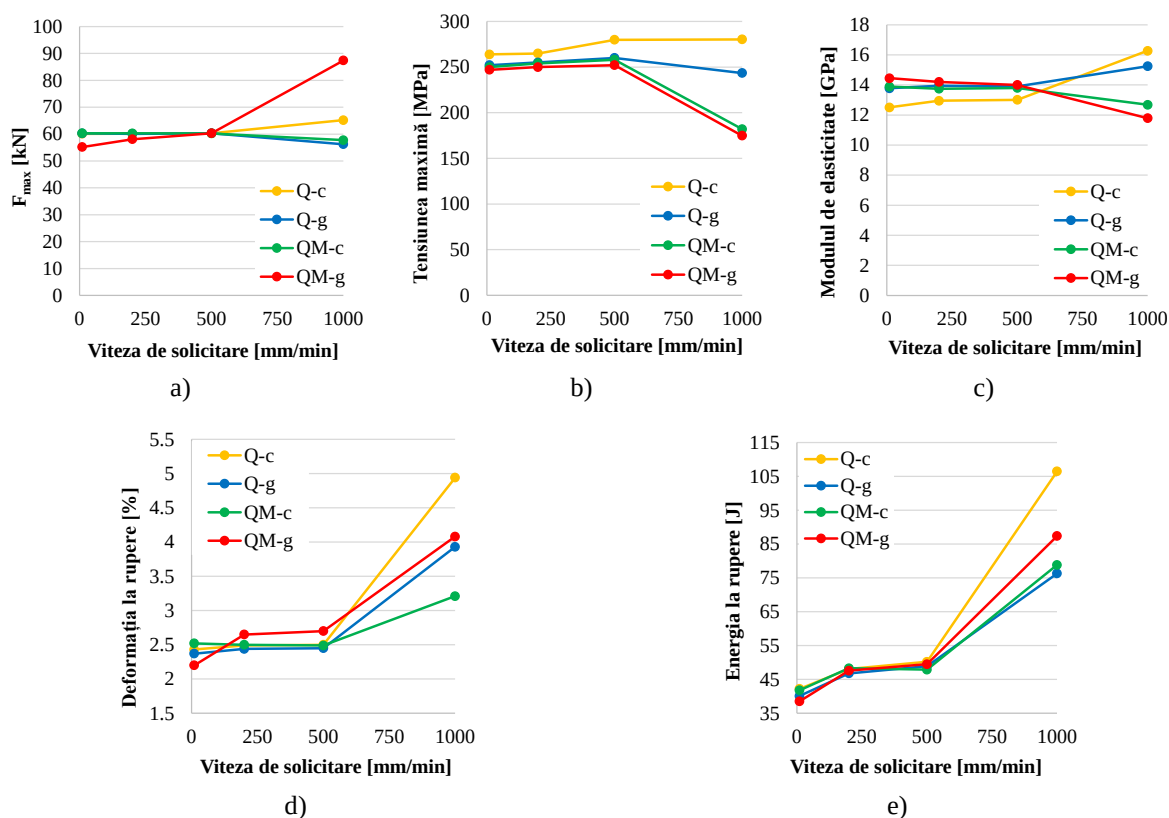


Figura 5.26 O sinteză a rezultatelor experimentale, pe baza valorilor medii ale caracteristicilor determinate din teste de tracțiune

Viteza de testare (pe intervalul 10 mm/min → 1000 mm/min) are un efect semnificativ asupra modului de cedare. La viteze mici de testare (10 mm/min), răspunsul este cvasi-static, cu pante mai mici ale curbelor forță–timp și cu o evoluție mai lentă până la cedare. Pe măsură ce viteza de testare crește, procesul de solicitare se comprimă în intervale de timp mai scurte, iar pantele curbelor cresc semnificativ.

Un aspect important evidențiat de rezultate este faptul că diferențele dintre răspunsurile corespunzătoare vitezelor de 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min sunt relativ mici din punct de vedere calitativ, în special în zona inițială elastică. Acest comportament indică o robustețe a răspunsului la tracțiune pentru un interval larg de viteze de solicitare și permite utilizarea unui modul de elasticitate reprezentativ în proiectare, cu aplicarea unui coeficient de siguranță adecvat, fără a fi necesară investigarea exhaustivă a tuturor vitezelor intermediare.

În ansamblu, rezultatele arată că materialele fără Coremat Xi 3 sunt avantajoase atunci când criteriul principal este rezistența maximă și rigiditatea, în timp ce materialele cu Coremat Xi 3 oferă un compromis favorabil între rezistență și toleranță la cedare, cu o capacitate sporită de absorbție a energiei.

Materialele cu rășină epoxidică prezintă un comportament mai stabil și mai predictibil, în timp ce materialele cu rășină poliesterică sunt mai sensibile la condițiile de solicitare, dar pot beneficia de îmbunătățiri prin optimizarea arhitecturii compozite. Influența vitezei de testare confirmă faptul că parametrii elastici pot fi utilizați în proiectare pe un domeniu larg de solicitare, consolidând relevanța practică a rezultatelor obținute.

Modulul de elasticitate determinat din zona inițială (aproape liniară) a curbelor tensiune–deformație definește domeniul de exploatare sigur, elastic la nivel macro, și poate fi utilizat în proiectare pentru un interval larg de viteze de solicitare.

5.4 Comportarea compozitelor elaborate testate la încovoiere în trei puncte

5.4.1 Parametrii testului de încovoiere în trei puncte

În acest subcapitol sunt definiți parametrii utilizați pentru caracterizarea răspunsului la încovoiere în trei puncte, în acord cu cadrul standardizat de solicitare și cu tipurile de reprezentări grafice incluse în analiză. Parametrii sunt extrași fie direct din măsurători (forța și deplasarea), fie calculați pe baza acestora și a geometriei epruvetei (tensiunea, deformația și modulul la încovoiere), astfel încât comparațiile între arhitecturi și între viteze de testare să fie realizate pe baze consistente. În plus, utilizarea reprezentărilor de tip forță–timp și tensiune–timp permite discutarea influenței vitezei de testare, iar curbele forță–deplasare și tensiune–deformație susțin interpretarea rigidității inițiale și a progresiei cedării în regim de încovoiere [163], [89], [17], [31].

- Forța și parametrii asociați

Forța, F, este mărimea măsurată direct de mașina de încercări și este utilizată în reprezentările **forță–timp** și **forță–deplasare**. Curbele forță–timp sunt utile pentru a urmări „compresia” procesului de încovoiere în timp odată cu creșterea vitezei de testare, iar curbele forță–deplasare sunt relevante pentru rigiditatea inițială (panta inițială) și pentru evaluarea deformabilității până la vârful (maximul) forței.

Forța maximă, $F_{\max}$, reprezintă valoarea de vârf a forței, atinsă în timpul testului, și este utilizată ca parametru sintetic de comparație între arhitecturile Q și QM și între cele două tipuri de matrice. În interpretarea compozitelor stratificate, $F_{\max}$ marchează, de regulă, apropierea de inițierea deteriorării macroscopice (fisurare în matrice, decoeziune la interfață, inițiere delaminare), chiar dacă degradarea poate continua progresiv în zona post-vârf.

- Deplasarea și parametrii asociați

Deplasarea, d , este urmărită în curbele **forță–deplasare** și este necesară pentru caracterizarea rigidității inițiale (prin panta inițială a curbei) și a capacității de deformare în regim de încovoiere. La compozite, deplasarea oferă un indicator robust al comportării globale, deoarece include atât contribuția straturilor exterioare, cât și efectele de forfecare și delaminare care devin relevante pe măsură ce răspunsul materialului devine neliniar.

Deplasarea corespunzătoare lui $F_{\max}$, $d(F_{\max})$, este deplasarea la care se atinge forța maximă și este utilă pentru a diferenția materialele „rigide” ($F_{\max}$ la deplasări mici) de cele „tolerante” ($F_{\max}$ la deplasări mai mari).

Deplasarea maximă $d_{\max}$, caracterizează deformabilitatea globală până la pierderea capacității portante sau până la criteriul de oprire al testului.

- Tensiunea la încovoiere și parametrii asociați

Tensiunea la încovoiere, σ_f , este o mărime derivată, calculată conform standardului ISO 14125:1998 [394] din forța măsurată și geometria epruvetei, pentru a asigura comparabilitatea între probe cu grosimi ușor diferite. În această teză, σ_f este urmărită în reprezentările tensiune–timp și în curbele tensiune–deformație, ceea ce permite atât interpretarea efectului vitezei de testare, cât și compararea răspunsului mecanic până la cedare.

Tensiunea maximă la încovoiere, $\sigma_{\max}$, este tensiunea asociată forței $F_{\max}$ și este utilizată ca indicator de rezistență la încovoiere. În cazul compozitelor stratificate, $\sigma_{\max}$ trebuie interpretată împreună cu forma curbei (netezime/oscilații, scădere post-vârf), deoarece cedarea poate fi progresivă, prin degradări interlaminare și cedarea succesivă a straturilor.

- Deformația la încovoiere și parametrii asociați

Deformația la încovoiere, ϵ_f , este determinată pe baza relațiilor standard (în funcție de deplasare, deschiderea dintre reazeme și grosime) și este utilizată în curbele **tensiune–deformație**. Această reprezentare este importantă deoarece evidențiază domeniul inițial aproape liniar (util pentru determinarea modulusului) și abaterea de la linearitate, asociată inițierii deteriorării.

Deformația maximă, $\epsilon_{\max}$ (sau deformația la $\sigma_{\max}$) este un indicator al „toleranței” la deformare în regim de încovoiere. Comparativ, materiale care ating $\sigma_{\max}$ la ϵ mici, sunt mai rigide, în timp ce materiale care ating $\sigma_{\max}$ la ϵ mai mari, tind să manifeste un răspuns mai progresiv, important în aplicații unde apar deformări la încovoiere semnificative.

- Modulul la încovoiere

Modulul la încovoiere, E_f , se determină din panta porțiunii inițiale a curbei (în domeniul considerat liniar), folosind relațiile standard. Acest parametru cuantifică rigiditatea inițială la încovoiere și este, de regulă, cel mai relevant pentru proiectare, deoarece descrie domeniul stabil și reproductibil, înainte de activarea deteriorărilor semnificative.

În analiza comparativă, E_f este util pentru a evidenția efectul arhitecturii prin grosime (Q vs. QM) și contribuția straturilor exterioare, care sunt cele mai solicitate la încovoiere datorită gradientului de tensiune pe grosime.

Parametrii temporali

Timpul până la atingerea lui F_{max} , $t(F_{max})$, se identifică din curbele **forță–timp** și este relevant în analiza influenței vitezei de testare. Parametrul arată cât de repede se ajunge la vârful de sarcină și, împreună cu forma curbei, poate indica dacă răspunsul devine mai „concentrat” (vârf abrupt) sau mai „distribuit” (creștere progresivă).

În cazul încovoierii, o parte dintre parametrii de interes vor fi ilustrați printr-un grafic demonstrativ (Figura 5.27). Această reprezentare facilitează identificarea clară a parametrilor mecanici și susține o analiză comparativă riguroasă, oferind un cadru unitar pentru interpretarea rezultatelor obținute la testele de încovoiere.

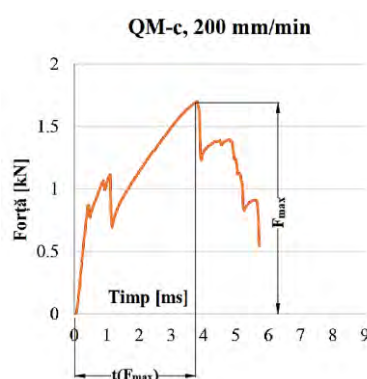


Figura 5.27 Parametrii caracteristici testului de încovoiere în trei puncte

5.4.2 Rezultatele experimentale ale compozitelor la teste de încovoiere în trei puncte

5.4.2.1 Influența arhitecturii compozitului

Figura 5.28 prezintă relația forță – timp (prin curbe reprezentative) pentru cele patru materiale supuse testului de încovoiere în trei puncte, permițând o evaluare directă a influenței arhitecturii laminate. La aceeași viteză de testare, materialele fără strat de mat se disting prin niveluri mai ridicate ale forței maxime, dar și printr-un răspuns mai concentrat în timp. Materialele cu strat de mat au înregistrat forțe maxime mai reduse, însă curbe mai late și mai netede, indicând o distribuție mai bună a solicitării și o reducere a caracterului fragil al răspunsului la încovoiere. Diferența dintre compozitele fără strat de mat intermediar, Q, și cele cu strat de mat, QM, este evidentă pentru fiecare viteză de testare.

Figura 5.29 prezintă aspecte tipice ale cedării pentru fiecare compozit testat la încovoiere în trei puncte, pentru viteza de solicitare minimă și maximă (10 mm/min și 1000 mm/min).

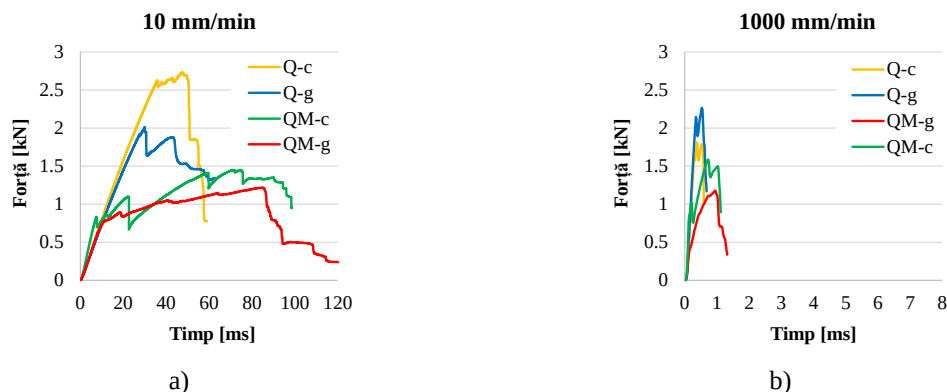


Figura 5.28 Curbe reprezentative ale evoluției forței în timp, la solictarea de încovoiere în trei puncte, pentru compozitele proiectate

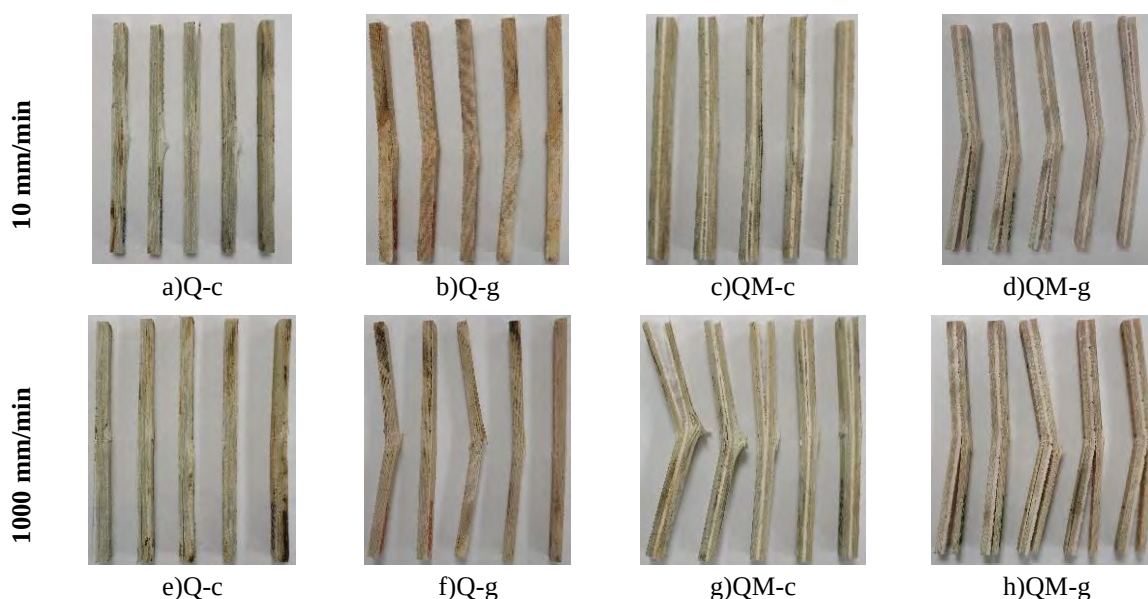


Figura 5.29 Eșantioane solicitate la încovoiere, la vitezele de testare de 10 mm/min (a, b, c și d) și 1000 mm/min (e, f, g, h) – vedere din lateral

Figura 5.30 prezintă diagramele tensiune de încovoiere–timp, confirmând observațiile din Figura 5.28, cu alte cuvinte, la aceeași viteză de testare, materialele fără mat dezvoltă tensiuni mai mari într-un timp mai scurt, în timp ce materialele cu mat manifestă o creștere mai lentă și mai controlată a tensiunii.

Ordinea curbelor rămâne aceeași pentru toate vitezele, ceea ce indică faptul că mecanismele macroscopice de solictare sunt similare, diferențele fiind date de intensitatea răspunsului, nu de apariția unor procese noi. Rolul stratului de mat este astfel confirmat ca fiind predominant mecanic, prin redistribuirea solictării.

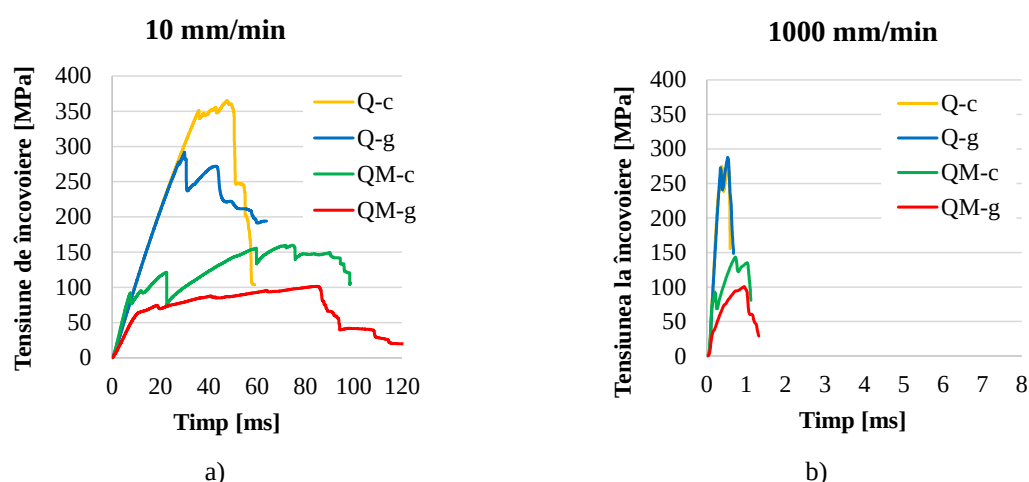


Figura 5.30 Curbe reprezentative ale evoluției tensiunii în timp, la solictarea de încovoiere în trei puncte, pentru compozitele proiectate

În Figura 5.31, relația forță–deplasare, diferența dintre compozitele cu și fără strat de mat fiind deosebit de clară.

Materialele fără mat prezintă curbe mai rigide, cu pante mari și deplasări pentru $F_{\max}$ mai reduse, în timp ce materialele cu mat ating deplasări mai mari la niveluri de forță mai mici. Această diferență indică un răspuns structural mai flexibil și mai tolerant pentru compozitele cu strat de mat intermediar, QM, confirmând faptul că acesta contribuie la creșterea capacității de deformare și la reducerea riscului de cedare bruscă la încovoiere.

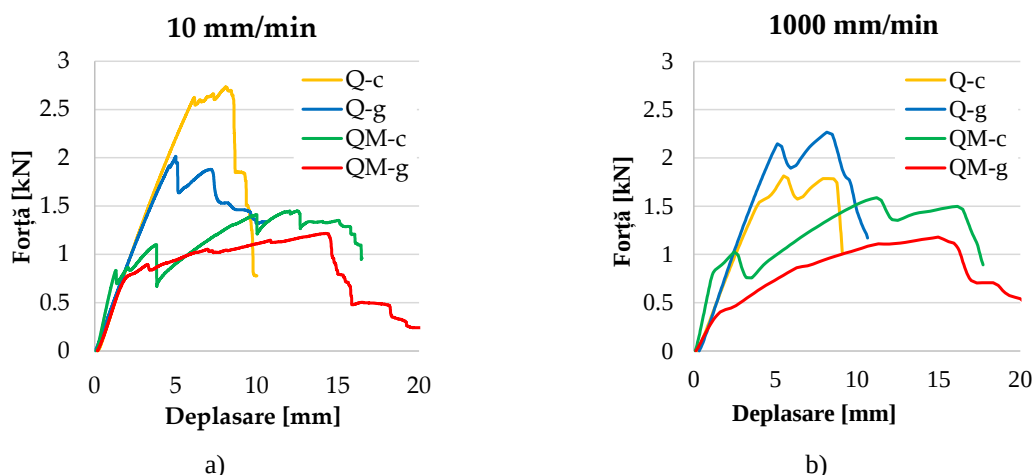


Figura 5.31 Curbe reprezentative ale relației forță – deplasare, la solictarea de încovoiere în trei puncte, pentru compozitele proiectate

Figura 5.32 prezintă graficele tensiune de încovoiere–deformație, evidențiază explicit diferențele dintre arhitecturile laminate în termenii deformației.

Materialele fără mat ating valori ridicate ale tensiunii la deformații relativ mici, ceea ce indică un comportament mai rigid, dar mai puțin tolerant la solictare. În contrast, materialele cu strat de mat dezvoltă deformații mai mari înainte de cedare, chiar dacă tensiunea maximă este mai redusă. Această evoluție confirmă faptul că stratul de mat modifică fundamental raportul rigiditate–deformabilitate, favorizând un comportament mai sigur și mai progresiv în aplicații unde încovoierea este dominantă.

Totuși, existența unei zone liniare mult mai scurte, urmată de un platou zimțat, nu este favorabilă unor caracteristici de proiectare robustă. Zona liniară depinde de matrice, fiind mult mai scurtă pentru compozitul QM-g, ceea ce nu recomandă acest compozit la solicitări de încovoiere. Pentru compozitul QM-c, zona liniară este până la 70...80 MPa, mult mai puțin decât pentru compozitele fără mat care ating 250 MPa pe zona liniară.

Concluzionând, analiza curbelor caracteristice obținute în urma testelor de încovoiere evidențiază existența a trei etape distincte în evoluția forței și a tensiunilor, comune tuturor materialelor investigate, dar cu diferențe clare între compozitele cu strat de mat și cele fără strat de mat.

Prima etapă este caracterizată printr-o dependență aproape liniară între forță (sau tensiune) și timpul sau deplasarea aplicată. Această zonă corespunde unui răspuns elastic la nivel macro și este direct relevantă pentru proiectare, deoarece permite definirea unui domeniu sigur de exploatare, în care nu sunt activate cedări semnificative. Din comparația materialelor se observă că, pentru compozitele cu strat de mat, această etapă liniară este mai scurtă decât în cazul compozitelor fără mat. Acest comportament indică o rigiditate inițială mai redusă și o acomodare mai rapidă a structurii la solicitarea de încovoiere, ca efect al redistribuirii solicitării în grosimea laminatului. În schimb, materialele fără mat prezintă o zonă liniară mai extinsă, asociată unui răspuns mai rigid și mai concentrat.

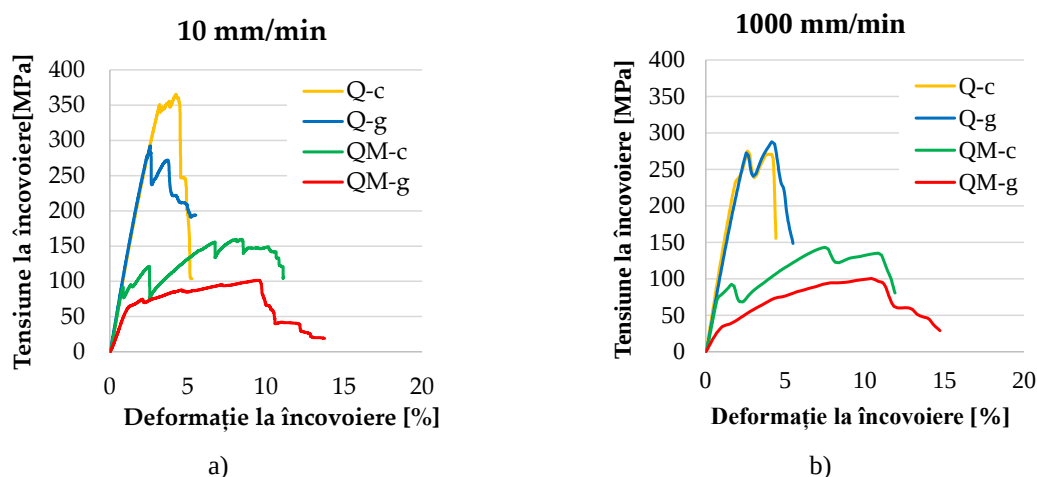


Figura 5.32 Curbe reprezentative ale relației tensiune – deformație, la solictarea de încovoiere în trei puncte, pentru compozitele proiectate

A doua etapă corespunde domeniului nelinier, în care forța sau tensiunea continuă să crească, dar cu pante variabile, până la atingerea valorilor maxime. În această zonă, răspunsul structural este controlat de redistribuirea solicitării între straturi și de inițierea cedărilor progresive, care conduc la abaterea de la comportarea liniară.

Diferențele pentru tensiunea maximă dintre materialele cu și fără mat sunt evidente în această etapă. Valorilor maxime atinse fiind mult mai mari pentru materialele fără mat, între 250-300 MPa, în timp ce materialele cu mat ating cel mult 100-150 MPa.

Ultima etapă este caracterizată de cedare intensă și progresivă, evidențiată prin apariția unor praguri, oscilații sau „dinți de fierăstrău” în evoluția forței sau tensiunilor. Această zonă reflectă un proces complex de cedare structurală, în care răspunsul devine puternic nelinier și instabil. Un aspect important este faptul că această etapă finală nu este predictibilă în mod

robust, chiar și în condițiile în care parametrii de calitate ai compozitelor (masa, fracția masică de fibră de sticlă, grosimea) sunt controlați și variază în intervale foarte înguste. Această sensibilitate ridicată indică faptul că, în regim de încovoiere, comportarea post-maxim este dominată de mecanisme locale și de redistribuiri rapide ale solicitării, și de aceea utilizarea acestei zone în proiectare nu este dorită.

În contextul aplicațiilor navale, rezultatele confirmă faptul că doar prima etapă, aproape liniară, poate fi utilizată în mod fiabil pentru dimensionare, în timp ce etapele neliniare și de cedare progresivă trebuie considerate exclusiv din perspectiva siguranței și a toleranței la cedare, nu ca domenii de exploatare predictibilă.

5.4.2.2 Influența vitezei de testare la încovoiere în trei puncte

Figura 5.33 prezintă curbe reprezentative forță – deplasare dedicată materialelor cu și fără strat de mat, evidențiază faptul că, indiferent de tipul de rășină, introducerea matului conduce la forme similare ale curbelor, caracterizate printr-o evoluție progresivă, cu zone liniare scurte (implicit cu valori mai mici) și o durată mai mare a procesului de solicitare.

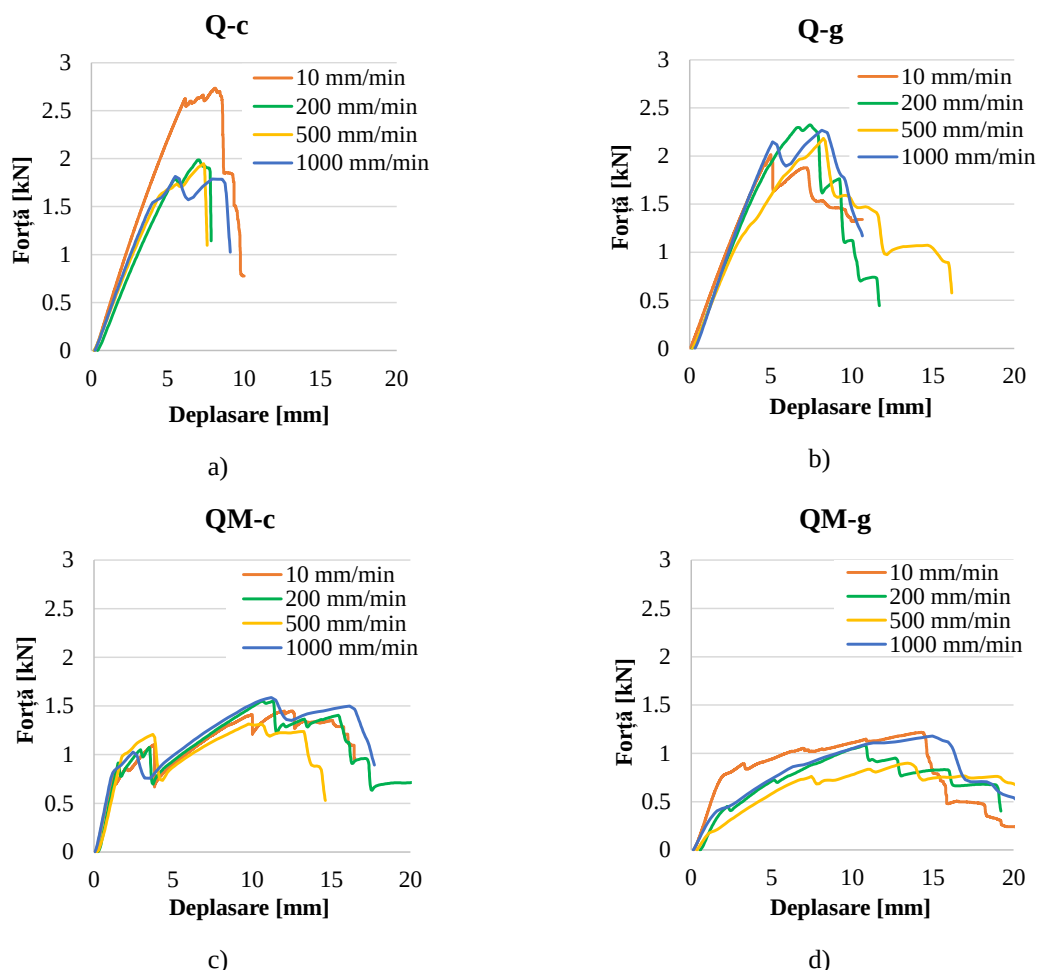


Figura 5.33 Curbe reprezentative ale relației forță – deplasare, la solicitarea de încovoiere în trei puncte, la diferite viteze de testare

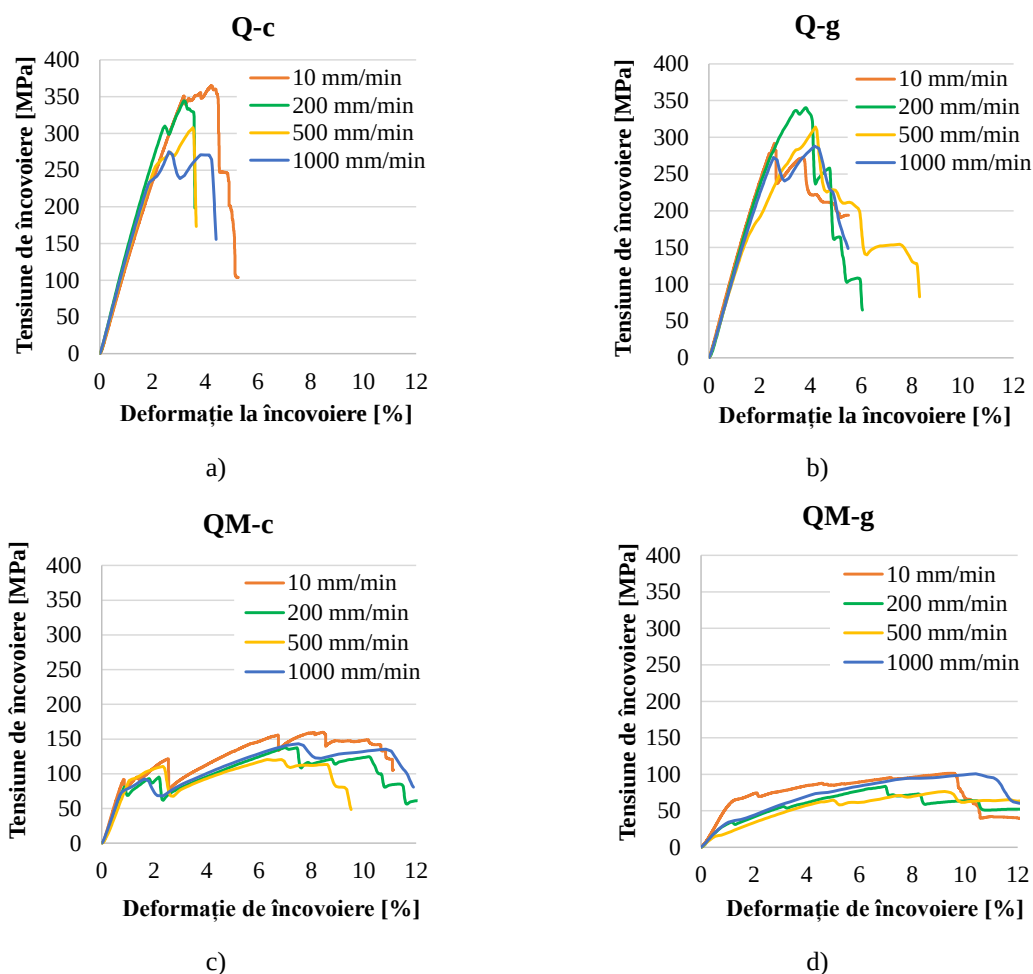


Figura 5.34 Curbe reprezentative ale relației tensiune – deformație, la solicitarea de încovoiere în trei puncte, la diferite viteze de testare

Diferențele dintre compozitele cu rășină poliesterică nesaturată și strat de mat, QM-c, și cele cu rășină epoxidică și strat de mat, QM-g, sunt mai degrabă de nivel al forței maxime, nu de formă a curbei.

Comparativ cu materialele fără mat, lipsesc vârfurile abrupte și scăderile rapide ale forței, ceea ce indică faptul că stratul de mat domină mecanismul de răspuns la încovoiere, estompând diferențele induse de tipul de matrice polimerică.

Curbele tensiune–deformație din Figura 5.34a-d evidențiază diferențe semnificative între materialele cu și fără strat de mat. Pentru materialele fără strat de mat, Q, curbele sunt mai abrupte, cu tensiuni mari atinse la deformații relativ mici. În cazul materialelor cu strat de mat, QM, forța este menținută pe un domeniu mai larg de deformație, asociată cu o capacitate mai bună de absorbție a energiei. Această evoluție confirmă faptul că stratul de mat favorizează un răspuns mai tolerant la încovoiere, cu disiparea progresivă a energiei mecanice.

5.4.3 Concluzii asupra rezultatelor experimentale la încovoiere

Ansamblul figurilor obținute pentru solicitarea de încovoiere arată că diferența majoră între compozitele cu și fără strat de mat nu constă doar în nivelul forțelor sau tensiunilor maxime, ci în forma curbelor și în modul de distribuție a solicitării. Materialele cu strat de mat

prezintă un răspuns mai progresiv, cu absorbție energetică diferită și o toleranță mai mare la încovoiere, în timp ce materialele fără mat sunt caracterizate prin rigiditate și capacitate portantă mai ridicate, dar cu un răspuns mai concentrat și mai abrupt.

Rezultatele obținute în urma încercărilor de încovoiere în trei puncte evidențiază diferențe semnificative între compozitele fără mat (Q-c și Q-g) și cele cu mat (QM-c și QM-g), atât în ceea ce privește proprietățile mecanice. Răspunsul structural al materialelor compozite este puternic influențat de arhitectura compozitului, în special de prezența stratului de mat, precum și de tipul de matrice polimerică. Spre deosebire de tracțiune, unde comportarea este dominată de solicitarea axială globală, încovoierea activează simultan mecanisme de solicitare diferite pe grosimea laminatului, ceea ce face ca rolul arhitecturii să fie mai pronunțat.

În primul rând, din punct de vedere al rezistenței la încovoiere, exprimată prin forța maximă (Figura 5.35) și tensiunea la rupere (Figura 5.36), compozitele fără mat prezintă valori superioare. Astfel, pentru compozitul Q-c, forța maximă variază între 1880 N și 2445 N, în timp ce pentru Q-g valorile sunt cuprinse între 2150 N și 2380 N. În contrast, compozitele cu mat înregistrează valori semnificativ mai reduse: între 1360 N și 1640 N pentru QM-c și între 920 N și 1200 N pentru QM-g. Aceeași tendință se regăsește și în cazul tensiunii la rupere, unde compozitele fără mat ating valori de 290–360 MPa, comparativ cu doar 125–140 MPa pentru QM-c și 70–110 MPa pentru QM-g. Acest comportament indică faptul că introducerea matului conduce la o scădere a eficienței structurale în preluarea sarcinilor de încovoiere, cel mai probabil din cauza orientării aleatorii a fibrelor scurte ale matului și a creșterii conținutului de matrice în mat.

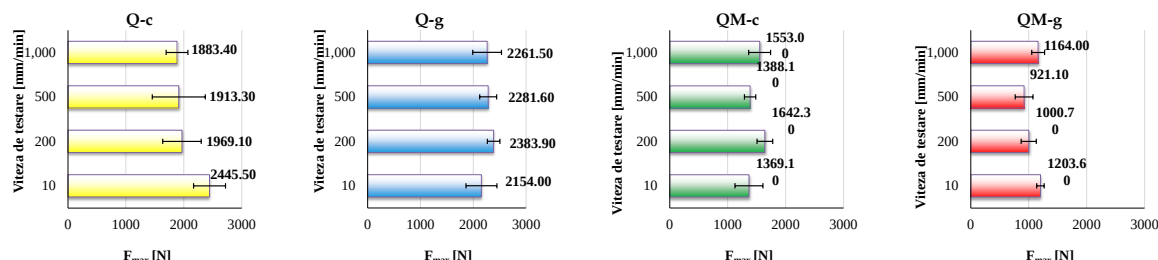


Figura 5.35 Valoarea medie și deviația standard pentru forța maximă înregistrată (F_{max}) pentru fiecare compozit și fiecare viteză de testare (5 teste pentru un compozit și o viteză de testare)

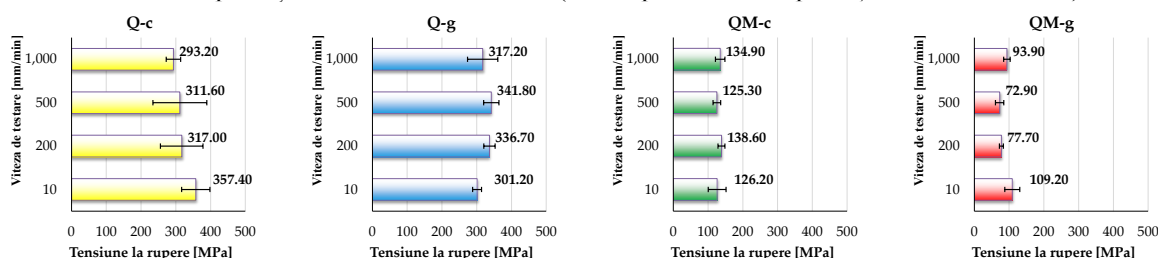


Figura 5.36 Valoarea medie și deviația standard pentru tensiunea la rupere (sau tensiunea maximă înregistrată), pentru fiecare compozit și fiecare viteză de testare (5 teste pentru un compozit și o viteză de testare)

În ceea ce privește rigiditatea, evaluată prin modulul de elasticitate la încovoiere (Figura 5.37), compozitele Q-c și Q-g prezintă valori apropiate, situate în intervalul 12–13 GPa. Pentru QM-c se observă o ușoară reducere, valorile fiind de aproximativ 10–11 GPa, în timp ce pentru QM-g modulul scade semnificativ, ajungând la valori cuprinse între 3 GPa și 6 GPa. Această

diferență accentuată sugerează o influență puternică a arhitecturii interne asupra rigidității, în special în cazul compozitului QM-g, unde contribuția fibrelor de mat la rigidizarea structurii este mult diminuată.

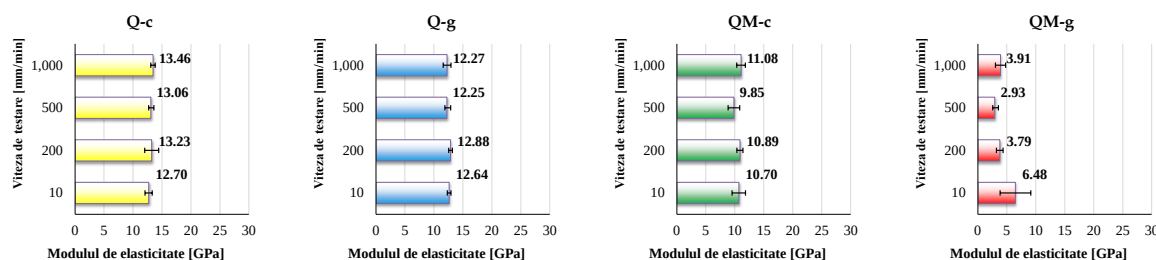


Figura 5.37 Valoarea medie și deviația standard pentru modulul de elasticitate, pentru pentru fiecare compozit și fiecare viteză de testare (5 teste pentru un compozit și o viteză de testare)

Un comportament opus este observat în cazul deformației la rupere (considerată pentru F_{max}), (Figura 5.38) unde compozitele cu mat prezintă valori semnificativ mai mari. Astfel, pentru Q-c și Q-g deformația la rupere se situează în intervalul 2,7–4,1%, respectiv 3,4–3,9%, în timp ce pentru QM-c și QM-g valorile cresc la 5,8–8,2% și, respectiv, 7,7–9,5%. Această creștere indică un comportament mai ductil și o capacitate mai mare de deformare înainte de cedare.

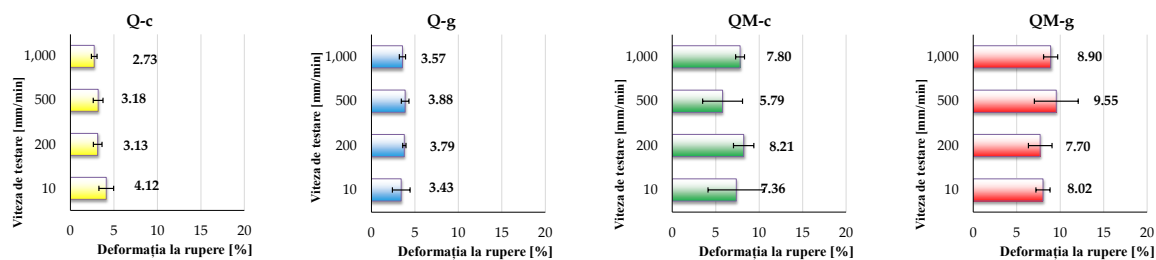


Figura 5.38 Valoarea medie și deviația standard pentru deformația la rupere (sau deformația la tensiunea maximă înregistrată), pentru pentru fiecare compozit și fiecare viteză de testare (5 teste pentru un compozit și o viteză de testare)

Analiza energiei absorbite până la F_{max} (Figura 5.39) confirmă aceste observații. Compozitele cu mat prezintă deplasări mai mari (până la aproximativ 12–14 mm pentru QM-g), comparativ cu 5–9 mm pentru compozitele fără mat, ceea ce indică o capacitate superioară de absorbție a energiei prin deformare.

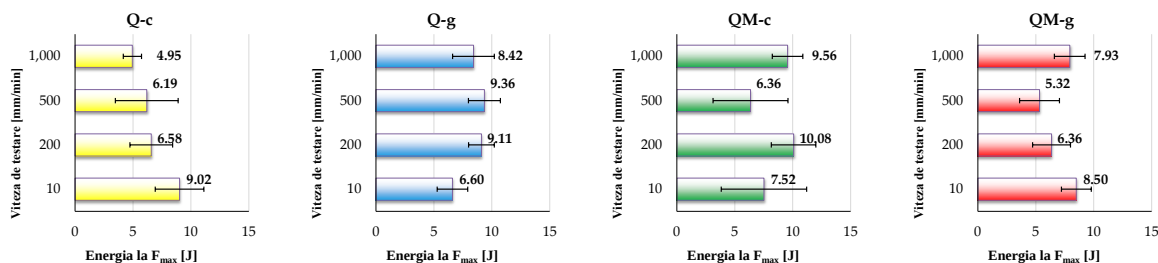


Figura 5.39 Valoarea medie și deviația standard pentru energia absorbită de eșantion până la forța maximă, F_{max} , pentru pentru fiecare compozit și fiecare viteză de testare (5 teste pentru un compozit și o viteză de testare)

În cazul compozitelor cu mat, influența vitezei de testare asupra energiei absorbite până la forța maximă nu urmează o tendință monotonă. Pentru QM-c, deși diferențele dintre valori

există, acestea nu pot fi încadrate într-o variație clară cu dependență de viteza de testare. În schimb, pentru QM-g se observă o scădere a energiei absorbite la viteze intermediare, urmată de o creștere la viteza maximă testată. Acest comportament sugerează că răspunsul materialului este controlat nu doar de sensibilitatea la rata de deformare a rășinii, ci și de mecanisme locale de degradare specifice compozitelor cu mat. Din punct de vedere al proiectării, în absența unei tendințe clare, este recomandată adoptarea unei valori conservative, asociate condiției celei mai defavorabile evidențiate experimental.

Energia absorbită până la atingerea forței maxime a fost evaluată pe baza aproximării ariei de sub curba forță–deplasare, considerând o variație aproximativ liniară a forței până la F_{max} , conform relației:

$$E_{abs} = \int F(d) \cdot dd \approx \frac{1}{2} F_{max} \cdot d_{(Fmax)} \quad (5.11)$$

Această abordare permite corelarea directă între energia absorbită și deplasarea corespunzătoare forței maxime. Astfel, variațiile observate ale energiei absorbite în funcție de viteza de testare sunt în concordanță cu evoluția deplasării $d_{(Fmax)}$.

De exemplu, pentru compozitul Q-c, scăderea energiei absorbite odată cu creșterea vitezei este asociată cu reducerea simultană a deplasării la forța maximă, indicând o limitare a capacității de deformare a materialului la viteze ridicate. În schimb, pentru Q-g, creșterea energiei absorbite este însoțită de o creștere a deplasării $d_{(Fmax)}$, ceea ce reflectă o capacitate mai mare de deformare și disipare a energiei.

În cazul compozitelor cu mat, relația dintre energie și deplasare se păstrează, însă variațiile neregulate ale ambilor parametri sugerează că mecanismele de deformare sunt controlate de procese locale complexe, iar influența vitezei de testare este mai puțin pronunțată.

În ceea ce privește influența vitezei de testare, rezultatele nu urmează tendința clasică specifică materialelor omogene, unde creșterea vitezei conduce, de regulă, la creșterea rezistenței și rigidității. În cazul compozitelor analizate, variațiile proprietăților mecanice cu viteza de testare sunt relativ reduse și, în unele cazuri, neuniforme. De exemplu, pentru compozitul Q-c se observă o scădere a forței maxime de la 2445 N la 1883 N odată cu creșterea vitezei de testare, în timp ce pentru Q-g variațiile sunt mai puțin vizibile. În cazul compozitelor cu mat, QM-c și QM-g, nu se poate identifica un trend clar, proprietățile prezentând variații oscilante în funcție de viteza de testare.

Această sensibilitate redusă la viteza de testare poate fi explicată prin natura eterogenă a materialelor compozite, în care răspunsul mecanic este controlat de mecanisme complexe de cedare internă (delaminare, fisurare în matrice, decoeziune la interfață), care domină comportarea globală și atenuează influența ratei de deformare.

În concluzie, introducerea matului determină o reducere semnificativă a rigidității și rezistenței la încovoiere, dar conduce la creșterea capacității de deformare, indicând o tranziție către un comportament mai tenace. În același timp, toate materialele analizate prezintă o sensibilitate redusă la viteza de testare cel puțin pe intervalul studiat, comportament caracteristic structurilor compozite, diferit de cel al materialelor omogene.

Compozitele fără strat de mat, Q, se caracterizează printr-un răspuns mai rigid la încovoiere, cu pante mari ale curbelor forță–deplasare și cu atingerea unor valori ridicate ale

forței și tensiunii de încovoiere la deplasări relativ mici. Acest comportament indică o capacitate portantă ridicată.

Introducerea stratului de mat (compozitele QM-c și QM-g) modifică semnificativ acest răspuns. Pentru aceste materiale, curbele de încovoiere au forțe și tensiuni maxime mai reduse, dar cu deplasări și deformații mai mari până la cedare. Aria mai mare de sub curbele forță–deplasare indică o capacitate superioară de absorbție a energiei mecanice, ceea ce confirmă rolul stratului de mat în redistribuirea solicitării și în creșterea toleranței la cedare în regim de încovoiere.

Tipul de matrice polimerică influențează nivelul tensiunilor maxime și stabilitatea răspunsului la încovoiere. Materialele cu rășină epoxidică (Q-g și QM-g) au un comportament mai coerent și mai stabil, cu curbe mai netede și cu o evoluție mai controlată până la cedare, reflectată prin forma curbelor și gruparea lor. Acest lucru sugerează un transfer mai eficient al solicitării între straturi și o capacitate mai bună de susținere a solicitărilor combinate specifice încovoirii.

Compozitele cu rășină poliestică, Q-c și QM-c, manifestă un caracter mai sensibil, cu tendință către cedări mai abrupte, în special pentru configurațiile fără mat. Totuși, în prezența stratului de mat, diferențele dintre cele două tipuri de rășină se atenuează, indicând faptul că arhitectura laminatului poate compensa parțial limitările matricei în regim de încovoiere.

Rezultatele obținute la încovoiere confirmă că materialele cu strat de mat sunt mai potrivite pentru aplicații în care sunt așteptate solicitări complexe și deformări semnificative, oferind un răspuns mai tolerant și o absorbție energetică bună. În schimb, materialele fără mat sunt avantajoase atunci când criteriul principal este rigiditatea și capacitatea portantă maximă, dar cu acceptarea unui răspuns mai concentrat și mai puțin progresiv al deformației.

Comparativ cu tracțiunea, diferențele dintre cele două arhitecturi compozite, Q și QM, sunt mai pronunțate la încovoiere, ceea ce evidențiază rolul stratului de mat în redistribuirea solicitării pe grosime. Tendințele observate sunt coerente cu cele identificate la impact, unde compozitele cu strat de mat, QM, manifestă un răspuns mai progresiv și o capacitate mai bună de disipare a energiei.

Testele de încovoiere demonstrează că alegerea configurației optime trebuie realizată în funcție de solicitarea dominantă și de criteriul de proiectare. Materialele fără strat de mat oferă performanțe superioare în termeni de rigiditate și rezistență maximă, în timp ce materialele cu strat de mat prezintă un comportament mai neuniform, dar cu o absorbție energetică bună. Aceste rezultate confirmă necesitatea unei evaluări multicriteriale a compozitelor destinate aplicațiilor structurale, în special în domeniul naval, unde încovoierea joacă un rol major în exploatare.

Analiza comportării mecanice a materialelor compozite supuse solicitărilor de încovoiere evidențiază existența a două domenii distincte din punct de vedere ingineresc: un domeniu sigur de exploatare, caracterizat printr-un răspuns aproape liniar și predictibil, și un domeniu instabil, dominat de neliniarități și de cedări progresive, a cărui evoluție nu poate fi anticipată în mod robust.

Domeniul sigur corespunde primei etape a evoluției forței sau tensiunii, în care dependența față de deplasare sau timp este aproape liniară. În această zonă, comportarea materialului este stabilă, reproductibilă și poate fi descrisă prin parametri globali, precum

modulul de elasticitate. Acesta este singurul domeniu adecvat pentru proiectare, deoarece permite dimensionarea structurilor cu un nivel controlat al incertitudinii.

Pentru compozitele cu strat de mat, domeniul aproape liniar este însă mult mai scurt. Deci, redistribuirea solicitării în grosimea laminatului și deformabilitatea introdusă de stratul de mat conduc la o abatere mai rapidă de la comportarea elastică la nivel macro. Deși acest comportament este favorabil din punct de vedere al absorbției de energie, el limitează semnificativ domeniul de utilizare sigură în proiectare, în special pentru structuri solicitate predominant la încovoiere.

Domeniul instabil începe odată cu abaterea de la comportarea liniară și include atât zona neliniară până la atingerea valorilor maxime ale forței sau tensiunii, cât și etapa de cedare progresivă, intensă, caracterizată prin oscilații, praguri sau forme de tip „dinți de fierăstrău” în curbele experimentale.

În cazul materialelor cu strat de mat, domeniul instabil este relativ extins, ceea ce explică capacitatea acestora de a disipa energie și de a prezenta cedări progresive. Totuși, această caracteristică, deși avantajoasă din perspectiva siguranței la avarie, accentuează și mai mult diferența dintre comportarea utilă pentru proiectare și comportarea post-cedare, care trebuie tratată exclusiv din perspectiva toleranței la avarie și nu ca domeniu de exploatare.

Rezultatele obținute la încovoiere arată clar că materialele cu strat de mat nu sunt caracterizate printr-un domeniu larg de exploatare sigură, în ciuda comportării lor mai tolerante la cedare. Din punct de vedere ingineresc, acest aspect impune o abordare precaută: utilizarea acestor materiale trebuie să fie justificată prin cerințe de absorbție energetică sau siguranță la avarie, și nu prin criterii de rigiditate sau capacitate portantă în regim elastic.

În contrast, compozitele fără strat de mat oferă un domeniu elastic macro mai bine definit și mai extins, fiind mai potrivite pentru aplicații în care încovoierea este solicitarea dominantă și unde predictibilitatea răspunsului este esențială. În regim de încovoiere, materialele cu strat de mat prezintă un domeniu util de proiectare semnificativ mai redus, iar avantajele lor se manifestă preponderent în domeniul post-cedare, care nu este utilizabil pentru dimensionare. Rezultatele testelor de încovoiere confirmă că răspunsul materialelor compozite este puternic influențat de arhitectura lor și de tipul de matrice polimerică, însă semnificația acestor rezultate devine pe deplin relevantă doar atunci când este analizată în corelație cu comportarea la impact și la tracțiune. În acest context, studiul de față se diferențiază prin faptul că aceleași materiale compozite sunt caracterizate sistematic printr-un set coerent de teste mecanice, abordare rar întâlnită în literatura de specialitate.

Diferențele între materialele cu rășină epoxidică și cele cu rășină poliesterică se manifestă în principal prin nivelul tensiunilor maxime și stabilitatea răspunsului. Materialele epoxidice prezintă, în general, un comportament mai coerent și mai previzibil, atât la tracțiune, cât și la încovoiere, în timp ce rășinile poliesterice tind să manifeste cedări mai abrupte, în special în configurațiile fără mat.

Un aspect important evidențiat de analiza comparativă este faptul că influența tipului de rășină este mai puțin dominantă decât influența arhitecturii laminate atunci când materialele sunt analizate global, având în vedere mai multe tipuri de solicitare. Acest rezultat susține ideea că optimizarea structurală poate compensa, într-o anumită măsură, limitările impuse de matrice.

5.5 Evaluarea comparativă a solicitării la tracțiune și a solicitării la încovoiere în trei puncte pentru compozitele elaborate

Compozitele sunt utilizate din ce în ce mai mult în soluții de proiectare și produse [24], [287], datorită procesării rapide și posibilității de ajustare a proprietăților prin modificarea componentelor și a arhitecturii materialului. În procesul de validare și calificare, un material nou este supus unui set de solicitări pentru demonstrarea conformității cu cerințe de calitate și siguranță, set care depinde de aplicație, de experiența proiectanților/producătorilor și de solicitările beneficiarului. În acest context, fișele tehnice și rapoartele pot include un număr mare de caracteristici și rezultate (mecanice, termice, de durabilitate etc.).

Ceea ce merită a fi subliniat est efaptul că, în numeroase rapoarte și articole, este analizat un singur tip de solicitare (adesea tracțiunea), ceea ce poate conduce la interpretări incomplete ale comportamentului structural. Din perspectiva proiectării, comportamentul structural poate fi diferit în funcție de modul de solicitare (de exemplu, solicitare uniformă pe secțiune la tracțiune versus gradient de tensiune la încovoiere). În acest context, în cadrul acestui subcapitol este realizată comparația, pentru același compozit, a rezultatelor obținute prin două moduri de solicitare:

- solicitare la tracțiune, respectiv
- solicitare la încovoiere în trei puncte, la patru viteze de solicitare: 10 mm/min, 200 mm/min, 500 mm/min și 1000 mm/min.

Înainte de prezentarea comparației, îmi propun poziționarea demersului în raport cu literatura privind sensibilitatea GFRP la viteza de deformare și comparabilitatea rezultatelor la moduri de solicitare diferite. În acest sens, sunt sintetizate:

- exemple de rezultate la solicitarea la tracțiune pentru GFRP la viteze de testare mari (inclusiv peste 1000 mm/min), cu raportarea parametrilor principali (tensiune la rupere, modulul lui Young, energie la rupere, deformare la rupere), și
- exemple care compară direct tracțiunea cu încovoierea în trei puncte (și în patru puncte), unde se discută frecvent raportul σ_f/σ_t (rezistența la tracțiune / rezistența la încovoiere) și interpretarea prin efectul Weibull, volumul efectiv solicitat și gradientul de tensiune la încovoiere [131], [23].

Pentru a păstra această ancorare bibliografică, exemple de comparații între tracțiune și încovoiere pentru compozite armate cu fibre sunt redată în [108], [42], [31], [118], [138], [144], [131], [23], [84], [77], [92], [121], care discută domeniile de variație ale proprietăților raportate la solicitare la tracțiune în literatura relevantă,

După stabilirea reperelor din literatură, voi descrie pe scurt compozitul analizat și campania experimentală. Compozitul este un GFRP cu 8 straturi de țesătură cvadriaxială ($0^\circ/+45^\circ/90^\circ/-45^\circ$) și matrice epoxidică bicomponentă, Q-g [170], [171]; detalii de fabricație sunt disponibile în [79], [94], dar și în Capitolul 4.

Eșantioanele au dimensiunile 9 mm × 29 mm × 280 mm, cu:

- deschiderea la încovoiere $L = 100$ mm,
- lungimea de măsurare la tracțiune $L_0 = 150$ mm.

S-au utilizat patru viteze de testare (10 mm/min, 200 mm/min, 500 mm/min, 1000 mm/min), alese atât ca valori tipice de caracterizare, cât și ca valori potențial întâlnite practic.

Testele au fost realizate pe mașina universală Instron 5982 [140] (capacitate nominală 100 kN, cameră termică $-73\text{ }^{\circ}\text{C} \dots +315\text{ }^{\circ}\text{C}$), cu extensometru Instron AVE [159] pentru trasarea curbelor tensiune–deformație. Pentru fiecare viteză s-au urmărit, ca valori medii (cu abatere standard), parametri precum forța maximă, modulul lui Young, tensiunea maximă la rupere, deformația la rupere și energia la rupere.

Curbele cu comportament evident atipic au fost eliminate (exemplificat în Figura 5.40).

Mai întâi sunt incluse curbele tensiune–deformație furnizate de software-ul echipamentului, împreună cu criteriul utilizat pentru excluderea curbelor atipice din analiza statistică (exemplu: curba galbenă din Figura 5.40)

În continuare, pe baza comparației vizuale a eșantioanelor după cedare, se evidențiază diferențe între modurile de solicitare și influența vitezei: la încovoiere în trei puncte, cedarea este stratificată și poate evolua în trepte, cu decoeziune/delaminare mai pronunțată la viteze ridicate (Figura 5.41), în timp ce, la tracțiune (Figura 5.42), viteza influențează mai puternic aspectul final, cu cedări mai neregulate și extragere accentuată de fibre la 1000 mm/min.

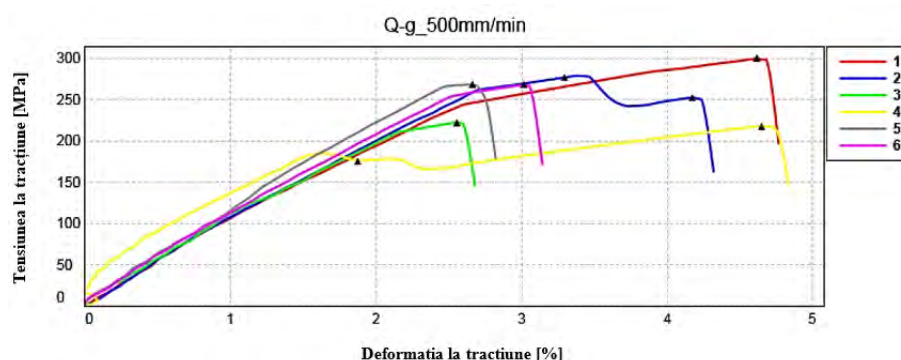


Figura 5.40 Curbe tensiune–deformație pentru compozitul Q-g (6 teste), la viteza de testare de 500 mm/min.
Curba 4 este exclusă.

În final, curbele tensiune–deformație, Figura 5.43, sintetizează mecanismele de răspuns pentru ambele moduri, evidențiind trei regiuni caracteristice:

- zonă liniară inițială, relevantă pentru definirea rigidității și aplicații de proiectare,
- zonă neliniară până la atingerea valorii maxime, și
- ramură descendentă până la cedare.



Figura 5.41 Eșantioane testate la încovoiere în 3 puncte



Figura 5.42 Eșantioane testate la tracțiune

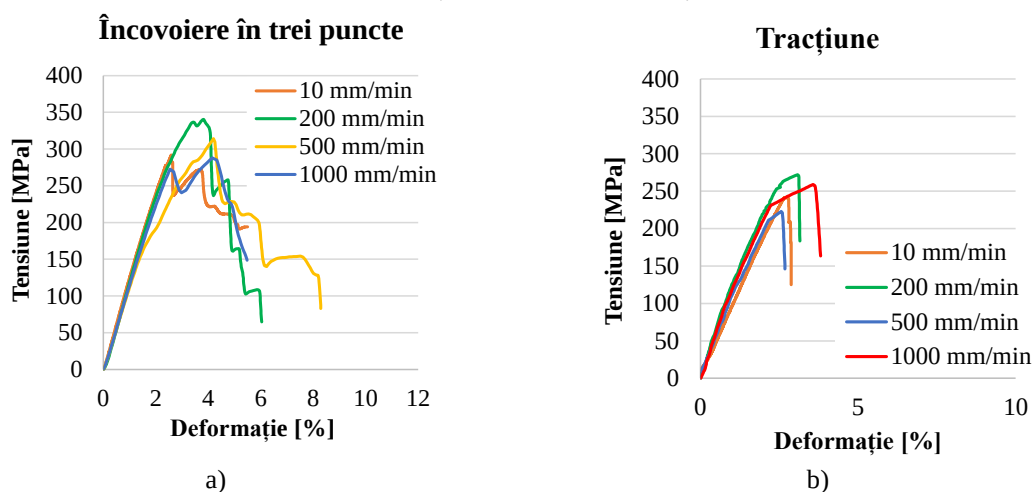


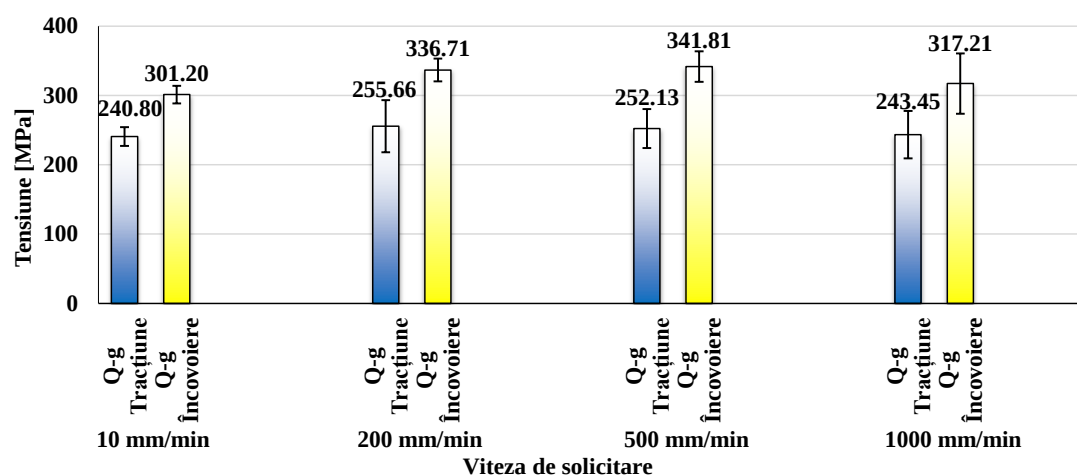
Figura 5.43 Curbe reprezentative tensiune-deformație pentru ambele tipuri de solicitare analizate (încovoiere în trei puncte și tracțiune)

Deși structura generală a curbelor este similară, comportamentul post-vârf diferă semnificativ: la încovoiere, ramura descendentă are un caracter în trepte, indicând cedare progresivă a straturilor, pe când la tracțiune ramura este abruptă, indicând o cedare rapidă după atingerea maximumului.

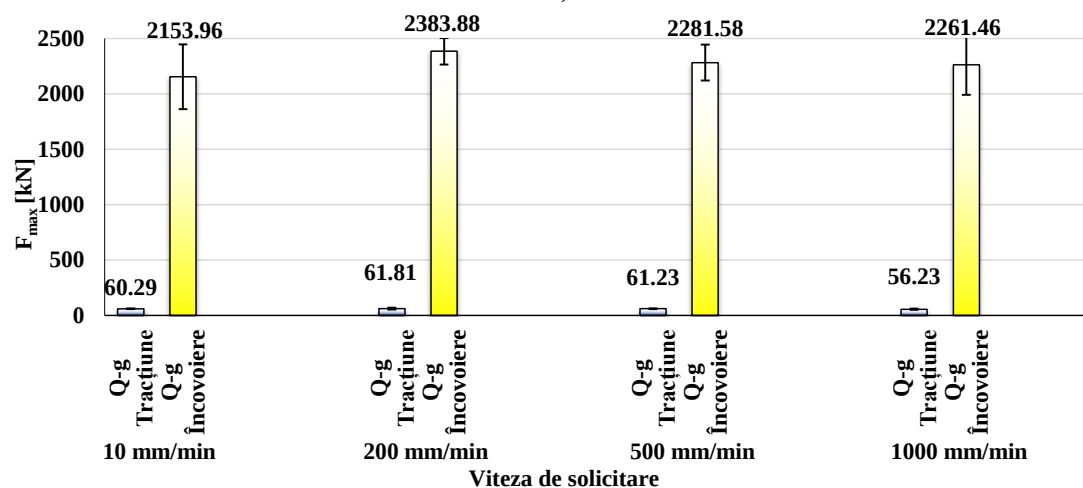
Rezultatul evidențiat în acest subcapitol este că rezistența la încovoiere este sistematic mai mare decât rezistența la tracțiune, în acord cu interpretările bazate pe efectul Weibull și pe volumul efectiv solicitat la încovoiere [131], [23]. Pentru vitezele de testare analizate sunt raportate diferențe relative astfel: tensiunea la tracțiune este mai mică decât tensiunea la încovoiere cu 20% (la 10 mm/min), 24% (la 200 mm/min), 26,3% (la 500 mm/min) și 23,3% (la 1000 mm/min).

Deși variațiile tensiunilor maxime cu viteza de testare sunt relativ reduse și nu indică un trend clar pe întreg domeniul investigat, energia până la F_{max} este mult mai mare la tracțiune (de peste 6 ori față de cea la încovoiere), iar diferența se accentuează la viteze de testare mai mari, conform comparațiilor sintetizate în Figura 5.44. Solicitarea la tracțiune surprinde mai bine capacitatea de deformare și absorbție de energie a compozitului, în timp ce solicitarea la încovoiere în trei puncte evidențiază fragilitatea straturilor exterioare.

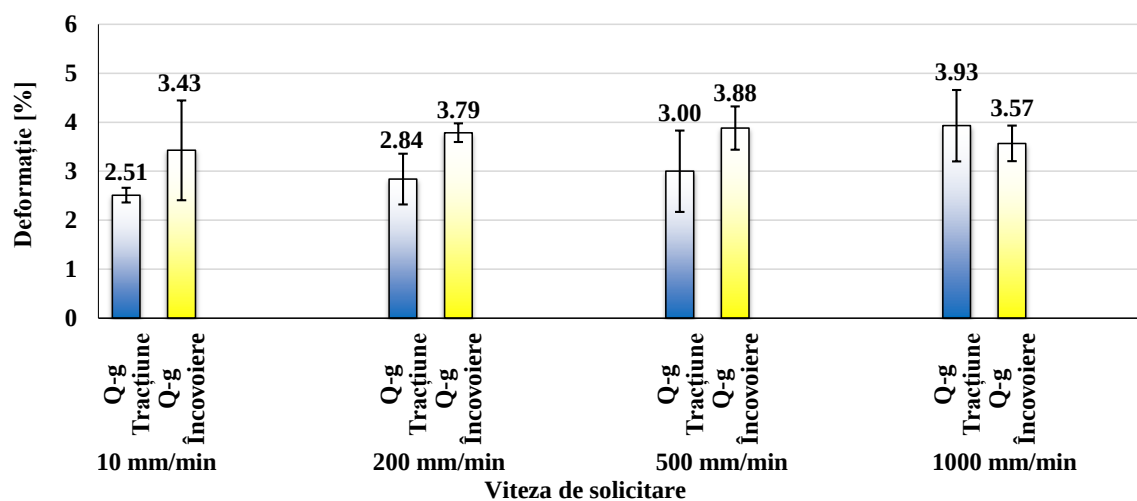
Rezistența la încovoiere depășește sistematic rezistența la tracțiune (cu diferențe de ~20–26%), în acord cu efectul Weibull și cu particularitățile de sollicitare la încovoiere (gradient de tensiune și volum efectiv sollicitat) [131], [23].



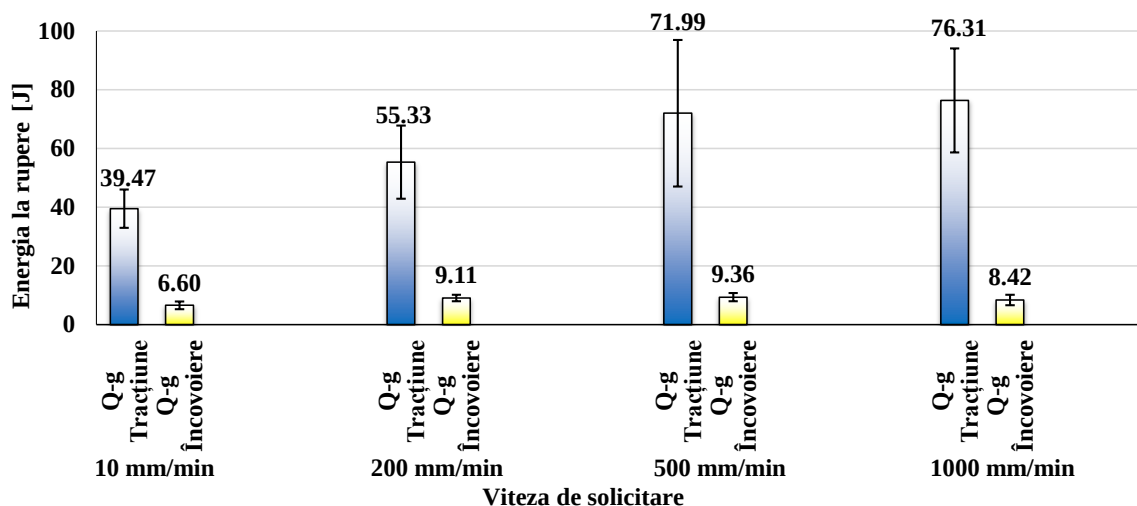
a)



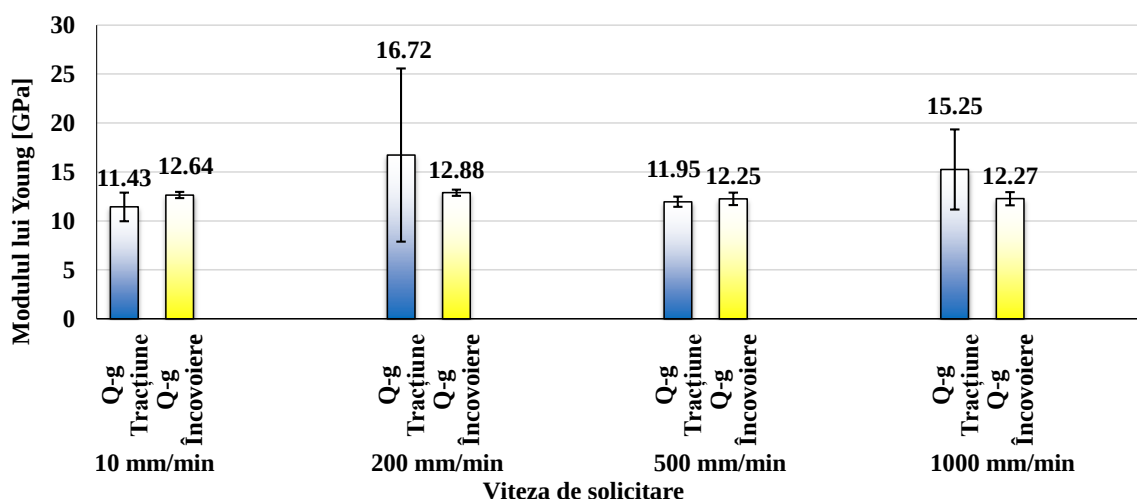
b)



c)



d)



e)

Figura 5.44 Valorile medii comparative pentru solicitare la încovoiere și solicitare la tracțiune: a) tensiunea, b) F_{max} , c) deformare, d) Energia la rupere, e) Modulul de elasticitate (Modulul lui Young)

În concluzie, evaluarea comparativă a solicitării la tracțiune și a solicitării la încovoiere în trei puncte, pentru același compozit Q-g, arată că utilizarea unui singur mod de solicitare poate conduce la o imagine incompletă asupra comportamentului structural. Prin urmare, pentru proiectare și modelare, este justificată utilizarea ambelor moduri de solicitare, cu selecția rezultatelor în funcție de scenariul dominant de solicitare în exploatare.

5.6 Analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor proiectate, la solicitarea de impact și încovoiere în trei puncte

5.6.1 Conceptul de “populație de mecanisme de cedare” și considerații generale

În compozitele ranforsate cu fibre de sticlă, cedarea nu poate fi descrisă adecvat printr-un singur mecanism microscopic. Dimpotrivă, deteriorarea apare ca o „populație de mecanisme de cedare” (de exemplu, fisurarea matricei, decoeziune interfacială, pull-out (extragerea fibrelor din matrice), ruperea fragilă a fibrelor, fragmentare, delaminare, micro-fisuri în zone

bogate în rășină etc.). În acest cadru, tipul de solicitare la nivel macro (impact, încovoiere, tracțiune) nu particularizează cedarea prin apariția unor mecanisme complet diferite la nivel micro, ci mai ales prin ponderea relativă și intensitatea de manifestare a mecanismelor din aceeași mulțime.

Prin urmare, diferențele între solicitări pot fi interpretate ca o redistribuție a ponderilor: anumite mecanisme devin dominante (de exemplu, ruperea fibrelor în tracțiune, fisurarea matricei și delaminarea în impact, ruperea fibrelor în zona dominată de tensiuni de tracțiune și deteriorare indusă de compresiune/instabilitate la încovoiere), în timp ce altele rămân secundare, dar sunt totuși prezente. Acest mod de descriere este compatibil cu analiza SEM (scanning electron microscopy – microscopie electronică de baleiaj), care oferă evidențe directe asupra densității și extinderii relative a fiecărui mecanism de cedare, permițând compararea între solicitări pe baza unei „semnături” de deteriorare.

Originalitatea abordării constă în formularea cedării ca distribuție de mecanisme microstructurale, cu ponderi dependente de solicitarea macro, și nu ca asociere rigidă „un mecanism–un tip de solicitare”, ceea ce permite corelarea robustă a imaginilor SEM cu răspunsul mecanic global.

Compozitele armate cu fibre dezvoltă mecanisme de deteriorare complexe, dependente de tipul solicitării, arhitectura ranforsării și proprietățile matricei și interfeței fibră–matrice. Spre deosebire de materialele omogene, cedarea în compozite este progresivă și implică o succesiune de mecanisme microscopice, care pot fi identificate și corelate prin analiză SEM [380].

La impact de viteză mică, deteriorarea este caracterizată de inițierea fisurilor în matrice, urmată de delaminare interlaminară și, în funcție de nivelul de energie, de ruperea fibrelor. În laminatele textile și multidireționale, distribuția neuniformă a tensiunilor conduce la localizarea deteriorării în zonele de intersecție ale firelor (yarn crossovers), unde apar concentrații de tensiune în matrice.

Imaginile SEM evidențiază tipic fisuri de matrice, orientate de-a lungul direcției firelor, decoeziunea interfeței fibră–matrice și zone extinse de delaminare. În comparație cu laminatele unidireționale, compozitele cu țesături biaxiale, triaxiale sau cuadriaxiale prezintă o amprentă de deteriorare mai difuză, cu o capacitate crescută de disipare a energiei prin mecanisme multiple concurente (sau simultane).

5.6.2 Analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor la solicitarea de impact

Deteriorarea compozitelor cu fibre de sticlă, solicitate la impact, nu poate fi redusă la un singur mecanism microscopic, deoarece procesele care se activează în vecinătatea contactului sunt multiple, concomitente și interdependente [260], [243]. În consecință, pentru o interpretare riguroasă este necesară o abordare care să lege explicit observațiile la scară microstructurală de manifestarea globală, la scară macro, a zonei deteriorate. În acest sens, Figura 5.45 sintetizează o diagramă a mecanismelor de cedare pentru compozitele elaborate și testate la impact, diagramă care, prin natura mecanismelor surprinse, se poate extinde și la compozite similare; elementul definitoriu al acestora este coerența micro–macro pe care o propune.

La scară micro, unul dintre primele mecanisme activate în regim de impact este dezlipirea (debonding) fibră-matrice, respectiv pierderea coeziunii la interfața matrice-fibră [114], [18], fenomen observabil în mod repetat în imaginile SEM prin conturul fibrelor aparent „curate” sau prin prezența unor microfragmente de matrice rămase local atașate de fibre. În paralel, sub compresiune locală indusă de contact, apare frecvent micro-flambajul fibrelor (microbuckling), de regulă în proximitatea imediată a impactorului și înaintea ruperii fibrelor prin încovoiere [91], [11]. Pentru fibrele situate pe fața de impact sau pe spatele compozitului (suprafața opusă acțiunii directe a impactorului), micro-flambajul are rol de precursor al ruperii, întrucât pierderea susținerii laterale conferite de matrice - prin microfisurare și/sau dezlipire - lasă fibrele parțial „dezbrăcate” și sensibilizate la solicitări locale de încovoiere, respectiv la rupere prin forfecare oblică.

În ceea ce privește matricea, structura fisurilor nu este fibrilară (ca în cazul termoplasticelelor), însă se remarcă o tendință de microfisurare orientată, probabil controlată de distribuția micro-locală a tensiunilor din zona de impact [114]. În polimerii termorigizi, precum rășinile epoxidice în stare finală, nu se dezvoltă o structură fibrilară clară (crazing - microfisurare fibrilară specifică polimerilor termoplastici, caracterizată prin formarea unor zone cu microcavități și filamente polimerice întinse, orientate pe direcția solicitării) din termoplastice; în schimb, distrugerea matricei se manifestă prin fisurare orientată, cu microgoluri și zone slăbite, a cărei orientare este guvernată de câmpul micro-local de tensiuni, dispersia neuniformă a fibrelor în matrice și constrângerile impuse de arhitectura ranforsării [11].

Diagrama din Figura 5.45 oferă o tranziție conceptuală de la mecanismele micro la cele macro, prin ideea că răspunsul global nu este determinat de un singur proces de cedare, ci de acumularea, interacțiunea și corelarea spațială a cedărilor locale [107]. În acest cadru, coalescența fisurilor microscopice conduce la fisuri extinse, iar delaminarea apare ca mecanism prezent atât la nivel micro, cât și la nivel macro; astfel, acumularea mecanismelor microstructurale de cedare duce la pierderea progresivă a capacității de transfer de sarcină [114]. În consecință, aspectul macroscopic al deteriorării reflectă mai ales distribuția și concentrarea zonelor afectate în volum decât natura izolată a fiecărui mecanism, ceea ce face ca „semnătura” macroscopică să fie o consecință a organizării spațiale a proceselor locale, nu a dominanței exclusive a unui singur tip de cedare.

La nivel macro se definește o zonă afectată de impact (în limba engleză denumită damage zone sau damage footprint - zonă de cedare indusă de impact, amprenta macroscopică a cedării), care reprezintă rezultatul integrat al tuturor mecanismelor din vecinătatea impactului direct [11]. Craterul (amprenta) format se poate caracteriza geometric prin dimensiuni, diametru, adâncime și volum, valori dependente de energia de impact, forma impactorului și compozitul testat, și morfologic prin prezența firelor cu fibre rupte pe marginea craterului, respectiv prin micro-fragmente de matrice, rezultate din strivire și din flambaj la scară micro și macro. Colajele de imagini SEM surprind calitativ o creștere a intensității distrugerii odată cu energia de impact [114]; în schimb, diferențierea între compozitele cu matrici diferite nu este evidentă, fapt corelat cu apropierea valorilor caracteristicilor mecanice ale celor două rășini.

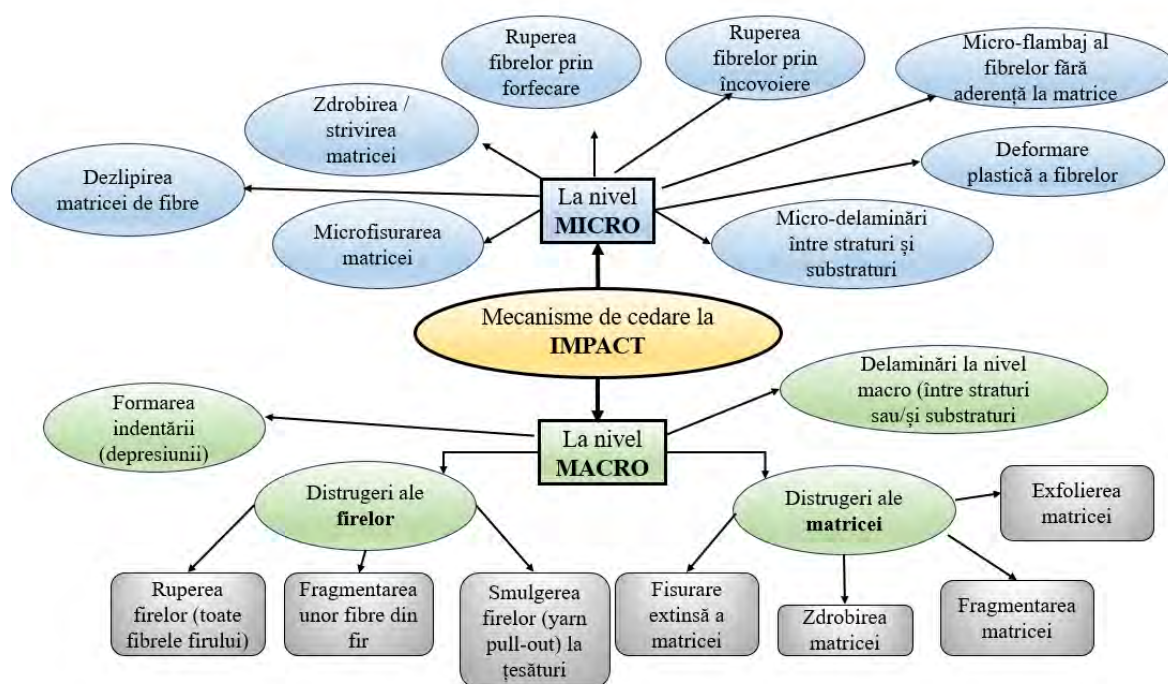
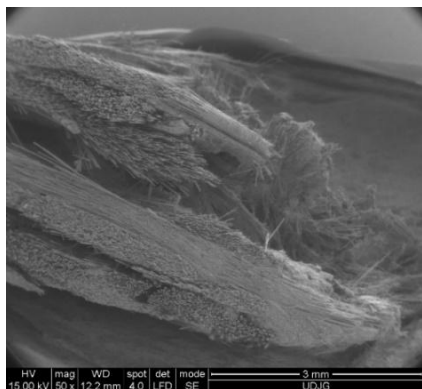


Figura 5.45 Diagrama mecanismelor de cedare pentru compozitele elaborate și testate la impact

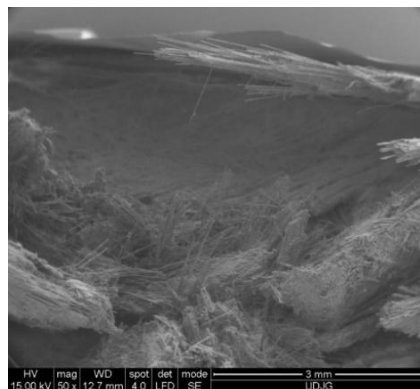
Exemple reprezentative ale zonei de impact la scară macroscopică sunt prezentate în Figura 5.46: a) evidențiază zona de început a depresiunii formate după impact, în timp ce subfigura b) arată fundul amprenteii, unde se observă strivirea matricei și ruperea neuniformă a fibrelor în fire, asociate cu un gradient ridicat al solicitărilor. Particular pentru această imagine este orientarea diferită a fibrelor, sugerând redistribuirea locală a tensiunilor. Subfigurile c) și d) ilustrează delaminarea progresivă și desprinderea matricei de pachetele de fibre, cu prezența fragmentelor de matrice aderente și a unui debonding extins. Aceste observații confirmă caracterul cumulativ al deteriorării și coexistența mecanismelor micro și macro în zona craterului de impact.

Un element important pentru interpretarea rezultatelor este că, pentru toate testele efectuate, niciun eșantion nu a fost perforat complet (cu formarea unui orificiu transversant), ceea ce denotă o rezistență bună la impact a compozitelor elaborate [36]. În plus, trebuie subliniat că testele de impact peste 150 J sunt relativ rar raportate în literatură, aspect contextualizat prin raportarea la lucrările [11], [18], [41], [91], [114] care poziționează intervalele investigate în teza de față în zona superioară a domeniilor uzuale.

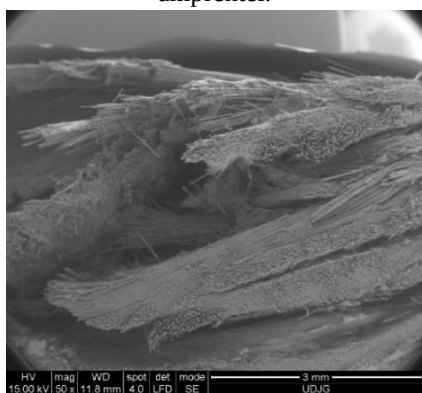
Bașoğlu F. [18] a testat compozite laminate (stratificate) din fibre de sticlă E în matrice epoxidică (Araldite CY 225) pentru energii de impact până la 250 J pe laminat gros (10 mm) pentru evaluarea completă a comportamentului mecanic. Fibrele de sticlă sunt unidirecționale, cu o masă areală de 200 g/m², iar prepreg-ul are 385 g/m². Eșantioanele au dimensiunile 100 mm × 100 mm × 10 mm, fiecare eșantion fiind măsurat înaintea testelor de impact la viteză redusă cu cădere liberă a impactorului. Autorul a considerat că nivelul de 15 J pentru energia de impact poate fi considerat ca nivel al deformației elastice a compozitului, iar la nivelul de 250 J compozitul a fost total penetrat de impactor.



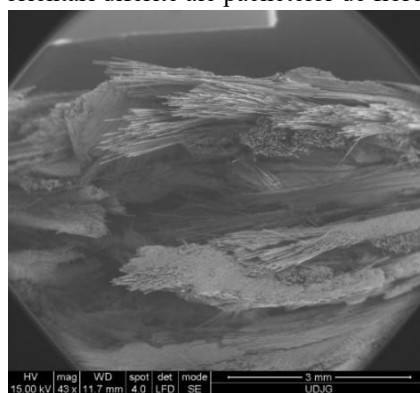
a) Zona de început a depresiunii formate după impact, evidențiind compactarea locală a stratului superficial și redistribuirea materialului în jurul amprenteii.



b) Fundul amprenteii de impact; se observă strivirea matricei și ruperea neuniformă a fibrelor în fire, asociate cu un gradient ridicat al solicitărilor și orientări diferite ale pachetelor de fibre.



c) Zonă de delaminare extinsă, caracterizată prin separarea straturilor laminate și pierderea coeziunii interlaminare în vecinătatea craterului.



d) Desprinderea matricei de pachetele de fibre, completă sau parțială, cu prezența fragmentelor de matrice aderente și evidențierea unui debonding progresiv fibră-matrice.

Figura 5.46 Exemple reprezentative ale zonei de impact și ale mecanismelor macro de cedare în compozite cu fibre de sticlă (impact cu impactor semisferic, 200 J, material Q-g)

De subliniat că eșantioanele compozitelor Q-c și Q-g, dar și cele cu mat, QM-c și QM-g, primele cu grosimi de aproximativ 9 mm, celelalte cu grosimi între 11 mm și 12 mm, nu au fost decât amprentate la 200 J. Din imagini foto și SEM se poate formula ipoteza că ar putea să reziste la energii mai mari de 200 J, bineînțeles cu efectuarea testelor respective pentru validarea unei asemenea ipoteze.

Rezultatele obținute sunt în acord cu literatura de specialitate [18], [41], [11], [114], [91] pentru impact la viteză redusă. Diferențele observate în favoarea compozitelor elaborate sunt atribuite arhitecturii lor (pregreg-ul cuadriaxial reduce variația matricei între straturi și probabilitatea de a avea zone neuniforme din punct de vedere al concentrației fibrelor) și grosimii specimenelor.

În Figura 5.47 sunt prezentate exemple reprezentative de mecanisme de cedare la nivel micro, sub fiecare micrografie fiind indicate materialul, energia de impact și zona analizată (față sau spate). Interpretarea acestor imagini trebuie făcută în contextul diagramei din Figura 5.45, în sensul că mecanismele observate nu apar izolat, ci ca parte a aceleiași secvențe de degradare progresivă. O micrografie SEM surprinde un instantaneu complex în care pot

coexista simultan mai multe mecanisme, chiar dacă, pentru claritate, imaginile sunt utilizate pentru a evidenția un mecanism predominant.

În mai multe imagini se observă dezlipirea interfeței fibră–matrice, evidențiată prin conturul clar al fibrelor și prin prezența unor fragmente reziduale de matrice aderente pe suprafața acestora. Această morfologie indică un debonding parțial, nu o separare interfacială ideală, pe suprafețe mari. Ruperea are loc parțial la interfață și parțial coeziv în matrice, foarte aproape de fibră, ceea ce sugerează o aderență interfacială moderată–bună. Fibre complet „curate” ar indica o aderență slabă; în schimb, prezența fragmentelor de matrice confirmă că interfața a participat la transferul de sarcină și că cedarea este progresivă.

Distribuția alternantă a fibrelor aproape „curate” și a fibrelor cu insule de matrice aderentă, vizibilă în Figura 5.47, indică un debonding inițiat local, care se propagă de-a lungul fibrelor sub efectul solicitării dinamice. Absența unor fisuri largi în masa matricei din vecinătate sugerează că mecanismul dominant rămâne la interfața fibră–matrice, nu o microfisurare volumică generalizată. Separarea la interfața fibră–matrice este frecvent asociată cu mecanismul de smulgere a fibrelor, contribuind la disiparea energiei de impact.

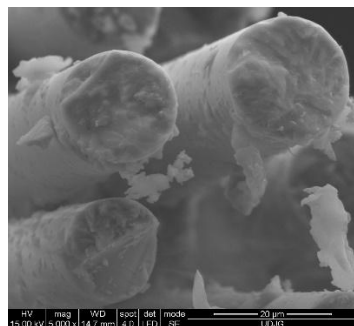
Figura 5.47 evidențiază și ruperea fibrelor prin forfecare și prin încovoiere, secțiunile oblice ale fibrelor sugerând o solicitare compusă. În zonele corespunzătoare fundului amprenteii se observă strivirea matricei și ruperea neuniformă a fibrelor în fire, asociate cu gradient mare al solicitărilor. Delaminarea apare ca desprindere a matricei de pachetele de fibre, uneori pe întregul fir, alteori parțial, confirmând caracterul progresiv al degradării descris în diagrama micro–macro din Figura 5.45.

Compararea microgafiilor corespunzătoare energiilor diferite arată că la energii mici predomină fisuri în matrice, decoeziuni fibră–matrice și delaminări limitate, în timp ce la energii mari apar delaminări extinse, rupere fragilă a fibrelor și zone largi de strivire. Creșterea energiei nu introduce mecanisme noi, ci intensifică mecanismele existente și le extinde spațial, ceea ce confirmă interpretarea cedării ca proces cumulativ controlat energetic.

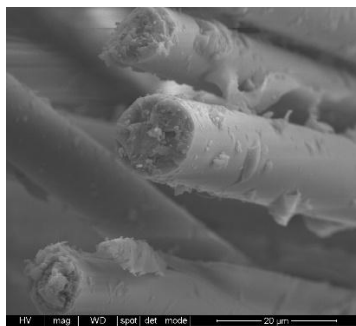
În compozitele investigate după testare nu s-au identificat mecanisme de microfisurare fibrilară specifice polimerilor termoplastici; degradarea matricei este descrisă în termenii microfisurării și fisurării orientate. Această observație este coerentă cu natura termorigidă a matricei și cu caracterul predominant fragil al răspunsului la impact.

În acest sens, diagrama din Figura 5.45 trebuie înțeleasă ca o schemă care acoperă simultan toate cazurile observate experimental: debonding complet, debonding parțial și pierdere locală de susținere laterală a fibrelor, fără ambiguități descriptive. La nivel micro, mecanismele de cedare includ dezlipirea matricei de fibre, microfisurarea matricei, strivirea locală a matricei, micro-delaminări, deformarea plastică locală a fibrelor, micro-flambajul fibrelor fără aderență la matrice și ruperea fibrelor prin forfecare sau încovoiere. La nivel macro, aceste procese se traduc prin indentație, delaminare extinsă, distrugeri fibră/matrice și exfoliere locală.

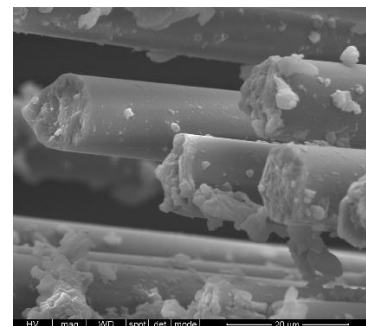
În condiții de impact nu s-au identificat mecanisme de microcavitare fibrilară specifice termoplasticelelor; degradarea este dominată de mecanisme fragile și interfațiale. Această observație are valoare metodologică, deoarece delimitează clar comportamentul matricei termorigide de mecanismele tipice materialelor ductile și confirmă că răspunsul la impact este controlat de fisurare orientată, debonding și delaminare, nu de deformare ductilă a matricei.



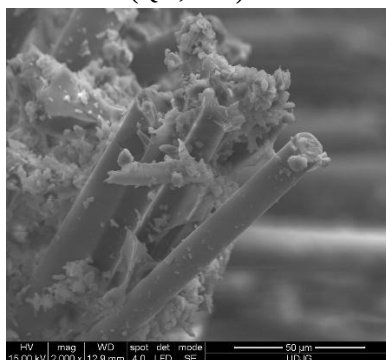
a) Ruperea fibrelor prin forfecare, cu secțiune aproape perpendiculară pe direcția fibrei, indicând un regim de solicitare dominat de forțe tăietoare, (Q-c, 50 J).



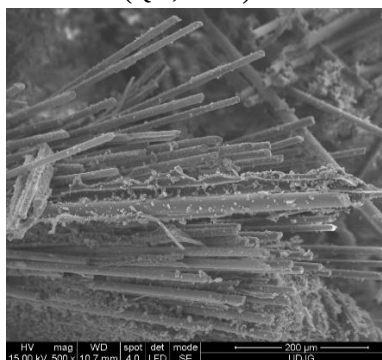
b) Rupere locală a fibrelor asociată cu dezlipire parțială fibră-matrice și acumulare de fragmente reziduale de matrice pe suprafața fibrelor, (Q-c, 200 J).



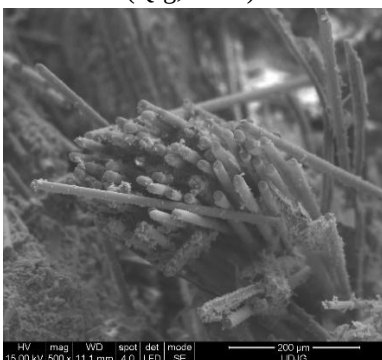
c) Ruperea fibrelor cu secțiune înclinată, sugerând o solicitare compusă forfecare-încovoiere; se observă debonding progresiv și fragmente de matrice aderente, (Q-g, 200 J).



d) Smulgerea fibrelor și fragmentarea locală a matricei, asociate cu degradare extinsă la contactul fibră-matrice.



e) Zonă cu pull-out accentuat al fibrelor și acumulare de fragmente de matrice, indicând disipare energetică prin mecanisme de dezlipire fibră-matrice.



f) Fragmentare extinsă a pachetelor de fibre și dezintegrarea locală a matricei în zona de impact.

Figura 5.47 Exemple reprezentative de micro-mecanisme de cedare la impact în compozite cu fibre de sticlă și matrici termorigide (impactor semisferic, 16 mm)

Analiza microstructurală a compozitelor investigate arată că răspunsul la impact este rezultatul unui proces cumulativ de cedare, controlat de interacțiunea dintre mecanisme interfațiale, microfisurarea matricei, delaminare și ruperea fibrelor. Niciun mecanism singular nu descrie adecvat deteriorarea; în schimb, evoluția cedării trebuie interpretată ca o redistribuție energetică între procese simultane, a căror densitate și extindere cresc cu energia de impact.

Observațiile SEM confirmă caracterul progresiv al cedării. Dezlipirea fibră-matrice, microfisurarea orientată a matricei și micro-flambajul fibrelor apar ca mecanisme timpurii, care favorizează ulterior delaminarea și ruperea fragilă a fibrelor. Prezența frecventă a debonding-ului parțial și a ruperii mixte interfațial-coezive indică o interfață funcțională, capabilă să preia sarcină și să contribuie la disiparea energiei, nu este o separare prematură cauzată de defecte de fabricație.

Creșterea energiei de impact nu conduce la apariția unor mecanisme noi, ci la intensificarea și extinderea spațială a mecanismelor existente. Tranziția de la deteriorare localizată la distrugerii extinse reflectă o creștere a densității cedărilor și a interacțiunii dintre

acestea, în acord cu diagrama micro–macro propusă. În toate cazurile investigate, degradarea matricei rămâne dominată de microfisurare și fisurare orientată, fără mecanisme de deformare ductilă tipice polimerilor termoplastici.

Compararea compozitelor cu matrici diferite arată că, pentru configurația analizată, arhitectura laminatului și mecanismele interlaminare controlează mai puternic răspunsul la impact decât diferențele intrinseci dintre rășini. Energia de impact este principalul parametru care guvernează regimul de cedare, iar diferențele de matrice sunt secundare în raport cu distribuția tensiunilor și traseul de transfer al sarcinii prin armare.

Absența perforării complete în domeniul energetic investigat indică o capacitate ridicată de absorbție a energiei și confirmă eficiența arhitecturii laminate în limitarea propagării catastrofale a cedării. Răspunsul la impact poate fi astfel interpretat ca un mecanism controlat de degradare progresivă, nu ca o cedare bruscă.

5.6.3 Analiza comparativă a mecanismelor de cedare pentru compozitele Q-c și Q-g, solicitate la impact

5.6.3.1 La nivel macro de investigație

În Figura 5.48 sunt prezentate câteva probe din setul de 5 probe testate la impact, pentru energiile de impact extreme, 50 J și 200 J, pentru compozitele Q-g și Q-g. Forma aproximativ circulară a zonei asociate delaminării este favorizată nu doar de solicitarea de impact, ci și de condițiile de fixare ale probei, aceasta fiind montată între două inele metalice.

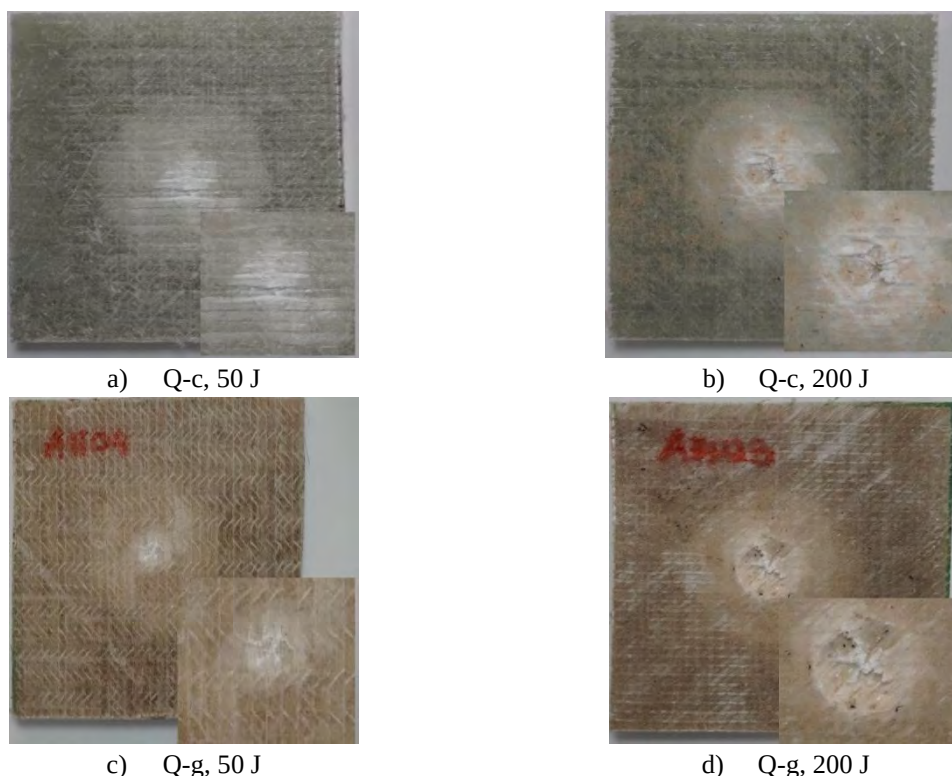


Figura 5.48 Câteva probe din setul de 5 probe testate la impact, pentru energiile de impact extreme, 50 J și 200 J, pentru compozitele Q-g și Q-g

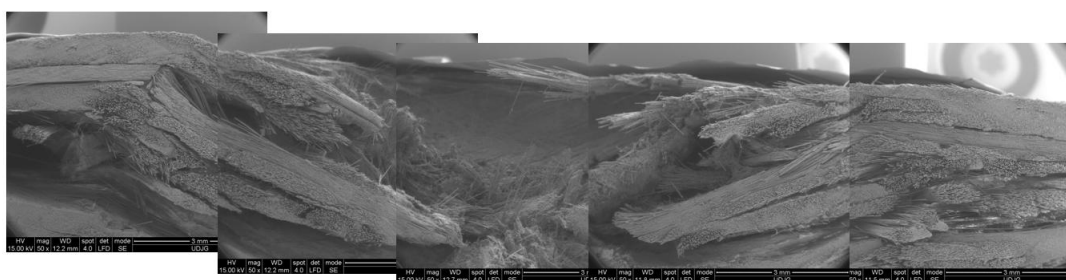
Chiar dacă presiunea de strângere este redusă ($\approx 0,2$ MPa), rezemarea circulară impune o simetrie axială a câmpului de tensiuni, care se reflectă în geometria delaminării dezvoltate în interiorul laminatului. Pentru ambele compozite, delimitarea circulară a zonei afectate este comparabilă, ceea ce sugerează că extinderea delaminării este controlată în principal de arhitectura laminatului și de condițiile de impact, dar și de geometria rezemării impuse de sistemul de prindere. Presiunea redusă de fixare limitează influența contactului mecanic direct, fără a elimina însă simetria globală a răspunsului.

Creșterea energiei de impact conduce, pentru ambele compozite, la mărirea diametrului și a adâncimii amprente de impact, reflectând o deformare locală mai severă cu creșterea energiei de impact. Pentru energii similare de impact, compozitul Q-g (matrice epoxidică) prezintă amprente cu o geometrie mai regulată și o tranziție mai graduală între zona centrală indentată și materialul nedeteriorat. În cazul compozitului Q-c (matrice poliesterică nesaturată), amprente tind să fie mai neregulate, cu margini mai bine marcate și cu o textură de suprafață mai eterogenă.

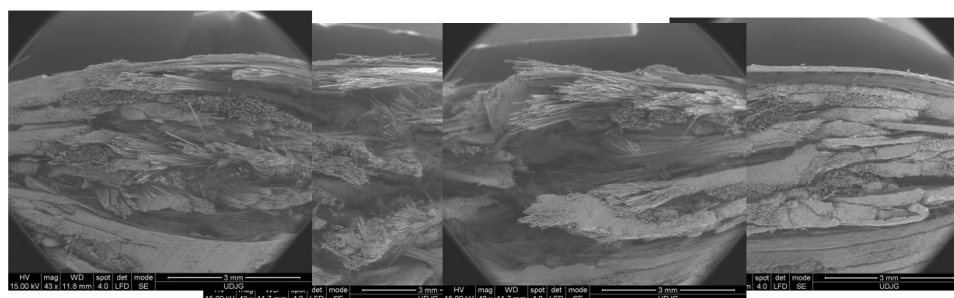
5.6.3.2 La nivel mezo de investigație

Imaginile din Figura 5.49 închid discuția despre amprentă, pentru că arată clar că nu este vorba doar despre o indentare, ci de o zonă de deteriorare structurală în grosime, corelată cu delaminarea internă. Este un nivel mezo de investigație, adică secțiune + arhitectură de straturi + mecanisme dominante de cedare.

Investigarea secțiunilor transversale permite analiza mecanismelor de cedare la nivel mezo, prin evidențierea modului în care deteriorarea se dezvoltă în grosimea laminatului sub impact. La acest nivel, amprenta de impact este asociată cu o zonă de material afectat în grosime, caracterizată prin delaminări interlaminare și deplasări relative ale straturilor și firelor, fără a implica o relație directă de tip cauzal cu aspectul suprafeței.



a) Q-c, 200 J



b) Q-g, 200 J

Figura 5.49 Colaj pentru evidențierea zonei de impact în secțiune centrală

Pentru ambele compozite, creșterea energiei de impact conduce la o extindere a deteriorării în grosime, prin activarea unui număr mai mare de interfețe interlaminare. Arhitectura cuadriaxială este reflectată în mod clar în secțiuni, prin succesiunea de straturi și sub straturi, separate de delaminări cu deschidere variabilă.

Comparativ, se pot observa diferențe calitative în distribuția deteriorării:

- **Q-g (matrice epoxidică)** prezintă delaminări distribuite pe mai multe interfețe, relativ uniforme și cu deschidere redusă, precum și o tranziție mai graduală între zona sever afectată și materialul nedeteriorat.
- **Q-c (matrice poliesterică nesaturată)** evidențiază delaminări mai pronunțate și o separare mai accentuată a pachetelor de straturi, cu o concentrare mai mare a deteriorării în vecinătatea zonei de impact.

În ansamblu, analiza la nivel mezo arată că, pentru energii de impact similare, modul de manifestare a delaminării în grosime diferă între cele două sisteme de matrice, fără diferențe semnificative în ceea ce privește extinderea globală a zonei afectate.

5.6.3.3 La nivel micro de investigație

Pentru imaginile SEM din Figura 5.50 se vor discuta mecanisme de cedare la nivel micro, pentru compozitul Q-c la 50 J, (tesatura cuadriaxială și rasina poliesterică nesaturată) și se vor identifica mecanisme de cedare pentru fibre și pentru matrice, așa cum sunt enumerate în diagrama teoretică. La acest nivel, micro, dar la diferite scări de mărire, mecanismele pentru fibre și matrice apar cuplate (nu mai pot fi „separate net” ca în diagrama teoretică), pentru că ceea ce se vede pe capetele fibrelor este, de fapt, rezultatul interacțiunii interfață–matrice–fibre.

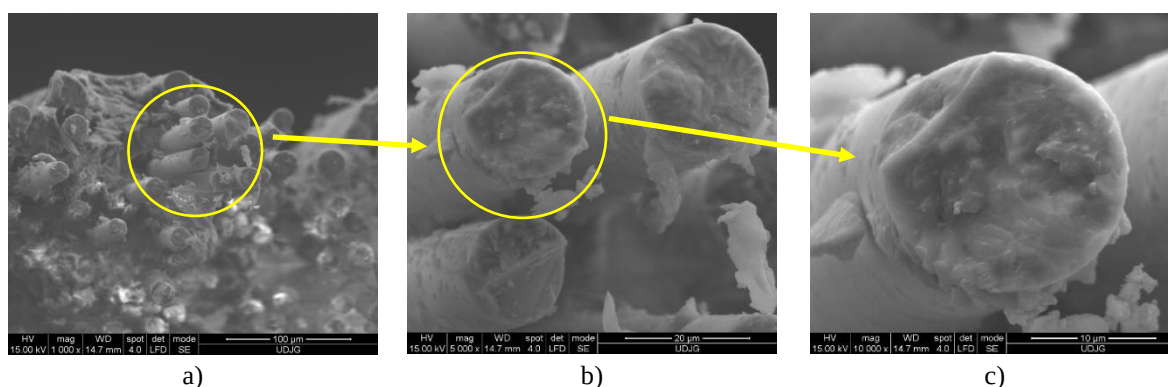


Figura 5.50 Mecanisme de cedare la nivel micro, pentru compozitul Q-c la energia de impact de 50 J

La energia de impact de 50 J, Figura 5.50, cedarea rămâne relativ localizată: există zone punctuale unde fibrele sunt expuse/rupele sunt concentrate, iar matricea din vecinătatea lor arată cedări locale (smulgeri, microfisuri, fragmente aderente pe fibre). Nu se vede o fragmentare intensă a matricei ca la energii mai mari de impact, ci mai degrabă un proces progresiv: inițierea fisurii la interfață → decoeziune locală între fibre și matrice → rupere/fragmentare la nivel de fascicul + rupere fragile a firelor + rupere / fisurare semifragilă a matricei din jur.

- a) La mărire de x1000 se observă secțiunile de rupere ale fibrelor, clar de tip material fragil și sugerează forfecare din cauza acțiunii impactorului;

- b) La x5000, se observă structura sticlei fibrelor, cu ruperi de tip fragil; segmental din stanga jos este un fragment de matrice (culoare tipică de polimer pe imagini SEM);
- c) Mărirea la x10000 evidențiază o secțiune de rupere a unei fibre, dintr-o combinație de solicitare la forfecare și încovoiere (ciupitura din stanga).

Mecanismele dominante asociate fibrelor în mănunchiuri sunt reprezentate de mai multe procese de cedare care acționează concomitent, după cum se observă în continuare:

- Ruperea fasciculului de fibre și „brooming” local (fragmentare de fibre în capătul firului); în zonele încercuite cu galben, capetele de fibre apar ca agregate de fibre scurte (aspect de „mătură”/mănunchi desfăcut). Asta indică ruperea printr-un mecanism progresiv: nu toate fibrele cedează simultan pe aceeași secțiune, ci există rupere succesivă la nivel de sub-fascicule de fibre, cu redistribuiri locale de tensiuni.
- Smulgere (pull-out) / alunecare în fasciculul de fibre. Faptul că se văd fibre expuse (fără matrice) și capete „ieșite” din volumul eșantionului sugerează că o parte din fibre au fost smulse din matrice înainte de rupere completă. În regim de impact mai redus (50 J), smulgerea este un mecanism eficient de disipare a energiei; se consumă energie prin frecare și prin ruperea/cedarea locală a interfeței fibră - matrice.
- Dezlipire interfață fibră-matrice (debonding), evidențiată de contraste „fibră curată vs. încărcată”; în aceeași zonă poți observa capete de fibre; unele fibre sunt relativ „curate” (suprafață netedă, fără fragmente de matrice încă rămase aderente) → indică decoeziune interfață (debonding) cu puține resturi de matrice; alte fibre sunt încărcate cu fragmente aderente - indică rupere mixtă: interfața cedează parțial, dar apare și rupere în matrice, foarte aproape de fibră. Această alternanță este tipică pentru un proces micro neuniform: interfața nu cedează uniform pe toate fibrele din același fir.

Mecanismele dominante asociate matricei (poliester nesaturat) sunt reprezentate de procese de cedare fragile și de degradare locală în jurul fasciculelor de fibre:

- Rupere fragilă / semifragilă a matricei în jurul fasciculului de fibre (microfragmentare + suprafețe rupte). Matricea poliesterică nesaturată are, în general, un răspuns mai fragil decât rășinile epoxidice. În imagini SEM, apar zone cu aspect de fractură granulară / fragmentată și desprinderi de „insule” de rășină. La 50 J, fragmentele sunt mai degrabă locale, atașate de capetele de fibre sau depuse între fibre.
- Fisurare locală a matricei și coalescență în jurul fibrelor; în vecinătatea capetelor de fire, matricea tinde să fisureze din cauza concentratorilor de tensiune la: capetele fibrelor rupte, porțiuni debonded, zone de interstițiu între fibre. Fisurile micro pot coalesca și „deschide” local fasciculul, accelerând smulgerea și expunerea fibrelor.
- Smulgere de matrice (matrix tearing) și resturi aderente pe fibre; capetele de fibre „îmbrăcate” în matrice indică faptul că ruperea nu a fost doar la interfață, ci a existat o componentă de rupere a matricei (tearing) în stratul imediat adiacent fibrei. Asta sugerează o aderență interfață suficientă cât să forțeze matricea să participe la mecanism (nu doar o separare „curată”).

Mecanismele „cuplate” (nu pot fi atribuite strict doar firului sau doar matricei) sunt reprezentate de procese în care interfața și matricea participă simultan la cedare:

- Cedare mixtă interfață + matrice (mixed-mode); Figura 5.5 indică un mecanism mixt: inițierea are loc frecvent la interfață (debonding), iar propagarea include atât smulgere

de fibre, cât și rupere/fragmentare de matrice. Acesta este motivul pentru care, la micro, „mecanismele pentru fire” și „mecanismele pentru matrice” apar ca un singur fenomen: decoeziune locală - pull-out - rupere progresivă a fasciculului + tearing/fragmentare de matrice.

- Rupere neuniformă în fascicul (eterogenitate internă) indusă de impregnare / distribuția matricei; într-un fir cu multe fibre, impregnarea matricei și distribuția locală (zone mai bogate/mai sărace în rășină) duc la: fibre care se dezlipesc și se smulg, fibre care rămân „ancorate” și se rup fragil, „dopuri” de matrice prinse între fibre. Această eterogenitate explică aspectul de „capete cu matrice” vs „capete curate” în aceeași regiune.

La 50 J, compozitul Q-c prezintă o cedare micro dominată de decoeziune interfață fibră–matrice și smulgere parțială (pull-out), urmate de rupere progresivă a fasciculului (brooming local). Matricea poliesterică contribuie prin fisurare locală, microfragmentare și tearing în imediata vecinătate a fibrelor, lăsând frecvent resturi aderente pe capetele de fibre. Ansamblul indică un mecanism mixt, în care energia de impact este disipată printr-o combinație de alunecare/debonding și rupere locală a matricei, fără fragmentare extensivă la scară micro (specifică, de regulă, energiilor mai mari).

La 200 J, Figura 5.51, cedarea devine mai extinsă și mai severă, însă păstrează particularitățile sistemului epoxidic: chiar dacă ruperea fibrelor este accentuată, zona degradată tinde să rămână mai coerentă structural decât în cazul unei matrice mai fragile.

Se evidențiază rupere fragilă a fibrelor, debonding local, dar și multe situații în care separarea interfeței este însoțită de ruperea matricei (fragmente aderente), deci un comportament mixt.

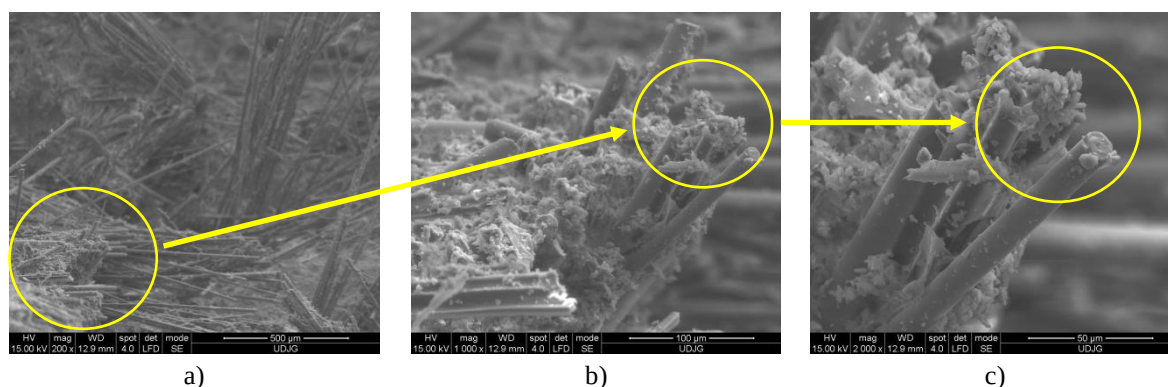


Figura 5.51 Mecanisme de cedare la nivel micro, pentru compozitul Q-g la energia de impact de 200 J

- a) Zona de detaliu pentru fibre rupte, $\times 200$, se observă fibre rupte în masă, asociate cu depuneri/fragmente de matrice și o dezorganizare locală a fasciculului. Fibrele rămân parțial „legate” prin matrice, ceea ce reduce dispersia lor aleatorie.
- b) Detaliu pe matrice în vecinătatea fibrelor, $\times 1000$, matricea apare în aglomerări compacte și fragmente aderente, indicând rupere coezivă cu tearing local și fisurare. Aspectul este mai puțin granular decât într-o matrice cu fragmentare intensă, sugerând o cedare mai „coezivă” a epoxidicului.
- c) La mărire $\times 2000$, se disting capete de fibre cu secțiuni de rupere fragile, împreună cu resturi de matrice. Morfologia sugerează solicitări combinate (forfecare +

încovoiere locală), induse de impactul energetic ridicat, cu cuplarea proceselor la nivel interfață–matrice–fibre.

Mecanismele dominante asociate fibrelor (Q-g, 200 J) sunt reprezentate de procese de rupere rapidă și extinsă a fasciculelor, în care smulgerea rămâne secundară față de ruperea directă a fibrelor: rupere extensivă a fasciculelor și brooming accentuat, dar compact: fibre rupte în masă, cu dispersie moderată; fasciculele își păstrează parțial integritatea; pull-out foarte limitat: la 200 J ruperea fibrelor apare rapid, înainte ca alunecarea să se dezvolte pe distanțe mari; debonding prezent, dar frecvent însoțit de matrice aderentă: indică o rupere mixtă (interfață + matrice), nu o separare curată dominantă.

Mecanismele dominante asociate matricei epoxidice (Q-g, 200 J) indică o participare coezivă severă a acesteia la cedare, cu fragmentare controlată și menținerea unei coerențe locale între fibre: rupere coezivă severă (tearing + fisurare): matricea se rupe extensiv în vecinătatea fibrelor, lăsând fragmente aderente; fragmentare mai controlată / mai puțin granulară: matricea apare în fragmente mai compacte, nu pulverizată; coeziunea locală este parțial menținută între fibre.

La 200 J, Figura 5.51, Q-g prezintă o cedare micro dominată de ruperea fragilă a fibrelor și ruperea coezivă a matricei epoxidice, cu debonding local și resturi aderente pe fibre. Smulgerea fibrelor este minoră, iar degradarea, deși severă, rămâne relativ coerentă structural, ceea ce indică o interfață fibră–matrice eficientă și o participare consistentă a matricei la disiparea energiei.

La energia de impact de 50 J, ambele compozite prezintă o cedare relativ localizată, însă natura matricei conduce la diferențe clare în mecanismele dominante. În cazul compozitului Q-c, cu matrice poliesterică nesaturată, cedarea este caracterizată de decoeziune extinsă la interfața fibră–matrice, smulgere (pull-out) mai pronunțată și fragmentare locală a matricei. Capetele de fibre apar frecvent „curate”, indicând o separare predominant interfacială, iar matricea contribuie mai puțin prin rupere coezivă.

În schimb, compozitul Q-g, cu matrice epoxidică, prezintă o aderență interfață mai bună și o participare mai activă a matricei la procesul de cedare. Smulgerea fibrelor este mai limitată, iar multe capete de fibre sunt însoțite de fragmente de matrice aderente, indicând o rupere mixtă sau coezivă. Brooming-ul este mai compact, iar cedarea are un caracter mai progresiv și mai controlat, cu o redistribuire locală mai eficientă a tensiunilor.

Astfel, la 50 J, energia de impact este disipată preponderent prin decoeziune și pull-out în Q-c, respectiv prin rupere progresivă fibră–matrice în Q-g.

La energia de impact de 200 J, diferențele dintre cele două compozite devin mai pronunțate, atât ca severitate, cât și ca mod de degradare. Compozitul Q-c prezintă o cedare micro dominată de fragmentarea intensă a matricei poliesterice și de ruperea fragilă, abruptă a fibrelor, cu dispersie accentuată și pierderea rapidă a coeziunii locale. Smulgerea fibrelor joacă un rol secundar, fiind rapid înlocuită de ruperea aproape simultană a fasciculelor, iar matricea apare frecvent sub formă de fragmente fine, cu aspect granular.

În cazul compozitului Q-g, deși ruperea fibrelor este tot severă la 200 J, degradarea este mai coerentă structural. Matricea epoxidică se rupe predominant coeziv, cu tearing și fisurare extinsă, dar fără fragmentare accentuată. Debonding-ul apare frecvent însoțit de resturi de

matrice aderente pe fibre, indicând o interfață fibră–matrice mai bună chiar și la energii ridicate. Brooming-ul este mai compact, iar dispersia fibrelor este limitată comparativ cu Q-c.

Comparativ, la 200 J, energia de impact este disipată în Q-c în principal prin fragmentare și pierdere rapidă a coeziunii, în timp ce în Q-g disiparea are loc printr-un mecanism mixt, dominat de rupere coezivă a matricei și rupere fragilă a fibrelor, cu menținerea parțială a integrității locale.

Compararea celor două compozite evidențiază rolul esențial al naturii matricei asupra mecanismelor de cedare la nivel micro. Matricea poliesterică favorizează decoeziunea interfacială, smulgerea fibrelor și fragmentarea granulară, conducând la o cedare mai dispersată și mai abruptă la energii mari. În schimb, matricea epoxidică promovează o interfață fibră–matrice mai rezistentă, o rupere mai coezivă și o degradare mai controlată, chiar și în condiții de impact sever. Aceste diferențe la nivel micro explică comportamentele distincte observate ulterior la nivel mezo și macro.

5.6.4 Analiza mecanismelor de cedare a compozitelor la solicitarea de încovoiere în trei puncte

5.6.4.1 Mecanisme de cedare în compozite cu fibre

Figura 5.52 sintetizează mecanismele de cedare ale compozitelor analizate în condiții de încovoiere în trei puncte și propune o organizare multiscalară a degradării, structurată pe trei niveluri: macroscopic, mezosopic și microscopic. Schema nu reprezintă o clasificare rigidă, ci o hartă conceptuală a proceselor de cedare, în care fiecare nivel este conectat direct cu celelalte, iar răspunsul global al materialului rezultă din interacțiunea acestor mecanisme.

Nivelul mezosopic reprezintă zona de tranziție dintre procesele locale și răspunsul global și este puternic controlat de arhitectura stratificată și de structura textilă a ranforsării. Separarea explicită dintre fața și spatele eșantionului din schemă reflectă distribuția neuniformă a câmpurilor de tensiuni în timpul solicitării de încovoiere în trei puncte.

În zona de față, aflată în contact cu dispozitivul de testare și supusă predominant compresiunii, figura indică strivirea și compresiunea locală sub punctul de aplicare a sarcinii, ruperea locală în vecinătatea contactului și instabilitatea firelor. Aceste mecanisme corespund pierderii stabilității pachetelor de fibre ca entități mezosopice și marchează inițierea cedării structurale. Apariția delaminărilor între straturile superioare, sugerată în schemă, este asociată cu tendința de încovoiere a firelor și cu gradientul ridicat al tensiunilor din zona de contact.

În zona de spate, unde solicitarea este dominată de întindere, figura evidențiază dezvoltarea delaminărilor interstrat și intersubstraturi, precum și exfolierea matricei în ultimele straturi. Aceste procese sunt specifice compozitelor cu arhitecturi textile multidireționale și controlează propagarea degradării în grosimea laminatului. Ruperea firelor pe fața întinsă și desprinderile locale ale matricei apar în regiunile cu tensiune maximă și contribuie la pierderea rigidității globale.

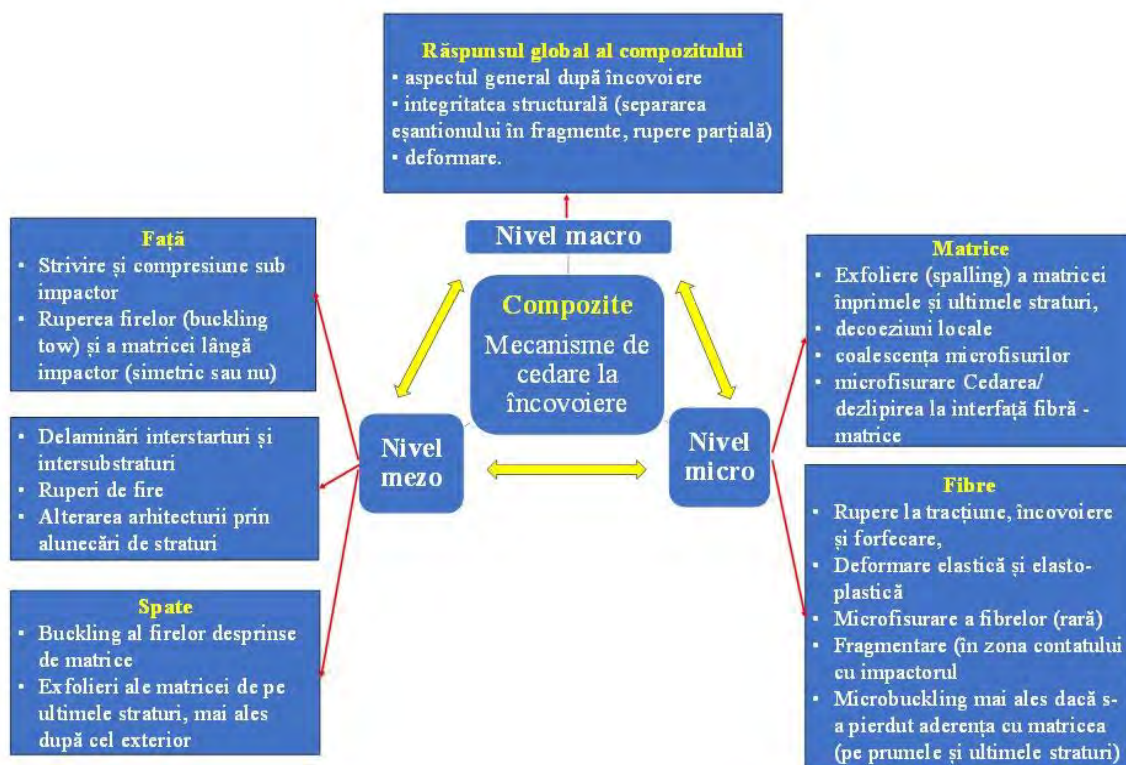


Figura 5.52 Diagrama mecanismelor de cedare pentru compozitele elaborate și testate la încovoiere în trei puncte

Nivelul microscopic, prezentat în partea dreaptă a figurii, detaliază mecanismele fundamentale implicate în cedare. În matrice sunt identificate microfisurarea indusă de câmpurile locale de tensiuni, dezlipirile la contactul fibră-matrice și coalescența microfisurilor, procese care pot conduce local la exfoliere. La nivelul fibrelor individuale, cedarea este dominată de ruperea sub întindere, încovoiere sau forfecare, iar fragmentarea apare în special în zonele cu gradient mare al solicitării. Microfisurarea fibrelor este rar observată comparativ cu mecanismele fragile de rupere.

Schema din Figura 5.52 arată că aceste procese nu evoluează izolat. Mecanismele microscopice inițiază cedarea locală, care se organizează la nivel mezosopic sub forma delaminărilor, ruperilor de fire și instabilităților structurale, procese controlate de arhitectura stratificată și de poziția straturilor față de axa neutră. Aceste mecanisme determină în final manifestările macroscopice ale cedării la încovoiere. Răspunsul compozitului este astfel rezultatul unei rețele de procese interdependente care evoluează simultan și se amplifică reciproc. Analiza comparativă a mecanismelor de cedare pentru compozitele Q-c și Q-g solicitate la încovoiere în trei puncte

5.6.4.2 La nivel macro de investigație

La nivel macro, eșantioanele supuse solicitării de încovoiere în trei puncte prezintă o localizare clară a deteriorării în zona de maxim moment încovoiator, corespunzătoare poziției elementului de aplicare a sarcinii. Aspectul global al probelor indică un proces de cedare progresiv, fără fragmentare completă, caracteristic compozitelor stratificate cu ranforsări textile.

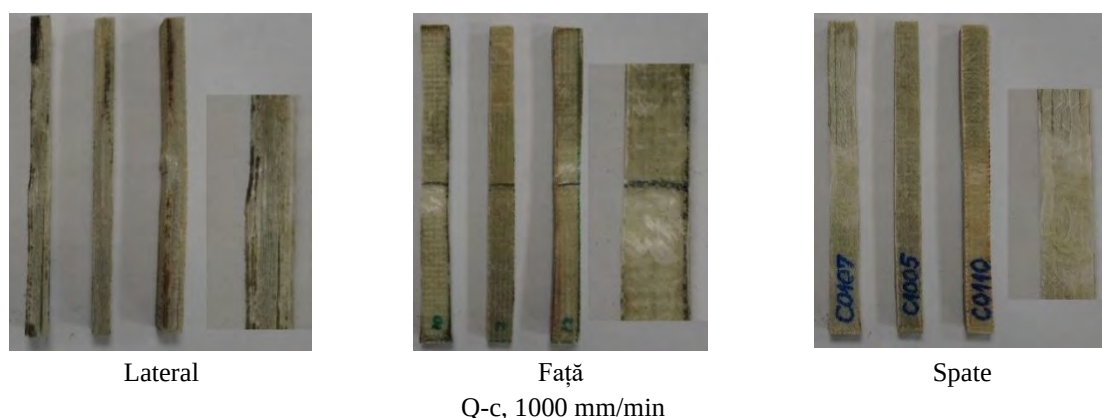


Figura 5.53 Câteva probe din setul de 5 probe testate la încovoiere în trei puncte, pentru vitezele de testare extreme, 1000 mm/min pentru compozitul Q-c

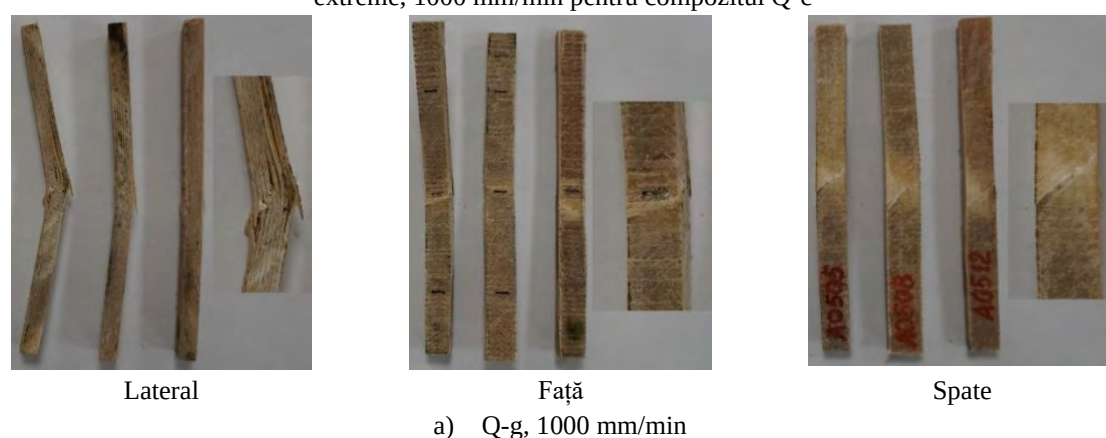


Figura 5.54 Câteva probe din setul de 5 probe testate la încovoiere în trei puncte, pentru vitezele de testare extreme, 1000 mm/min pentru compozitul Q-g

Din Figura 5.53 și Figura 5.54 se pot observa deosebirile între compozitele Q-c și Q-g la solicitarea de încovoiere, pentru viteza de testare extremă, 1000 mm/min. Ambele compozite sunt realizate cu aceeași țesătură cuadriaxială, astfel încât diferențele observate pot fi atribuite în principal naturii matricei polimerice și interacțiunii fibră-matrice.

Pe spatele epruvetelor, corespunzător zonei solicitate la întindere, se observă ruperea straturilor superficiale, însoțită de expunerea locală a fasciculelor de fibre. Această rupere este limitată spațial și concentrată în regiunea centrală a probei, indicând atingerea rezistenței la întindere a straturilor exterioare.

Pe lateralele epruvetelor, sunt vizibile delaminări interlaminare, a căror extindere și intensitate cresc odată cu viteza de solicitare. La viteze mai mari, delaminările sunt mai bine conturate și se propagă pe o lungime mai mare, favorizând separarea locală a straturilor și reducerea rigidității structurale în zona centrală.

În regiunea de contact cu elementul de aplicare a sarcinii, pe fața solicitată la compresiune, se observă strivirea locală a materialului, asociată cu o compactare a straturilor superficiale. În vecinătatea acestei zone apar rupturi locale ale straturilor superficiale, care pot fi atribuite unui efect de instabilitate (buckling superficial).

Acest fenomen este explicat de faptul că zonele centrale ale epruvetei se deplasează împreună cu elementul de aplicare a sarcinii, în timp ce substraturile superficiale, parțial

decuplate prin delaminări, se curbează independent, conducând la apariția unor tensiuni suplimentare și la ruperea locală a straturilor comprimate.

În ansamblu, la nivel macro, deteriorarea observată reflectă interacțiunea dintre solicitările de întindere, compresiune și forfecare interlaminară, fără a permite identificarea directă a mecanismelor elementare de cedare. Acestea vor fi analizate în detaliu la nivel mezo și micro, pentru a evidenția procesele care stau la baza degradării structurale observate.

Compozitul Q-c (matrice poliesterică nesaturată) prezintă o deteriorare mai localizată, cu zone de rupere și exfoliere mai bine delimitate, sugerând un comportament mai rigid și mai puțin tolerant la redistribuția tensiunilor, în timp ce compozitul Q-g (matrice epoxidică) manifestă o degradare mai difuză, cu tranziții mai graduale între zonele intacte și cele deteriorate, indicând o capacitate mai bună de disipare a energiei la nivel structural.

În cazul compozitului Q-c, delaminările sunt în general mai extinse și mai deschise, cu separări clare între straturi, vizibile atât pe lateralele epruvetelor, cât și în zonele de solicitare maximă, pe când pentru Q-g, delaminările sunt mai restrânse, uneori parțial închise, ceea ce sugerează o aderență interlaminară mai bună și o rezistență crescută la propagarea separărilor între straturi. Această diferență devine mai evidentă la viteze mari de solicitare sau la energii de impact ridicate. Ruperea straturilor aflate la întindere apare mai brusc, cu expuneri mai curate ale fibrelor, indicând o capacitate limitată a matricei de a redistribui tensiunile, în timp ce la Q-g, ruperea este însoțită mai frecvent de fragmente de matrice aderente pe fibre, sugerând o interacțiune fibră-matrice mai eficientă și o transferare mai bună a eforturilor. În cazul compozitului Q-c, sub elementul de aplicare a sarcinii, strivirea și ruperea straturilor superficiale sunt mai concentrate, iar efectele de instabilitate apar pe arii mai mici, pe când în Q-g, deformarea locală tinde să fie mai răspândită, iar instabilitatea superficială este adesea corelată cu delaminări mai fine, care permit curburarea straturilor fără rupere imediată.

În cazul compozitului Q-c este caracterizat mai frecvent prin debonding fibră-matrice, cu fibre expuse și suprafețe relativ curate, în timp ce Q-g prezintă mai des matrice reziduală aderentă pe fibre, microfisuri distribuite în matrice și un caracter mai progresiv al degradării. Diferențele observate între compozitele Q-c și Q-g sunt atribuite în principal naturii matricei polimerice, care influențează aderența fibră-matrice și capacitatea de redistribuire a tensiunilor, conducând la moduri distincte de manifestare a acelorași mecanisme de cedare.

Diferențele observate între compozitele Q-c și Q-g sunt atribuite în principal naturii matricei polimerice, care influențează aderența fibră-matrice și capacitatea de redistribuire a tensiunilor, conducând la moduri distincte de manifestare a acelorași mecanisme de cedare.

5.6.4.3 La nivel mezo de investigație

La nivel mezo, imaginile SEM (Figura 5.55) evidențiază diferențe semnificative de severitate și extindere a degradării pentru compozitul Q-g, în funcție de viteza de solicitare la încercarea de încovoiere în trei puncte. Pentru claritate, sensul solicitării este indicat pe imagini prin săgeți, corespunzător deplasării elementului de aplicare a sarcinii.

În cazul solicitării la viteză redusă, 10 mm/min (Figura 5.55 a), b), c)) degradarea este caracterizată prin: delaminări interlaminare multiple, dar relativ subțiri și distribuite pe mai multe interfețe; curbarea progresivă a straturilor, fără desprinderi masive sau separări complete; fisuri interlaminare bine conturate, cu propagare lentă și controlată; menținerea unei coerențe

structurale a pachetului de straturi, chiar și în zonele de maximă solicitare. Acest aspect sugerează un proces de cedare gradual, în care materialul are timp să redistribuie tensiunile prin separări interlaminare succesive și deformare progresivă a straturilor.

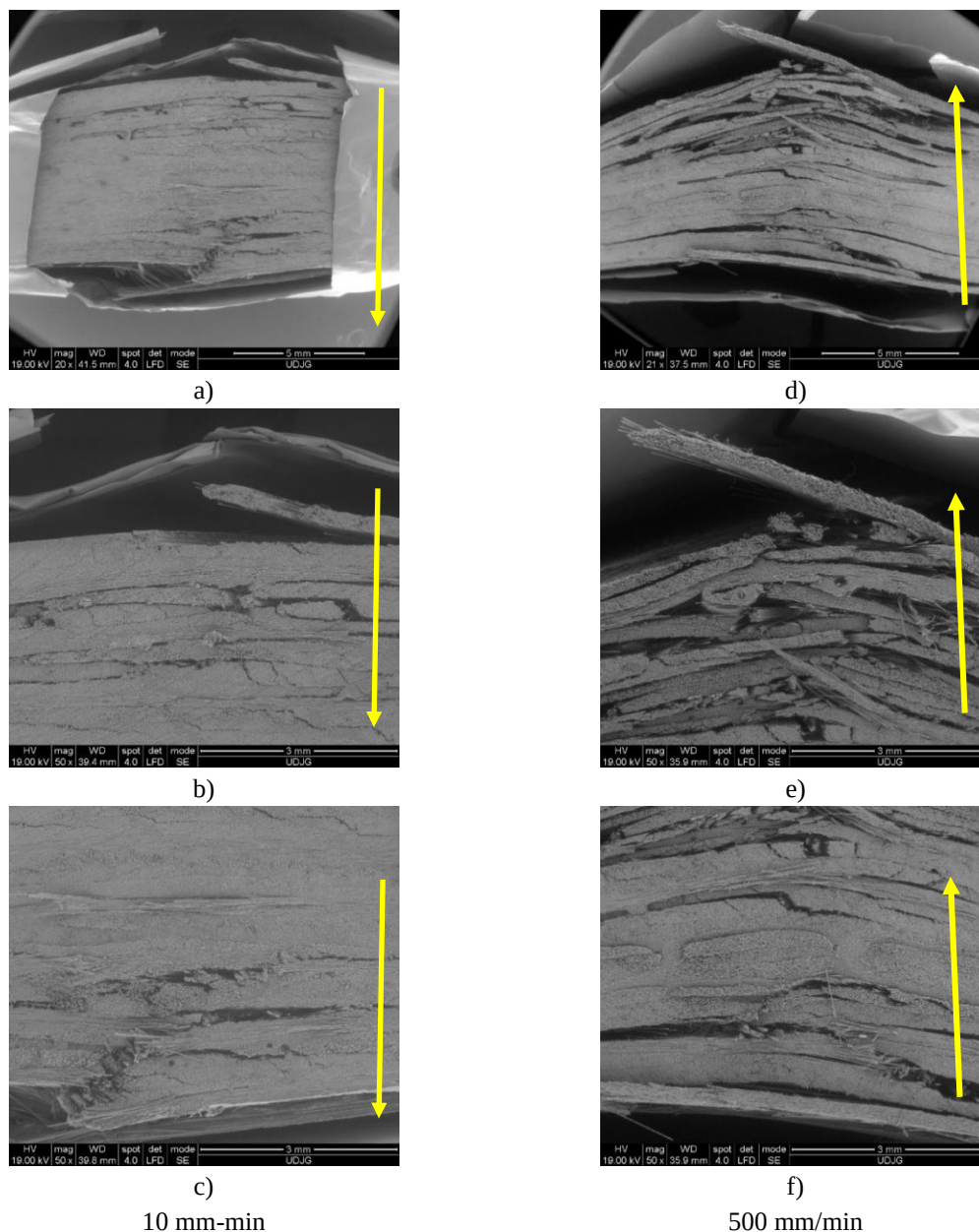


Figura 5.55 Imagini ale zonei centrale pentru composite Q-g, la doua viteze de testare la încovoiere în trei puncte. Direcția săgeților corespunde sensului de deplasare al elementului de aplicare a sarcinii.

Pentru viteza mai mare de testare, 500 mm/min, (Figura 5.55 d), e), f)) se observă o degradare vizibil mai severă și mai localizată, caracterizată prin: delaminări mai deschise și mai extinse, cu separări clare între straturi; ridicarea și desprinderea straturilor superficiale, indicând pierderea rapidă a coeziunii interlaminare; deformare accentuată și instabilitate a straturilor, inclusiv fenomene de tip buckling superficial; zone în care pachetul de straturi apare fragmentat și dezorganizat, comparativ cu structura mai compactă observată la viteza mică.

Aceste caracteristici indică o localizare rapidă a deteriorării, cu o capacitate redusă de redistribuire a tensiunilor la scară mezo. Pentru același compozit Q-g, mecanismele de cedare identificate la nivel mezo sunt similare la ambele viteze de sollicitare (delaminare, curbare a straturilor, instabilitate locală), însă modul lor de manifestare diferă semnificativ: la 10 mm/min, degradarea este mai difuză și progresivă; la 500 mm/min, degradarea este mai intensă, mai localizată și mai severă.

Acest comportament evidențiază sensibilitatea răspunsului interlaminar la rata de sollicitare, chiar și în absența unor diferențe majore la nivel macro. Diferențele de severitate observate la nivel mezo sugerează modificări ale modului de transfer al eforturilor între straturi, care vor fi investigate în continuare la nivel micro, prin analiza interacțiunilor fibră-matrice. Imaginile SEM ilustrează diferențe de severitate și extindere a degradării pentru același compozit Q-g, în funcție de viteza de sollicitare. Săgețile indică sensul de deplasare al elementului de aplicare a sarcinii în timpul încercării.

Pentru viteza redusă de sollicitare (10 mm/min), degradarea este caracterizată prin delaminări interlaminare multiple, subțiri și relativ uniform distribuite, însoțite de o curbare progresivă a straturilor. Straturile rămân în mare parte coerente, iar separările interlaminare sunt limitate, sugerând un proces de cedare gradual, cu redistribuire eficientă a tensiunilor la nivel mezo. În cazul vitezei mai mari de sollicitare (500 mm/min), degradarea este mai intensă și mai localizată, fiind caracterizată de delaminări mai deschise și mai extinse, precum și de ridicarea și desprinderea straturilor superficiale. Se observă instabilitate accentuată a straturilor, inclusiv fenomene de tip buckling superficial, care conduc la o pierdere rapidă a coeziunii interlaminare și la o fragmentare mai pronunțată a structurii stratificate.

Comparativ, deși mecanismele de cedare identificate sunt similare pentru ambele viteze de sollicitare, modul lor de manifestare diferă semnificativ, degradarea devenind mai severă și mai localizată odată cu creșterea vitezei de sollicitare.

5.6.4.4 La nivel micro de investigație

În Figura 5.56 sunt evidențiate mecanismele de cedare la nivel micro pentru sollicitarea de încovoiere, la viteza de testare de 1000 mm/min, pentru compozitul Q-c, vedere din spate a eșantionului.

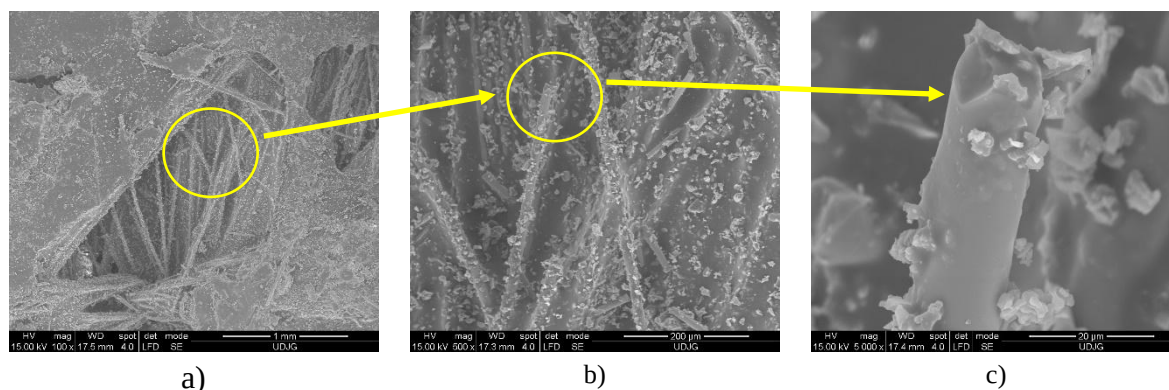


Figura 5.56 Mecanisme de cedare la nivel micro, pentru compozitul Q-c la viteza de testare de 1000 mm/min, spate

Analiza se realizează separat pentru fața eșantionului (zona sollicitată predominant la compresiune sub impactor și la încovoiere pentru primele straturi lângă impactor) și pentru spatele eșantionului (zona sollicitată predominant la încovoiere și tracțiune), și, deci, mecanismele de cedare diferă semnificativ. Pe spatele eșantionului, Figura 5.56, viteza mare conduce la o cedare clar fragilă, cu rupere rapidă a fibrelor și cu implicare minimă a mecanismelor disipative.

- a) La mărire mică, x100, se observă zone extinse de fibre rupte, cu dispersie accentuată.
- b) La mărime intermediară, x500, fibrele sunt rupte aproape simultan, cu capete scurte și puțin pull-out.
- c) La mărime mare, x5000, capetele fibrelor prezintă secțiuni de rupere tipic fragile, iar matricea apare sub formă de fragmente fine aderente sau dispersate.

Mecanisme dominante pe spate eșantionului, 1000 mm/min, sunt: rupere fragilă, abruptă a fibrelor la tracțiune, decoeziune interfață + fragmentare de matrice, absența mecanismelor progresive de cedare.

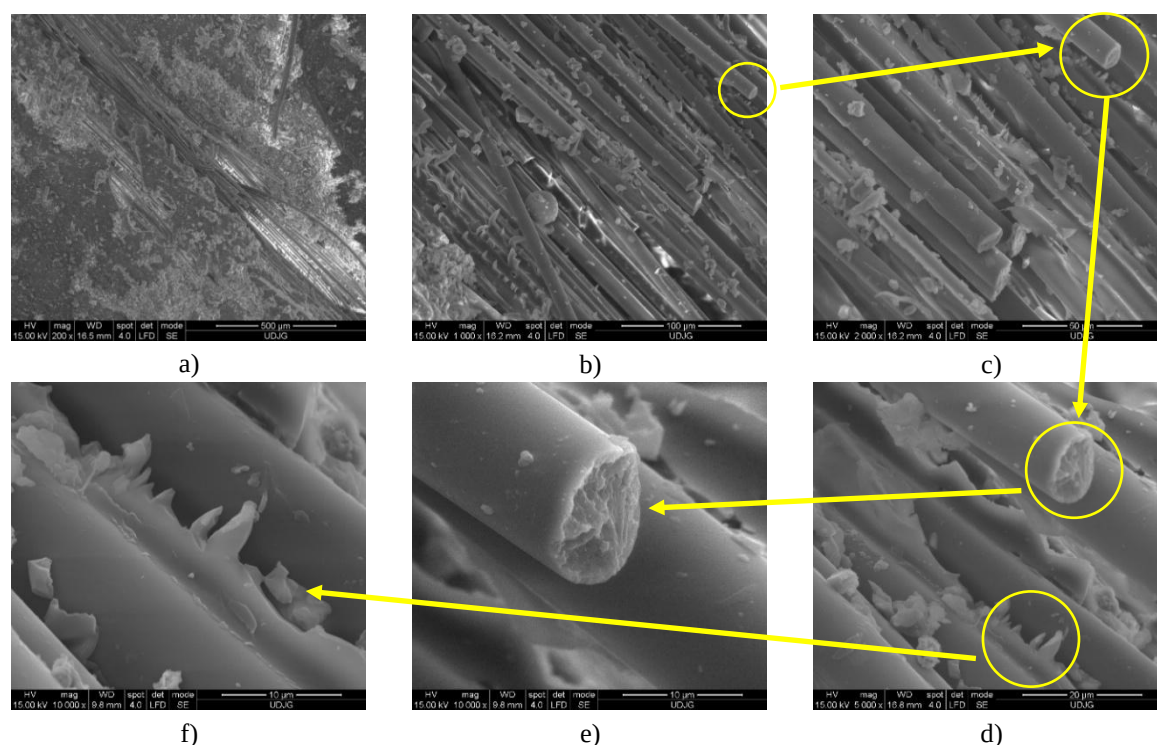


Figura 5.57 Mecanisme de cedare la nivel micro, pentru Q-g la viteza de testare de 10 mm/min, spate

Pentru compozitul Q-c creșterea vitezei de testare de la 10 mm/min la 1000 mm/min conduce la o tranziție clară de la o cedare progresivă la una abruptă și fragilă. La viteza redusă, mecanismele dominante includ microbuckling-ul fibrelor, decoeziunea graduală fibră-matrice și fisurarea lentă a matricei. La viteza ridicată, aceste mecanisme sunt activate rapid și sunt urmate aproape imediat de ruperea fragilă a fibrelor și de fragmentarea matricei poliesterice, cu pierderea capacității de redistribuire a tensiunilor. Această evoluție explică diferențele de comportament mecanic observate la nivel macro și constituie o bază solidă pentru tranziția către analiza la nivel mezo și macro.

În cele ce urmează, Figura 5.57 sunt analizate mecanismele de cedare la nivel micro pentru compozitul Q-g supus la încercări de încovoiere, pentru viteza de solicitare de 10 mm/min. Analiza este realizată separat pentru fața eșantionului (zonă solicitată predominant la compresiune) și pentru spatele eșantionului (zonă solicitată predominant la tracțiune), întrucât natura solicitării conduce la mecanisme de cedare distincte.

În cele ce urmează, Figura 5.58 sunt analizate mecanismele de cedare la nivel micro pentru compozitul Q-g supus la încercări de încovoiere, pentru viteza de solicitare de 1000 mm/min.

La viteza mare de testare, 1000 mm/min, (Figura 5.58) cedarea pe fața eșantionului devine mai abruptă, însă rămâne diferită față de cazul Q-c. Matricea epoxidică limitează fragmentarea excesivă și menține parțial coeziunea structurii.

- La mărire mică, x100, se observă o zonă extinsă de degradare, cu fibre deformate și rupte, dar care rămân grupate conform arhitecturii țesăturii.
- La mărire mai mare, x500, capetele fibrelor prezintă secțiuni de rupere fragile, frecvent însoțite de matrice epoxidică aderentă.
- Secțiune de fibră ruptă, x5000, cu aspect fragil, dar cu margini acoperite de matrice, indicând rupere mixtă.

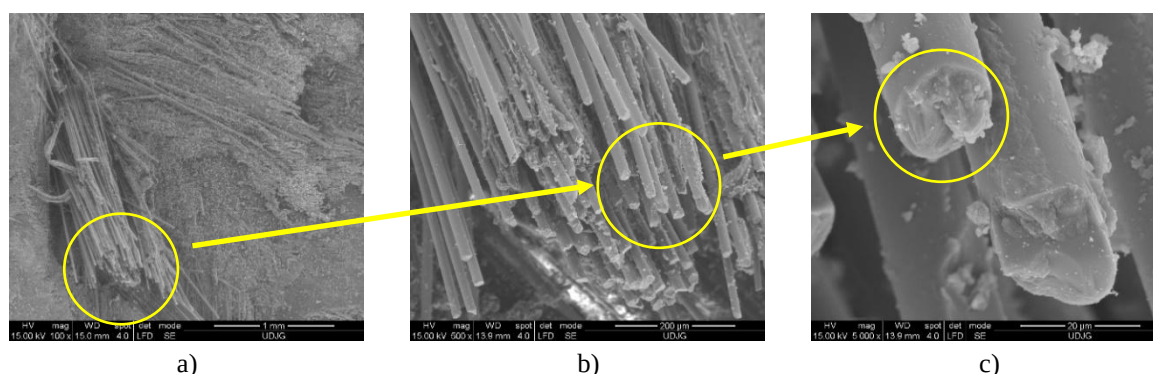


Figura 5.58 Mecanisme de cedare la nivel micro, pentru Q-g la viteza de testare de 1000 mm/min, față

Pentru compozitul Q-g, creșterea vitezei de testare de la 10 mm/min la 1000 mm/min determină o tranziție de la o cedare progresivă și controlată la una mai abruptă, însă fără fragmentarea extensivă observată în compozitul cu matrice poliesterică. Matricea epoxidică contribuie semnificativ la menținerea coeziunii locale, atât pe față, cât și pe spatele eșantionului, prin rupere coezivă și ancorare eficientă a fibrelor. Acest comportament explică diferențele observate la nivel macro și susține rolul esențial al naturii matricei în controlul mecanismelor de cedare la încovoiere.

Compararea mecanismelor de cedare la nivel micro pentru compozitele Q-c și Q-g supuse la încercări de încovoiere evidențiază influența majoră atât a naturii matricei, cât și a vitezei de solicitare asupra modului de degradare a materialului. La viteza redusă de testare (10 mm/min), ambele compozite prezintă o cedare progresivă, însă mecanismele diferă semnificativ. În compozitul Q-c, cu matrice poliesterică nesaturată, pe fața epruvetei predomină decoeziunea fibră-matrice, asociată cu microfisuri în matrice care facilitează expunerea fibrelor, iar suprafețele acestora apar relativ curate, cu urme reduse de matrice reziduală. Pe spate, ruperea fibrelor are un caracter mai fragil și mai „curat”, sugerând o

pierdere rapidă a transferului de sarcină la interfață și o capacitate limitată a matricei de a redistribui tensiunile. În contrast, compozitul Q-g, cu matrice epoxidică, prezintă la aceeași viteză o degradare mai coerentă. Pe față se observă matrice aderentă pe fibre și rupere coezivă locală în matrice, nu doar separare interfacială, iar contactul fibră–matrice se menține pe arii mai mari. Pe spate, ruperea fibrelor este frecvent însoțită de fragmente de matrice aderente și aglomerări locale între fibre, indicând o rupere mixtă fibră–matrice și o implicare mai activă a matricei în transferul eforturilor. Astfel, la 10 mm/min, energia este disipată mai eficient în compozitul Q-g prin mecanisme progresive, în timp ce compozitul Q-c tinde spre un răspuns dominat de debonding interfacial.

La viteza mare de testare (1000 mm/min), degradarea se intensifică pentru ambele materiale, însă diferențele dintre ele devin mai evidente. În compozitul Q-c, cedarea este abruptă și predominant fragilă atât pe față, cât și pe spate. Microbuckling-ul fibrelor este rapid urmat de ruperea acestora, iar matricea poliesterică suferă fisurare rapidă și fragmentare locală, cu pierderea capacității de redistribuire a tensiunilor. Fibrele se rup aproape simultan, cu capete scurte și pull-out redus, ceea ce indică o cedare dominată de șoc și de viteza mare de solicitare.

În cazul compozitului Q-g, deși creșterea vitezei conduce la o cedare mai severă decât la 10 mm/min, degradarea rămâne mai coerentă structural. Matricea epoxidică participă activ la procesul de cedare prin rupere coezivă și tearing, limitând fragmentarea excesivă și dispersia fibrelor. Chiar și la 1000 mm/min, multe fibre prezintă resturi aderente de matrice, iar brooming-ul fasciculelor este mai compact. Acest comportament indică o interfață fibră–matrice mai eficientă și o capacitate mai bună de amortizare a efectelor solicitării rapide.

În ansamblu, compozitul Q-c prezintă o tranziție clară de la o cedare progresivă la una abruptă și fragilă odată cu creșterea vitezei de testare, matricea poliesterică favorizând decoeziunea interfacială și fragmentarea rapidă. Compozitul Q-g manifestă o cedare mai controlată atât la viteze mici, cât și la viteze mari, datorită comportamentului mai tenace al matricei epoxidice și aderenței superioare fibră–matrice. Diferențele la nivel micro explică comportamentele distincte observate la nivel mezo și macro și subliniază rolul critic al naturii matricei în răspunsul la încercările de încovoiere.

5.6.5 Concluzii privind analiza mecanismelor de cedare ale compozitelor proiectate, la solicitarea de impact și încovoiere în trei puncte

În pofida diferențelor evidente la scară macro între impact și încovoiere, cedarea/distrugerea la scară micro în compozitele cu fibre de sticlă studiate este alcătuită dintr-un set relativ comun de mecanisme: fisurarea matricei, decoeziunea la interfață, fragmentarea fibrelor, ruperea fragilă a fibrelor, frecare/abraziune locală și delaminare între straturi și substraturi. Diferența majoră între cazuri nu este atât apariția sau absența mecanismelor, cât densitatea lor de apariție și mecanismul care devine dominant, în funcție de câmpul de tensiuni impus la scară macro și de traseul de transfer al sarcinii prin arhitectura armării.

Astfel, impactul favorizează o combinație de cedări localizate (fisuri de matrice + decoeziuni + delaminare) și rupere de fibre în zonele cu concentrații de tensiune. La încovoiere în trei puncte, asimetria câmpului de tensiuni generează simultan mecanisme de tip tracțiune (întindere) fibre fracture (ruperea fibrelor în zona dominată de tensiuni de tracțiune) și

mecanisme de instabilitate/zdrobire locală pe partea comprimată, cu delaminarea ca mecanism accelerator.

În cadrul prezentei teze de doctorat, analiza SEM (scanning electron microscopy – microscopie electronică de baleiaj) a fost realizată exclusiv pentru epruvetele supuse testelor de impact și încovoiere în trei puncte, rezultatele fiind utilizate pentru corelarea mecanismelor microstructurale cu răspunsul mecanic global.

Analiza mecanismelor de cedare la nivel micro, realizată pe baza imaginilor SEM, oferă o perspectivă detaliată asupra proceselor locale de distrugere din compozitele Q-c și Q-g, însă semnificația acestora devine completă doar prin corelarea cu aspectele observate la nivel mezo- și macro-. În acest sens, tranziția analizei, de la micro → mezo → macro, reflectă modul în care procesele inițiate la scară microscopică se cuplează, se amplifică și se organizează în mecanisme vizibile la nivel structural.

La nivel micro, cedarea este dominată de interacțiunea fibră – interfață – matrice. Pentru compozitul Q-c, cu matrice poliesterică nesaturată, mecanismele inițiale sunt caracterizate de decoeziune interfacială, smulgere parțială a fibrelor din matrice și fragmentarea locală a matricei, procese care se intensifică odată cu creșterea energiei de impact sau a vitezei de solicitare. În schimb, pentru compozitul Q-g, cu matrice epoxidică, mecanismele micro sunt preponderent de tip mixt și coeziv, matricea participând activ la procesul de cedare prin forfecare și fisurare, menținând o ancorare mai eficientă a fibrelor în matrice.

Aceste diferențe la nivel micro se reflectă direct la nivel mezo. În cazul impactului, mecanismele locale de decoeziune și rupere a matricei conduc la inițierea și propagarea delaminărilor între straturi și substraturi, a căror extindere este controlată de capacitatea matricei de a redistribui tensiunile. Astfel, în compozitul Q-c, delaminările sunt mai extinse și mai puțin controlate (aspect neuniform, chiar asimetric), iar zona afectată de impact prezintă o distrugere mai dispersată. În compozitul Q-g, delaminarea apare mai compactă, cu limite mai bine definite, matricea epoxidică limitând propagarea fisurilor între straturi sau substraturi. În mod similar, la încercările de încovoiere, procesele micro de buckling, decoeziune fibră–matrice și rupere a fibrelor se organizează la nivel mezo în zone distincte de cedare pe fața (compresiune) și pe spatele (tracțiune) eșantionului.

La nivel macro, aceste mecanisme mezo determină răspunsul global al materialului. La impact, diferențele dintre compozitul Q-c și compozitul Q-g se reflectă în dimensiunea amprente, distribuția distrugerilor și capacitatea de absorbție a energiei. La încovoiere, influența vitezei de testare conduce la o tranziție de la cedare progresivă la cedare abruptă, tranziție mai pronunțată în compozitul cu matrice poliesterică. În compozitul Q-g, chiar și la energii de impact sau viteze ridicate de testare la încovoiere și tracțiune, răspunsul macro rămâne mai coerent, datorită mecanismelor micro și mezo care întârzie pierderea integrității structurale.

5.7 Concluzii privind comportarea mecanică a materialelor compozite testate

Prezenta teză a realizat o evaluare sistematică a comportării mecanice a aceluiași materiale compozite printr-un set coerent de teste de impact, tracțiune și încovoiere, abordare care permite o înțelegere integrată a răspunsului structural în condiții de solicitare diferite. Analiza comparativă a rezultatelor evidențiază faptul că, deși valorile caracteristice obținute în

fiecare tip de test sunt diferite, tendințele globale sunt coerente, iar diferențele dintre materialele se manifestă consecvent indiferent de tipul solicitării.

Un rezultat important al abordării multicriteriale este confirmarea rolului determinant al arhitecturii compozitului, în special al stratului de mat. Materialele fără strat de mat se caracterizează prin rigiditate și capacitate portantă mai ridicate, atât la tracțiune, cât și la încovoiere și impact, dar manifestă un răspuns mai concentrat și mai abrupt. Materialele cu strat de mat prezintă un comportament mai progresiv, cu o capacitate puțin mai bună de absorbție a energiei și o toleranță mai mare la cedare, aspect evidențiat consistent în toate tipurile de teste.

Influența tipului de matrice polimerică este, de asemenea, confirmată, materialele cu rășină epoxidică prezentând un răspuns mai stabil și mai previzibil, în timp ce materialele cu rășină poliesterică nesaturată sunt mai sensibile la condițiile de solicitare. Totuși, analiza comparativă arată că efectul arhitecturii compozitelor devine dominant față de efectul matricei, în special în solicitări complexe precum impactul și încovoierea, dar la parametri de testare cu valori mai mari.

Prin corelarea rezultatelor obținute la impact, tracțiune și încovoiere, teza demonstrează că evaluarea comportării mecanice a materialelor compozite nu poate fi realizată complet printr-un singur tip de test. Doar o abordare integrată permite identificarea compromisurilor acceptabile între rigiditate, rezistență, deformabilitate și capacitate de absorbție a energiei, oferind o bază solidă pentru selecția materialelor în aplicații structurale, în special în domeniul naval.

Originalitatea principală a tezei constă în caracterizarea sistematică și comparativă a acelorași materiale compozite printr-un set de teste mecanice de impact, tracțiune și încovoiere, utilizând metodologii compatibile și criterii de analiză unitare. În literatura de specialitate, majoritatea studiilor tratează aceste tipuri de solicitare separat, pe materiale diferite sau pe configurații laminate distincte, ceea ce limitează capacitatea de corelare a rezultatelor și de utilizare în condiții reale de exploatare.

Prin aplicarea aceleiași logici de analiză asupra tuturor tipurilor de teste, teza evidențiază faptul că diferențele dintre materialele cu și fără strat de mat sunt consistente și reproductibile, indiferent de solicitarea aplicată. Această coerență demonstrează că răspunsul observat este o caracteristică intrinsecă a arhitecturii compozitului și nu un efect specific metodei de testare.

Un element suplimentar de originalitate îl reprezintă integrarea analizei dinamice a curbelor experimentale (forță–timp, deplasare–timp, tensiune–deformație, energie–deplasare), dincolo de simpla comparare a valorilor medii a caracteristicilor mecanice. Această abordare permite identificarea etapelor de solicitare, a domeniilor sigure de exploatare și a mecanismelor macroscopice dominante, oferind informații direct utile pentru proiectare.

Prin corelarea rezultatelor mecanice cu aplicațiile navale, teza propune o abordare multicriterială de selecție a materialelor, în care decizia nu se bazează pe un singur parametru (rezistență maximă), ci pe un compromis justificat între rigiditate, capacitate portantă, toleranță la cedare și absorbție energetică. Această abordare contribuie la reducerea incertitudinilor de proiectare și reprezintă o valoare adăugată clară față de studiile existente.

Analiza comparativă a perechilor de compozite Q-c / QM-c și Q-g / QM-g arată în mod consecvent că introducerea stratului de mat modifică răspunsul mecanic prin creșterea deformabilității și a caracterului progresiv al cedării, însă nu conduce la o creștere a siguranței structurale în sens ingineresc. Deși materialele cu mat prezintă o flexibilitate mai mare și o capacitate puțin mai mare de absorbție energetică, aceste avantaje se manifestă predominant în domeniul post-liniar, care nu este utilizabil pentru proiectare.

Pentru ambele tipuri de matrice, compozitele fără mat (Q-c și Q-g) se caracterizează printr-un domeniu elastic macro mai extins și mai bine definit, oferind o fereastră de exploatare sigură, predictibilă și reproductibilă. În contrast, compozitele cu mat (QM-c și QM-g) prezintă o zonă liniară mai scurtă, urmată de o tranziție rapidă către un comportament neliniar, ceea ce limitează sever domeniul util de proiectare, în special la solicitări de încovoiere.

Deși flexibilitatea introdusă de stratul de mat poate reduce caracterul brusc al cedării și poate fi avantajoasă în regimuri tranzitorii sau la impact, această flexibilitate nu poate fi asimilată cu o creștere a siguranței structurale. Din punct de vedere ingineresc, siguranța este asociată cu predictibilitatea răspunsului și cu stabilitatea domeniului elastic, nu cu capacitatea de deformare post-cedere. În acest sens, atât pentru compozitele poliesterice, cât și pentru cele epoxidice, stratul de mat introduce o zonă extinsă de comportare instabilă, dificil de controlat și sensibilă la variații minore locale ale materialului, dar și a parametrilor de testare.

Prin urmare, rezultatele obținute indică faptul că matul conferă toleranță la cedare, dar nu siguranță structurală, iar utilizarea sa trebuie limitată la aplicații în care criteriul dominant este absorbția energetică sau comportarea progresivă la avarie, și nu dimensionarea elastică sigură. Această concluzie este valabilă atât pentru perechea de compozite Q-c / QM-c, cât și pentru perechea de compozite Q-g / QM-g, diferențele dintre cele două tipuri de rășină influențând intensitatea răspunsului, dar nu natura concluziei.

Stratul de mat este benefic în regim de impact, unde domeniul neliniar și capacitatea de absorbție energetică cresc siguranța la avarie, însă devine limitativ în regim de încovoiere, unde restrângerea domeniului elastic predictibil reduce siguranța structurală în sens ingineresc. Pentru compozitele studiate, matul crește toleranța la impact, dar reduce domeniul sigur de proiectare la încovoiere.

Un aspect esențial al acestui studiu este abordarea multicriterială, în care aceleași materiale compozite sunt investigate la impact, tracțiune și încovoiere, folosind metodologii compatibile și criterii de analiză bazate pe valori medii ale parametrilor măsurați sau calculați. În literatura de specialitate, majoritatea studiilor se concentrează pe un singur tip de solicitare, ceea ce limitează capacitatea de a evalua răspunsul materialelor în condiții reale de exploatare.

Prin corelarea rezultatelor obținute la încovoiere cu cele din tracțiune și impact, se evidențiază că diferențele dintre compozitele cu și fără strat de mat sunt consistente și reproductibile, indiferent de tipul solicitării. Această coerență confirmă că răspunsul mecanic observat nu este un artefact al metodei de testare, ci o caracteristică a arhitecturii compozite.

Faptul că aceleași materiale sunt analizate prin impact, tracțiune și încovoiere permite o înțelegere integrată a comportării structurale și oferă o bază solidă pentru selecția materialelor în aplicații navale, unde structurile sunt supuse simultan la solicitări complexe și variabile. Această abordare contribuie la reducerea incertitudinilor de proiectare și reprezintă un element de originalitate și valoare adăugată al tezei.

Capitolul 6.

Concluzii generale și contribuții originale

6.1 Concluzii privind investigarea multicriterială a materialelor compozite elaborate

6.1.1. Considerații asupra campaniei experimentale

Prezenta teză de doctorat a urmărit evaluarea comparativă a comportării mecanice a patru configurații de materiale compozite armate cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, elaborate de autoare, diferențiate prin:

- tipul matricei polimerice (rășină epoxidică, cod „-g”, și rășină poliesterică nesaturată, cod „-c”);
- prezența sau absența unui strat intermediar de mat din fibre de sticlă (cod Q fără mat și cod QM cu mat).

Programul experimental a inclus trei tipuri fundamentale de sollicitare:

- impact de viteză mică, 4,2-4,3 m/s (50–200 J);
- sollicitare la tracțiune la viteze de testare diferite (10–1000 mm/min), vitezele mari fiind rar întâlnite în literatură, dar foarte probabil de întâlnit în practică;
- sollicitare la încovoiere în trei puncte la viteze de testare diferite (10–1000 mm/min).

Abordarea multicriterială adoptată în această teză de doctorat pentru campania experimentală a permis analizarea materialelor compozite nu doar prin prisma unui parametru singular, ci prin corelarea nivelului solicitărilor maxime, a deformabilității (ϵ), a capacității de absorbție energetică, a răspunsului în funcție de viteza de testare și a modului de distribuție și evoluție a proceselor de cedare în compozitele proiectate.

Teste de impact

Capacitatea de absorbție energetică este sintetizată prin diagrama de profil energetic prezentată în Figura 6.1, care evidențiază variația energiei absorbite în funcție de energia nominală de impact pentru toate configurațiile investigate.

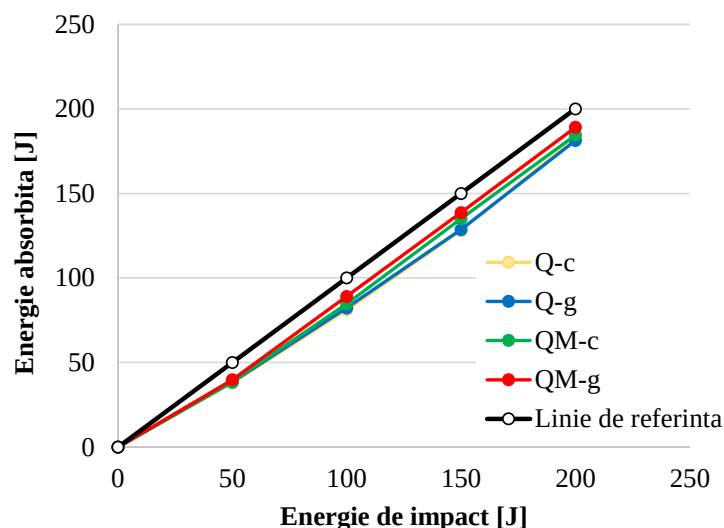


Figura 6.1 Diagrama de profil energetic pentru materialele compozite investigate, în funcție de energia nominală de impact

Rezultatele experimentale realizate de autoare arată o coerență calitativă foarte bună între tendințele observate în cele trei tipuri de teste, ceea ce permite formularea unor concluzii globale robuste pentru utilizarea acestor materiale în proiectare. Analiza diagramei de profil energetic evidențiază o evoluție apropiată a energiei absorbite în raport cu energia nominală de impact, pentru toate materialele compozite investigate. Această comportare indică un mecanism de disipare progresivă a energiei, fără apariția unor discontinuități majore sau a unor tranziții bruște de comportare în intervalul 50–200 J.

Se observă menținerea aceleiași ierarhii relative între configurații pentru toate nivelurile de energie testate, ceea ce confirmă stabilitatea comportării mecanice și coerența răspunsului structural în funcție de arhitectura compozitului. Configurațiile fără strat intermediar de mat dezvoltă niveluri ușor mai ridicate ale energiei absorbite raportate la energia nominală aplicată, însă diferențele între materiale rămân moderate, indicând activarea unor mecanisme fundamentale de cedare similare, diferențiate, în principal, prin intensitate.

Apropierea curbelor experimentale de linia de referință evidențiază eficiența mecanismelor de disipare energetică și absența pătrunderii complete în domeniul investigat, confirmând caracterul tolerant al compozitelor analizate la impact de viteză mică.

Diagrama de profil energetic consolidează interpretarea multicriterială a performanței mecanice și oferă o imagine globală asupra comportării comparative a compozitelor originale investigate.

Intervalul energiilor de impact investigat (50–200 J) este superior intervalelor frecvent întâlnite în literatura de specialitate pentru materiale compozite ranforsate cu fibre de sticlă. Valorile de 150 J, și mai ales 200 J, sunt rar raportate, ceea ce conferă un caracter aplicativ relevant pentru compozitele destinate industriei navale.

Teste de încovoiere și tracțiune

Pentru toate vitezele de testare la tracțiune, rezistența la tracțiune scade în funcție de arhitectura compozitului, astfel:

$$\sigma_{Q-c} > \sigma_{Q-g} > \sigma_{QM-c} > \sigma_{QM-g} \quad (6.1)$$

Pentru vitezele de testare de 10 mm/min până la 500 mm/min inclusiv, rezistența la tracțiune evoluează în intervale mici pentru toate compozitele, dar la viteza de 1000 mm/min, arhitectura compozitelor influențează mult tendințele de evoluție a acestui parametru. Pentru compozitele fără mat influența este neglijabilă pe când pentru cele cu mat s-a constatat o scădere accentuată de aproximativ 70..80 MPa, indiferent de natura rășinii pentru matrice.

Pentru testele de tracțiune și încovoiere s-au identificat etapele de solicitare pe curbele tensiune–deformație, ele fiind similare pentru ambele solicitări:

- zonă liniară inițială, relevantă pentru definirea rigidității și pentru proiectare,
- zonă neliniară până la atingerea valorii maxime a forței, și
- zonă descendentă până la cedarea piesei.

Curbele forță–deplasare și forță–timp au evidențiat diferențe clare între cele două moduri de solicitare. La încovoiere în trei puncte, valoarea pentru F_{max} este atinsă la deplasări mai mici, de ordinul ~5–8 mm, în timp ce la tracțiune maximul apare la deplasări mai mari, de ordinul ~11–17 mm.

Rezistența la încovoiere este sistematic mai mare decât rezistența la tracțiune, pentru fiecare compozit, în acord cu interpretările bazate pe efectul Weibull și pe volumul efectiv solicitat la încovoiere. Pentru vitezele de testare utilizate sunt raportate diferențe relative astfel: tensiunea la tracțiune este mai mică decât tensiunea la încovoiere cu 20% (la viteza de testare de 10 mm/min), 24% (la 200 mm/min), 26,3% (la 500 mm/min) și 23,3% (la 1000 mm/min).

Deși variațiile tensiunilor maxime cu viteza de testare sunt relativ reduse și nu indică un trend clar pe întreg domeniul investigat, energia până la F_{max} (momentul la care începe cedarea compozitului) este mult mai mare la tracțiune (peste 6 ori față de încovoiere), iar diferența se accentuează la viteze de testare mai mari.

Analiza comparativă a caracteristicilor pentru solicitarea la tracțiune și la încovoiere în trei puncte, pentru compozitul Q-g, arată că utilizarea unui singur mod de solicitare poate conduce la o imagine incompletă asupra comportamentului structural. Deci, pentru proiectare și modelare, este justificată utilizarea ambelor moduri de solicitare, cu selecția rezultatelor în funcție de scenariul dominant de solicitare în exploatare.

Rezultatele experimentale evidențiază faptul că diferențele dintre compozitele cu și fără strat de mat se manifestă atât la nivelul valorilor maxime ale solicitărilor, cât și al formei răspunsului mecanic. Materialele fără strat de mat prezintă o rigiditate mai ridicată și ating valori superioare ale forței și tensiunii de încovoiere, însă caracterul răspunsului este mai abrupt. În schimb, introducerea stratului de mat conduce la un comportament gradual, caracterizat prin deformabilitate crescută și o capacitate superioară de absorbție a energiei.

Comportarea la încovoiere este puternic influențată de arhitectura compozitului, în special de prezența stratului de mat, care favorizează redistribuirea solicitărilor pe grosime și crește toleranța la cedare. Totuși, acest avantaj este asociat cu reducerea domeniului liniar de exploatare, ceea ce limitează utilizarea acestor materiale în regimuri unde predictibilitatea răspunsului elastic este esențială. În contrast, compozitele fără strat de mat oferă un domeniu elastic mai extins și un răspuns mai stabil, fiind mai adecvate pentru aplicații dominate de criterii de rigiditate și capacitate portantă.

Influența tipului de matrice polimerică se reflectă în nivelul tensiunilor maxime și în stabilitatea răspunsului, materialele epoxidice prezentând un comportament mai coerent și mai previzibil comparativ cu cele cu matrice poliesterică nesaturată. Cu toate acestea, arhitectura laminatului are un rol predominant, putând compensa parțial limitările matricei.

Analiza evidențiază existența a două domenii distincte de comportare: un domeniu liniar, stabil și predictibil, adecvat pentru proiectare, și un domeniu neliniar, instabil, caracterizat prin mecanisme complexe de cedare progresivă, care nu poate fi utilizat în dimensionare. Materialele cu strat de mat prezintă un domeniu instabil mai extins, asociat unei capacități sporite de disipare a energiei, în timp ce materialele fără mat oferă un domeniu sigur de exploatare mai larg.

Corelarea rezultatelor obținute la încovoiere cu cele din tracțiune și impact confirmă coerența comportării mecanice și evidențiază rolul determinant al arhitecturii compozitului. Studiul subliniază importanța unei evaluări multicriteriale în selecția materialelor compozite pentru aplicații structurale, în special în domeniul naval, unde solicitările sunt complexe și variabile.

6.1.2 Influența arhitecturii compozitului – efectul stratului de mat

Cea mai clară concluzie experimentală evidențiată în această teză de doctorat este rolul determinant al arhitecturii compozitului asupra răspunsului mecanic.

- **Materialele compozite fără strat de mat (Q-c, Q-g)**

Aceste configurații dezvoltă, în toate tipurile de solicitare investigate: rezistență maximă superioară la tracțiune, rezistență mai mare la încovoire, forță maximă mai ridicată la impact și rigiditate mai mare.

De exemplu, în cazul solicitării la tracțiune la 10 mm/min, valorile medii ale rezistenței maxime sunt: $\sigma_{Q-c} \approx 264$ MPa, $\sigma_{Q-g} \approx 241$ MPa, în timp ce $\sigma_{QM-c} \approx 188$ MPa, $\sigma_{QM-g} \approx 158$ MPa, tendință care se păstrează și la 1000 mm/min.

La solicitarea la impact, materialele fără mat dezvoltă valori mai mari ale forței maxime, în timp ce deplasările maxime respectă constant ierarhia:

$$F_{\max(Q-g)} < F_{\max(Q-c)} < F_{\max(QM-c)} < F_{\max(QM-g)}.$$

Această comportare indică o eficiență ridicată a transferului de solicitare către armătură și o implicare directă a fibrelor în preluarea încărcării. Răspunsul compozitelor Q-g și Q-c este însă mai abrupt, cu acumulare mai concentrată a deteriorărilor și cu o deformabilitate mai redusă până la cedare.

- **Materialele compozite cu strat de mat (QM-c, QM-g)**

Introducerea stratului de mat în zona mediană modifică substanțial răspunsul structural: reduce semnificativ forța maximă la impact; conduce la o creștere ușoară a energiei absorbite la impact ($\approx 0,9$ – $4,3\%$ la 200 J), diferențele devenind evidente la energii ≥ 100 J; determină deformări mai mari până la rupere la solicitarea la tracțiune; generează curbe forță–deplasare și tensiune–deformație mai progresive la solicitarea la încovoire în trei puncte.

Toate configurațiile investigate au prezentat pătrunderi parțiale la impact, inclusiv la 200 J, ceea ce confirmă activarea acelorași mecanisme fundamentale de cedare, diferențele fiind de intensitate, nu de moduri de cedare.

Stratul de mat funcționează ca o zonă de redistribuire a solicitării în grosimea compozitului, favorizând activarea graduală a mecanismelor de cedare și diminuând vârfurile locale de solicitare. Experimental, acest efect este consistent în toate cele trei tipuri de teste, confirmând că influența arhitecturii este similară pentru toate solicitările efectuate în această teză.

Materialele fără mat oferă rigiditate și niveluri maxime de solicitare mai mari, în timp ce materialele cu mat oferă un răspuns mai progresiv, o absorbție energetică ușor superioară și o reducere a concentrațiilor locale de tensiune.

6.1.3 Influența tipului de matrice polimerică

Compararea materialelor compozite cu aceeași arhitectură, dar cu matrice diferită (configurații cu rășină epoxidică versus configurații cu rășină poliesterică nesaturată) evidențiază faptul că tipul matricei influențează în principal stabilitatea și coerența răspunsului mecanic, fără a modifica fundamental ierarhia performanțelor.

Rezultatele experimentale realizate de autoare arată că:

- materialele compozite cu rășină epoxidică prezintă un răspuns mai stabil, cu dispersie redusă a valorilor și o repetabilitate superioară;
- materialele compozite cu rășină poliesterică nesaturată manifestă o sensibilitate mai mare la variația vitezei de testare, în special la solicitarea la tracțiune și la încovoiere în trei puncte;
- în regim dinamic (solicitare la impact), configurațiile cu rășină epoxidică tind să prezinte performanțe ușor superioare și o coerență mai bună a curbelor forță–timp și forță–deplasare.

Analiza comparativă a compozitelor confirmă că rigiditatea (modulul lui Young) este guvernată predominant de armătura din fibre de sticlă și de arhitectura compozitului, nu de proprietățile mecanice intrinseci ale matricei. Deși rășina epoxidică are, la nivel de material pur, proprietăți mecanice superioare, aceste diferențe nu se transferă proporțional la nivelul materialului compozit, deoarece majoritatea solicitării la tracțiune este preluată de fibre.

Influența matricei se manifestă în special la nivelul aderenței fibră–matrice, modulului de inițiere și propagare a cedării, uniformității suprafețelor de rupere, stabilității răspunsului la variația vitezei de testare.

În consecință, modificarea arhitecturii materialului compozit produce efecte mai semnificative asupra performanței globale decât schimbarea tipului de matrice, în cadrul aceleiași familii de materiale compozite armate cu fibre de sticlă.

6.1.4 Evaluarea comparativă a răspunsului la diferite tipuri de solicitare

Rezultatele experimentale realizate de autoare arată diferențe sistematice între modul de solicitare la tracțiune și modul de soliciat la încovoiere în trei puncte:

- rezistența la încovoiere este cu aproximativ 20–26% mai mare decât rezistența la tracțiune, pentru aceeași epruvetă și viteză de testare;
- energia până la cedare este de peste 6 ori mai mare la solicitarea la tracțiune;
- în încovoiere, cedarea (considerată până la F_{max}) este controlată de stratul exterior aflat în tensiune maximă de întindere;
- în tracțiune, volumul solicitat este mai mare.

Încovoierea evidențiază mai pregnant fragilitatea straturilor exterioare, în timp ce tracțiunea surprinde mai fidel capacitatea globală de deformare și absorbție a energiei pentru materialul compozit.

În cazul solicitării la impact:

- ordinea relativă a materialelor compozite se menține pentru toate energiile investigate;
- diferențele între materiale devin mai evidente la energii ≥ 100 J;
- toate configurațiile au prezentat pătrunderi parțiale.

Comparativ cu solicitările cvasi-stactice, impactul evidențiază capacitatea de disipare locală a energiei, în timp ce solicitările lente pun în evidență rigiditatea și capacitatea portantă globală.

Coerența tendințelor observate indică faptul că mecanismele fundamentale de deformare și cedare sunt aceleași, diferind doar intensitatea lor și volumul implicat.

6.1.5 Evaluarea comparativă a materialelor compozite elaborate de autoare

Compozitul Q-g reprezintă cea mai echilibrată configurație, caracterizată prin rigiditate ridicată, rezistență mare la solicitarea la tracțiune și la încovoiere, comportare stabilă la impact (repetabilitate ridicată, deviație standard redusă) și sensibilitate redusă la variația vitezei la solicitare la tracțiune și încovoiere.

Compozitul Q-c prezintă performanță apropiată de Q-g, însă cu o sensibilitate mai mare la condițiile de solicitare.

Compozitul QM-g evidențiază performanță energetică bună din punct de vedere al energiei absorbite, reducerea vârfurilor de solicitare la impact.

Compozitul QM-c are un comportament similar cu QM-g, reprezentând un compromis între cost și performanță.

6.1.6 Concluzie integrată asupra rezultatelor experimentale

Rezultatele experimentale elaborate de autoare demonstrează că performanța mecanică a materialelor compozite investigate este guvernată de un echilibru între rigiditate, capacitate portantă, toleranță la cedare, capacitate de disipare energetică și stabilitate la variația vitezei de solicitare.

Analiza multicriterială realizată în această teză de doctorat evidențiază cu claritate faptul că arhitectura materialului compozit reprezintă factorul cu influența cea mai pronunțată asupra răspunsului mecanic. Introducerea stratului intermediar de mat modifică mecanismul de distribuție a solicitărilor pe grosime, conduce la reducerea vârfurilor locale de tensiune și favorizează activarea progresivă a mecanismelor de cedare, cu creșterea deformabilității și a capacității de absorbție energetică.

În schimb, configurațiile fără strat de mat permit un transfer mai direct și mai eficient al solicitării către armătura din fibre, ceea ce conduce la niveluri maxime de rezistență mai ridicate și la o rigiditate aparentă mai mare, dar cu un caracter mai abrupt al cedării.

Tipul de matrice polimerică rafinează comportamentul mecanic, fără a modifica fundamental ierarhia performanțelor stabilite de arhitectură, cel puțin pentru familia de compozite analizate. Rășina epoxidică conferă un răspuns mai stabil, mai coerent și mai predictibil, în timp ce rășina poliesterică nesaturată introduce o variabilitate mai mare, în special la solicitări cu viteză crescută. Această diferență este relevantă din punct de vedere ingineresc, în special pentru aplicații navale unde fiabilitatea și stabilitatea comportării în regim variabil de solicitare sunt esențiale.

Rezultatele obținute prezintă o repetabilitate bună, confirmată prin valori reduse ale deviației standard și prin menținerea aceleiași ierarhii relative a configurațiilor investigate pentru toate tipurile de solicitare analizate.

Coerența tendințelor observate în solicitarea la impact, la tracțiune și la încovoiere confirmă faptul că mecanismele fundamentale de deformare și cedare sunt comune tuturor configurațiilor investigate, diferențele fiind determinate de intensitatea și modul de activare al acestora, dar nu de tipul acestora.

Pentru aplicații navale, selecția optimă a configurației trebuie corelată cu scenariul dominant de solicitare și cu cerințele structurale specifice:

- pentru structuri unde rigiditatea și capacitatea portantă maximă sunt critice, se recomandă configurații fără strat de mat, în special cele cu rășină epoxidică;
- pentru structuri unde impactul, toleranța la avarie și disiparea progresivă a energiei sunt prioritare, configurațiile cu strat de mat pot oferi avantaje funcționale semnificative.

În ansamblu, această teză de doctorat demonstrează că arhitectura armăturii influențează preponderent răspunsul mecanic global al materialelor compozite investigate, în timp ce matricea influențează stabilitatea, coerența și fiabilitatea comportării.

6.2 Concluzii privind modelarea numerică a comportării la impact a compozitelor proiectate

Obiectivele și ipotezele modelării numerice

Modelarea numerică realizată în cadrul lucrării a avut ca obiectiv principal investigarea comportării la impact a panourilor compozite realizate din țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, utilizând o abordare la scară mezo, la nivel de fir. Modelul cu elemente finite a fost dezvoltat pentru a reproduce cât mai fidel arhitectura materialului compozit și interacțiunea dintre firele orientate pe direcțiile $0^\circ/+45^\circ/90^\circ/-45^\circ$, precum și mecanismele de deteriorare asociate solicitării dinamice generate de impactul unui impactor semisferic.

În cadrul modelării numerice s-a presupus că firele pot fi reprezentate prin volume omogene cu proprietăți mecanice echivalente, iar interacțiunea dintre straturile laminate poate fi descrisă prin interfețe cu comportare coezivă de grosime zero. Aceste ipoteze au permis descrierea fenomenelor principale de redistribuire a tensiunilor echivalente și de propagare a deteriorării în structura compozitului, menținând în același timp un nivel rezonabil al costului computațional al simulărilor.

Modelul numeric a fost construit astfel încât să permită analiza comparativă a configurațiilor laminate cu număr diferit de straturi, în special pentru cazurile cu două și patru straturi de țesătură cuadriaxială, în vederea evidențierii influenței grosimii și arhitecturii laminatului asupra comportării la impact.

Rezultatele obținute prin modelarea numerică au fost analizate în corelație cu rezultatele experimentale disponibile pentru materialele compozite similare din literatură. Compararea evoluției răspunsului structural, a distribuției tensiunilor și a mecanismelor de deteriorare a evidențiat o concordanță satisfăcătoare între tendințele observate în simulări și comportarea identificată experimental pe testele compozitelor elaborate de autoare.

Simulările numerice au permis reproducerea principalelor fenomene observate în testele experimentale de impact doar la finalul testului, nu pe durata lor, cum ar fi dezvoltarea unei zone locale de solicitare sub impactor, apariția deformației locale a panoului și propagarea deteriorării în structura laminată. Distribuțiile tensiunilor echivalente și evoluția acestora în timp au evidențiat apariția unor concentrații de tensiune în zona centrală a panoului, și lângă impactor, în acord cu mecanismele de deteriorare observate experimental.

Prin utilizarea unei abordări la scară mezo, modelul numeric a oferit informații detaliate asupra modului de distribuire a tensiunilor echivalente între firele orientate diferit în arhitectura țesăturii, aspect dificil de evidențiat exclusiv prin metode experimentale. În acest sens, modelarea numerică a constituit un instrument util pentru interpretarea mecanismelor de cedare identificate în cadrul testelor experimentale.

Analiza distribuției tensiunilor echivalente și mecanismelor de cedare

Analiza distribuției tensiunilor echivalente în structura laminată a evidențiat dezvoltarea progresivă a câmpului de tensiuni în zona de impact și redistribuirea solicitărilor între firele orientate conform arhitecturii țesăturii cuadriaxiale. În fazele inițiale ale impactului, tensiunile se concentrează în zona centrală a panoului, corespunzătoare punctului de contact cu impactorul.

Pe măsură ce impactul evoluează, zona de tensiuni ridicate se extinde radial, iar solicitările sunt redistribuite între firele orientate pe direcțiile firelor ale țesăturii. Firele orientate la 0° și 90° preiau inițial o parte importantă a solicitării generate de impact, în timp ce firele orientate la $\pm 45^\circ$ contribuie ulterior la redistribuirea tensiunilor în planul laminatului.

Analiza tensiunilor de-a lungul firelor principale, realizată prin intermediul path-urilor definite pe fiecare fir, a permis identificarea zonelor critice și stabilirea cronologiei cedării firelor. Rezultatele au arătat că valorile maxime ale tensiunilor apar în zona centrală a firelor situate sub impactor, de unde solicitările se redistribuie progresiv către firele adiacente pe măsură ce impactul evoluează.

Simulările au evidențiat caracterul progresiv al mecanismelor de cedare, care includ deformarea locală a laminatului, propagarea deteriorării la interfețele dintre fire, în straturi și substraturi, și fragmentarea firelor în zona centrală a panoului.

Sensibilitatea modelului la parametrii de material

Rezultatele simulărilor numerice indică faptul că răspunsul structural al compozitului la impact este influențat semnificativ de proprietățile mecanice ale materialelor constitutive și de parametrii interfețelor dintre straturi. Proprietățile mecanice ale firelor, caracteristicile mecanice ale matricei polimerice și parametrii legați de comportarea coezivă a interfețelor influențează distribuția tensiunilor și modul de propagare a cedării în structura laminată.

În special, parametrii interfețelor coezive joacă un rol important în descrierea mecanismelor de decoeziune și delaminare dintre straturi și substraturi, care reprezintă unul dintre principalele moduri de deteriorare ale laminatelor compozite supuse solicitărilor de impact. Varierea acestor parametri conduce la modificări semnificative în evoluția câmpului de tensiuni și în extinderea zonei deteriorate.

Simulările au evidențiat influența numărului de straturi asupra comportării la impact. Creșterea grosimii laminatului conduce la o redistribuire mai eficientă a solicitărilor în structura compozitului și la o capacitate mai mare de absorbție a energiei generate de impact.

Capacitatea predictivă și limitele modelului elaborat

Modelul numeric dezvoltat în cadrul lucrării demonstrează o bună capacitate de a reproduce tendințele generale ale comportării mecanice a compozitelor cu fire lungi supuse impactului. Abordarea la scară mezo permite investigarea detaliată a distribuției tensiunilor echivalente la nivelul firelor și oferă informații valoroase privind mecanismele de cedare care se dezvoltă în structura compozitului.

Cu toate acestea, modelul prezintă și anumite limitări, asociate în principal ipotezelor de omogenizare a materialului firelor (în model considerate ca entități mono-bloc) și simplificării comportării mecanice ale materialelor constitutive. În realitate, comportarea compozitelor armate cu fibre este influențată de factori suplimentari, precum variabilitatea

proprietăților materialelor, imperfecțiunile structurale sau eterogenitatea microstructurii, constituirea firelor din sute sau mii de fibre.

În pofida acestor limitări, modelul numeric oferă un instrument util pentru analiza comparativă a diferitelor arhitecturi de compozite și pentru evaluarea influenței parametrilor structurali asupra comportării la impact. Modelarea numerică poate fi utilizată ca suport în procesul de proiectare și optimizare a structurilor compozite destinate și aplicațiilor navale.

6.3 Contribuții originale ale autoarei

Prezenta teză de doctorat aduce contribuții originale în domeniul caracterizării mecanice a materialelor compozite armate cu țesătură cuadriaxială din fibre de sticlă, destinate aplicațiilor navale, printr-o abordare integrată experimental–numerică, sistematică și multicriterială. Cercetarea realizată combină investigarea experimentală a comportării mecanice a materialelor compozite cu modelarea numerică la scară mezo, oferind astfel o înțelegere aprofundată a mecanismelor de deteriorare asociate structurilor laminate utilizate în domeniul naval.

Principalele contribuții originale ale autoarei sunt:

Proiectarea și implementarea unui program experimental extins, care a inclus trei tipuri de solicitare, investigate pe intervale relevante pentru aplicații navale:

- solicitare la impact de viteză mică, în intervalul 50–200 J;
- solicitare la tracțiune la viteze de testare cuprinse între 10 mm/min și 1000 mm/min;
- solicitare la încovoiere în trei puncte la viteze de testare cuprinse între 10 mm/min și 1000 mm/min.

Intervalul energiilor de impact investigate (până la 200 J), precum și intervalul larg al vitezelor de testare, utilizate la tracțiune și încovoiere, depășesc domeniile analizate în literatura de specialitate pentru compozite armate cu fibre de sticlă, conferind cercetării un caracter aplicativ pronunțat pentru structuri navale supuse atât solicitărilor cvasi-stactice, cât și celor cu rată ridicată de deformare.

Elaborarea și investigarea comparativă a patru configurații distincte de materiale compozite, realizate de autoare, diferențiate prin:

- tipul matricei polimerice (rășină epoxidică și rășină poliesterică nesaturată);
- arhitectura structurală (prezența sau absența stratului intermediar de mat).

Această structurare experimentală a permis izolarea și cuantificarea riguroasă a influenței arhitecturii laminate și a tipului de matrice asupra comportării mecanice, în condiții identice de testare.

Demonstrarea experimentală a rolului determinant al arhitecturii compozitului asupra performanței mecanice globale, evidențiind faptul că introducerea stratului intermediar de mat modifică parametrii caracteristici solicitărilor, reduce concentrațiile locale de tensiune și favorizează un răspuns mecanic progresiv, caracterizat prin creșterea deformabilității.

Evidențierea caracterului secundar al influenței matricei polimerice în raport cu arhitectura armăturii, prin demonstrarea faptului că rigiditatea și nivelurile maxime ale tensiunilor echivalente sunt guvernate predominant de armătura din fibre de sticlă, în timp ce matricea polimerică influențează în principal stabilitatea structurală, coerența rezultatelor experimentale și dispersia parametrilor mecanici obținuți.

Corelarea argumentată a rezultatelor obținute în regim dinamic și cvasi-static, prin menținerea aceleiași ierarhii a materialelor compozite pentru toate tipurile de solicitare investigate (impact, tracțiune și încovoiere). Această consistență a comportării mecanice conferă robustețe concluziilor obținute și relevanță pentru procesul de proiectare structurală a componentelor navale realizate din materiale compozite.

Dezvoltarea unui model numeric cu elemente finite la scară mezo, bazat pe reprezentarea firelor individuale ale țesăturii cuadriaxiale și pe introducerea interfețelor coezive de grosime zero între fire, care a permis investigarea mecanismelor de cedare ale laminatelor compozite, supuse impactului. Modelarea la nivel de fir a făcut posibilă analizarea distribuției tensiunilor echivalente în interiorul arhitecturii textile și identificarea zonelor critice de inițiere a cedării firelor.

Implementarea unei metode de analiză a evoluției tensiunilor echivalente prin definirea de path-uri pe firele principale ale țesăturii, metodă care a permis urmărirea cronologiei procesului de cedare și identificarea zonelor de concentrare a tensiunilor echivalente în timpul impactului. Această abordare oferă o perspectivă detaliată asupra redistribuirii eforturilor între firele orientate conform arhitecturii $0^{\circ}/+45^{\circ}/90^{\circ}/-45^{\circ}$.

Analiza comparativă a comportării la impact pentru configurații laminate cu două și patru straturi, realizată prin simulare numerică, a evidențiat influența directă a grosimii laminatului asupra distribuției tensiunilor echivalente, asupra dezvoltării mecanismelor de cedare și asupra capacității de absorbție a energiei.

Prin aceste contribuții, teza de doctorat nu se limitează la o caracterizare experimentală punctuală a materialelor compozite, ci oferă un cadru integrat experimental–numeric pentru evaluarea și selecția materialelor compozite armate cu fibre de sticlă (și nu numai) utilizate în structuri navale.

Rezultatele obținute în cadrul cercetării confirmă faptul că performanța mecanică a materialelor compozite armate cu fibre de sticlă nu reprezintă o proprietate intrinsecă singulară, ci rezultatul unui echilibru structural complex între armătură, matrice și arhitectura compozitului. Acest echilibru trebuie proiectat și evaluat în corelație directă cu regimul de solicitare specific aplicației navale vizate, astfel încât materialul compozit să ofere simultan rigiditate structurală, capacitate portantă, toleranță la deteriorare și capacitate de disipare energetică.

Lista lucrărilor științifice
drd. ing. Ioana Gabriela Chiracu

ORCID 00009-0003-4934-9545

Lucrări indexate WoS Core Collection

1. Korosfof, S.; Deleanu, L.; Pîrvu, C.; Pelin, G.; Lom, I.V.; Cucos, A.; Rusu, T.; **Chiracu, I.G.** Mechanical Characteristics of a Recycled LDPE/HDPE/PP Polymeric Blend from Three-Point Bending Tests. *Materiale Plastice* 2026, 63(2), 39–54. <https://doi.org/10.37358/MP.26.2.75879>
2. Deleanu, L.; Pelin, G.; **Chiracu, I.G.**; Păduraru, I.; Constandache, M.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V. Rate-Dependent Tensile Behavior of Glass Fiber Composites Reinforced with Quadriaxial Fabrics, with or Without Coremat Xi3 Interlayer, for Marine Applications. *Polymers* 2025, 17, 2074. <https://doi.org/10.3390/polym17152074>, WOS:001550648900001 (Q1)
3. Cristea, G.C.; Deleanu, L.; **Chiracu, I.G.**; Boțan, M.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V.; Cantaragiu Ceoromila, A. Influence of Resin Grade and Mat on Low-Velocity Impact on Composite Applicable in Shipbuilding. *Polymers* 2025, 17, 355. <https://doi.org/10.3390/polym17030355> WOS:001418380800001 (Q1)
4. **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Cristea, G.C.; Boțan, M.; Cantaragiu Ceoromila, A.; Pîrvu, C.; Vasiliu, A.V.; Deleanu, L. Behavior of Composites Made of Quadriaxial Glass Fiber Fabrics and Epoxy Resin under Three-Point Bending. *Polymers* 2024, 16, 1925. <https://doi.org/10.3390/polym16131925> WOS:001269263500001 (Q1)

Lucrări indexate Scopus

5. Deleanu, L.; Cantaragiu Ceoromila, A.; Georgescu, C.; Boțan, M.; Ojoc, G.G.; **Chiracu, I.G.** Polymeric Composites: Failures in Dry Sliding on Steel. *Tribology in Industry* 2024. <https://doi.org/10.24874/ti.1621.02.24.02>

Lucrări publicate în reviste indexate BDI

6. Constandache, M.; **Chiracu, I.G.**; Pelin, G.; Cristea, G.C.; Vasiliu, A.V.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Comparative Behavior under Tensile and Three-Point Bending Tests for a Composite with Quadriaxial Fabrics and Epoxy Resin. *INCAS Bulletin* 2025, 17(4), 25–41. <https://doi.org/10.13111/2066-8201.2025.17.4.3>
7. **Chiracu, I.G.**; Deleanu, L.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V.; Cristea, G.C.; Pelin, G. Effect of Coremat Xi 3 Middle Layer on Flexural Performance of Glass Fibre Composites under Different Test Rates. *INCAS Bulletin*, 2025, 17/2, pp. 3 – 11, DOI: 10.13111/2066-8201.2025.17.2.1
8. Titire Chiper, L.; Ojoc, G.G.; **Chiracu, I.G.**; Deleanu, L. The Influence of Introducing the Cohesive Zone Model in Simulating the Impact of Stratified Composites. *Journal of Engineering Sciences and Innovation* 2023, 8(1), 1–16, DOI: 10.56958/jesi.2023.8.1.1

Lucrări la conferințe internaționale

9. **Chiracu, I.G.**; Constandache, M.; Martin C.M.; Cristea, G.C.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Impact Tests on Composites made of Non crimp Glass Fiber Prepregs with Coremat Xi3. Scientific Conference of Doctoral Schools (SCDS-UDJG), Galați, România, 11–12 June 2026.
10. **Chiracu I. G.**, Cristea G. C., Cantaragiu Cioromela A., Constandache M., Ojoc G.G., Popa C., Deleanu L., Analysis of Failure Mechanisms for Impact on Composites with Quadriaxial Glass Fiber Fabric, The 12th International Conference on Advanced Concepts in Mechanical Engineering, ACME 2026, 11-14 June 2026, Iasi, Romania, https://mec.tuiasi.ro/wp-content/uploads/2026/06/Conference-Program-ACME-2026_FINAL_.pdf
11. Constandache M., Martin C.M., Pelin G., Vasiliu A.V., Popa C., Ojoc G. G., **Chiracu I.G.**, Deleanu L., Experimental Assessment of Biaxial Non-Crimp Glass-Fiber Composites for Lightweight Resilient Structural Applications., International Conference Knowledge-Based Organization, Academia Forțelor Terestre „Nicolae Bălcescu”, Sibiu, România, 11-13 iunie 2026

12. Deleanu, L.; Cristea, G.C.; **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V.; Martin, C. Influence of Impact Energy Level and Composite Thickness on Impact Characteristics. 20th International Conference “Days of Technical Sciences Academy of Romania”, Galați, România, 18–19 September 2025.
13. **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Păduraru, I.; Deleanu, L.; Pirvu, C. Influence of Velocity when Simulating an Impact on a Two-Layer Quadriaxial Composite. 20th International Conference “Days of Technical Sciences Academy of Romania”, Galați, România, 18–19 September 2025.
14. Constandache, M.; **Chiracu, I.G.**; Azamfirei, V.; Pelin, G.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Why is tensile testing so important for composites? EuroPolitehnicus International Innovation and Invention Show, București, România, 21–23 November 2025.
15. **Chiracu, I.G.**; Georgescu, C.; Cristea, G.C.; Ojoc, G.G.; Boțan, M.; Vasiliu, A.V.; Deleanu, L. Impact Tests for Two Composites for Marine Applications. SERBIATRIB '25, Kragujevac, Serbia, 14–16 May 2025, <http://www.serbiatrib.fink.rs/pprogramme2025.pdf>
16. **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Cristea, G.C.; Boțan, M.; Vasiliu, A.V.; Deleanu, L. Glass Fiber Composite for Shipbuilding Industry. International Innovations and Inventions Show – EuroPolitehnicus, București, România, 22–24 November 2024.
17. **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Modeling the Impact Three-Point Bending Test for a Stratified Composite. Scientific Conference of Doctoral Schools (SCDS-UDJG), Galați, România, 6–7 June 2024.

Conferințe naționale

18. Constandache M., Martin C.M., **Chiracu I.G.**, Pelin G., Deleanu L., Tensile Behavior of Biaxial ($\pm 45^\circ$) Non-Crimp Glass Fiber Composites: Influence of Test Rate and Laminate Thickness, Conferința Școlilor Doctorale, Universitatea „Dunărea de Jos”, Galați, 14 iunie 2026
19. Constandache, M.; Azamfirei, V.; **Chiracu, I.G.**; Vasiliu, A.V.; Cristea, G.C.; Pelin, G.; Martin, C.; Deleanu, L. How Important is the Matrix in a Quadriaxial Glass Fiber Composite? UgallInvent, Galați, România, 23–24 October 2025.
20. **Chiracu, I.G.**; Deleanu, L. A Review of Fatigue Life Prediction of Fiber Reinforced Composites (FRP). Scientific Conference of Doctoral Schools, Galați, România, 8–9 June 2023.
21. Titire Chiper, L.; Ojoc, G.G.; **Chiracu, I.G.**; Munteniță, C.; Deleanu, L. The Influence of Introducing the Cohesive Zone Model in Simulating the Impact of Stratified Composites. Zilele ASTR, Petroșani, România, 6–7 October 2022 (publicată în revista JESI, în 2023).

Premii

1. **Premiul I**, sesiunea postere, pentru lucrarea Impact Tests on Composites made of Non crimp Glass Fiber Prepregs with Coremat Xi3, autori: **Chiracu, I.G.**; Constandache, M.; Martin C.M.; Cristea, G.C.; Ojoc, G.G.; Deleanu. Scientific Conference of Doctoral Schools (SCDS-UDJG), Galați, România, 11–12 June 2026.
2. **Medalie de aur** pentru lucrarea Why is Tensile Testing so Important for Composites?, autori: Constandache, M.; **Chiracu, I.G.**; Azamfirei, V.; Pelin, G.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. EuroPolitehnicus 2025 International Innovation and Invention Show, București, România, 21–23 November 2025
3. **Medalie de argint** pentru lucrarea Glass Fiber Composite for Shipbuilding Industry, autori: **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Cristea, G.C.; Boțan, M.; Vasiliu, A.V.; Deleanu, L. International Innovations and Inventions Show – EuroPolitehnicus, București, România, 22–24 November 2024.
4. **Medalie de argint** pentru lucrarea. How Important is the Matrix in a Quadriaxial Glass Fiber Composite?, autori : Constandache, M.; Azamfirei, V.; **Chiracu, I.G.**; Vasiliu, A.V.; Cristea, G.C.; Pelin, G.; Martin, C.; Deleanu, L., Salonul Inovării și Cercetării UgallInvent, Galați, România, 23–24 October 2025
5. **Premiul III**, sesiunea postere, pentru lucrarea Modeling the Impact Three-Point Bending Test for a Stratified Composite, autori: **Chiracu, I.G.**; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Scientific Conference of Doctoral Schools (SCDS-UDJG), Galați, România, 6–7 Iunie 2024
6. Bursă de performanță **academică**, Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați, conform Hotărârii Consiliului de Administrație nr. 165/04.12.2024.

References

- 1 Abdullah, S. S., Bokti, S. K., Wong, K. J., Johar, M., Chong, W. W. F., & Dong, Y. (2024). Mode II and mode III delamination of carbon fiber/epoxy composite laminates subjected to a four-point bending mechanism. *Composites Part B: Engineering*, 270, 111110, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.07.003>
- 2 Abrate, S. (2016) Damage in laminates from low-velocity impacts. In *Dynamic Deformation, Damage and Fracture in Composite Materials and Structures* (pp. 35–69). Woodhead Publishing.
- 3 Agrawal, S., Singh, K. K., & Sarkar, P. K. (2014). Impact damage on fibre-reinforced polymer matrix composite. A review. *Journal of Composite Materials*, 48(3), 317–332, DOI: 10.1177/0021998312472217
- 4 Al-Azzawi, A. S. M., Featherston, C. A., Lupton, C., Jiang, C., Barouni, A., Koklu, U., & Giasin, K. (2024). Impact characteristics of S2-glass fibre/FM94-epoxy composites under high and cryogenic temperatures. *Composites Part B*, 287, 111786.
- 5 Alcock, B., Cabrera, N. O., Barkoula, N. M., Wang, Z., & Peijs, T. (2008). Effect of temperature and strain rate on impact performance of recyclable polypropylene composites. *Composites*, 39, 537–547, <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2007.03.003>
- 6 Alfano, G., & Crisfield, M. A. (2001). Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 50(7), 1701–1736. <https://doi.org/10.1002/nme.93>
- 7 AlOmari, A.S., Al-Athel, K.S., Arif, A.F.M., Al-Sulaiman, F.A. (2020). Experimental and computational analysis of low-velocity impact on composite plates. *Journal of Composites Science*, 4, 148, <https://doi.org/10.3390/jcs4040148>
- 8 Andrew, J. J., Arumugam, V., & Santulli, C. (2016). Effect of post-cure temperature and reinforcements in adhesive bonded repair of glass/epoxy composites. *Composite Structures*, 143, 63–74.
- 9 Andrew, J. J., Arumugam, V., Saravanakumar, K., Dhakal, H. N., & Santulli, C. (2015). Compression after impact strength of repaired GFRP laminates. *Composite Structures*, 133, 911–920.
- 10 Ansari, M. M., Chakrabarti, A., & Iqbal, M. A. (2017). Experimental and finite element investigation of ballistic performance of laminated GFRP composite target. *Composites Part B*, 125, 36–52.
- 11 Artero-Guerrero, J. A., Pernas-Sánchez, J., López-Puente, J., & Varas, D. (2015). Experimental study of the impactor mass effect on the low velocity impact of carbon/epoxy woven laminates. *Composite Structures*, 133, 774–781. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.08.027>
- 12 Ashby M. F., Jones D. R. H. (2012) *Engineering Materials*, Butterworth-Heinemann, ISBN 978-0-08-096665-6, Oxford, United Kingdom
- 13 Ashby, M. F. (2005). *Materials Selection in Mechanical Design*. Butterworth-Heinemann, Oxford, United Kingdom.
- 14 Ashby, M. F., Shercliff, H., & Cebon, D. (2014). *Materials: Engineering, science, processing and design*. Butterworth-Heinemann, Oxford, United Kingdom
- 15 Asmare, S., Yoseph, B., & Jamir, T. M. (2023). Investigating impact resistance of E-glass/polyester composites. *Cogent Engineering*, 10, 2178110, <https://doi.org/10.1080/23311916.2023.2178110>.
- 16 Bao, H., & Liu, G. (2016). Progressive failure analysis on scaled open-hole tensile composite laminates. *Composite Structures*, 150, 173-180, <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.05.017>.
- 17 Barbero, E. J. (2010). *Introduction to composite materials design*. CRC Press, Boca Raton, FL, USA
- 18 Başoğlu, F., Yakar E. C., Özgür Bora M., Tuna V., (2023) Comparison of low-velocity impact behavior of thick laminated composite structure with experimental and modeling technique, *Polymer Composites*, pp. 7657- 7673, DOI: 10.1002/pc.27654
- 19 Broumand, P., & Khoei, A. R. (2013). The extended finite element method for large deformation ductile fracture problems with a non-local damage-plasticity model. *Engineering Fracture Mechanics*, 112, 97-125, 10.1016/j.engfracmech.2013.10.002
- 20 Cai, P., Wang, Y., Wang, T., & Wang, Q. (2015) Effect of resins on thermal and tribological properties. *Tribology International*, 87, 1–10, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.02.007>
- 21 Camanho, P. P., & Dávila, C. G. (2002). Mixed-mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials (NASA/TM-2002-211737). NASA Langley Research Center, <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20020053651/downloads/20020053651.pdf>
- 22 Carvelli, V., & Lomov, S. V. (Eds.). (2015) *Fatigue of Textile Composites*. Woodhead Publishing, an imprint of Elsevier, Cambridge, United Kingdom.

- 23 Cattell, M. K., & Kibble, K. A. (2001) Determination of the relationship between strength and test method for glass fibre epoxy composite coupons using Weibull analysis. *Materials & Design*, 22(4), 245–250, [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(00\)00096-0](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(00)00096-0).
- 24 Cerik, B. C., & Choung, J. (2021) Fracture Estimation in Ship Collision Analysis—Strain Rate and Thermal Softening Effects. *Metals*, 11(9), 1402. <https://doi.org/10.3390/met11091402>
- 25 Chawla, K. K. (2012). *Composite materials: Science and engineering*. Springer, Berlin, Germany.
- 26 Chelluru, S. K. (2007). *Finite Element Simulations of Ballistic Impact on Metal and Composite Plates* (PhD Thesis), Wichita State University, Wichita, USA, <https://soar.wichita.edu/entities/publication/568436e1-0d17-45f5-b28e-3c2bf047bad8>
- 27 Chiracu, I. G., & Deleanu, L. (2023). A Review of Fatigue Life Prediction of Fiber Reinforced Composites (FRP), In *Book of Abstracts of the Scientific Conference of Doctoral Schools: Perspectives and Challenges in Doctoral Research* (11th ed., pp. 243). Dunărea de Jos University of Galați, 8- 9 of June 2023, Galați, Romania
- 28 Chiracu, I. G., Deleanu, L., Ojoc, G. G., Vasiliu, A. V., Cristea, G. C., & Pelin, G. (2025). Effect of Coremat Xi3 middle layer on flexural performance of glass fibre composites. *INCAS Bulletin*, 17(2), 3–11.
- 29 Chiracu, I. G., Georgescu, C., Cristea, G. C., Ojoc, G. G., Boțan, M., Vasiliu, A. V., & Deleanu, L. (2025). Impact tests for two composites for marine applications. *Proceedings of 19Th International Conference on tribology, SERBIATRIB'25*, 14-16 May 2025, Kragujevac, Serbia, pp. 564-579., <http://www.serbiatrib.fink.rs/proceedings/proceedings-serbiatrib.25.pdf>
- 30 Chiracu, I. G., Ojoc, G. G., & Deleanu, L. (2024). Modeling the impact three-point bending test for a stratified composite. *SCDS-UDJG*.
- 31 Chiracu, I. G., Ojoc, G. G., & Deleanu, L. (2024). Modeling the impact three-point bending test for a stratified composite, 12th ed. Of *Scientific Conference of Doctoral Schools: Perspectives and Challenges in Doctoral Research*, Dunărea de Jos University of Galați, 6- 7 of June 2024, Galați, Romania.
- 32 Chiracu, I. G., Ojoc, G. G., Cristea, G. C., Boțan, M., Vasiliu, A. V., & Deleanu, L. (2024). Glass fiber composite for shipbuilding industry. *International Innovations and Inventions Show – EuroPolitehnicus*, București, România, 22–24 November 2024.
- 33 Chiracu, I. G., Ojoc, G. G., Păduraru, I., Deleanu, L., & Pirvu, C. (2025). Influence of velocity when simulating an impact on a quadriaxial composite, In *Book of Abstracts of the 20th ed. International Conference “Days of Technical Sciences Academy of Romania*, pp. 44, 18–19 September 2025, Galați, Romania.
- 34 Chowdhury, U., & Wu, X. F. (2021). Cohesive zone modeling of polymer nanoclay composites, *Journal of Composites Science*, 5(5), 131, MDPI, Basel, Switzerland, <https://doi.org/10.3390/jcs5050131>.
- 35 Chu, Y., Min, S., & Chen, X. (2017). Numerical study of inter-yarn friction in fabrics under ballistic impact. *Materials & Design*, 115, 299–316, Elsevier, Oxford, United Kingdom, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.11.013>
- 36 Clyne, T.W.; Hull, D., (2019) *An Introduction to Composite Materials*; Cambridge University Press: Cambridge, UK
- 37 Constandache, M.; Azamfirei, V.; Chiracu, I.G.; Vasiliu, A.V.; Cristea, G.C.; Pelin, G.; Martin, C.; Deleanu, L. How Important is the Matrix in a Quadriaxial Glass Fiber Composite? *UgallInvent*, Galați, România, 23–24 October 2025.
- 38 Constandache, M.; Chiracu, I.G.; Azamfirei, V.; Pelin, G.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Why is tensile testing so important for composites? *EuroPolitehnicus International Innovation and Invention Show*, București, România, 21–23 November 2025.
- 39 Constandache, M.; Chiracu, I.G.; Pelin, G.; Cristea, G.C.; Vasiliu, A.V.; Ojoc, G.G.; Deleanu, L. Comparative Behavior under Tensile and Three-Point Bending Tests for a Composite with Quadriaxial Fabrics and Epoxy Resin. *INCAS Bulletin* 2025, 17(4), 25–41. <https://doi.org/10.13111/2066-8201.2025.17.4.3>
- 40 Courant, R., & Hilbert, D. (2008). *Methods of Mathematical Physics (Volume II): Partial Differential Equations*, John Wiley & Sons, New York, USA.
- 41 Cristea, G.C.; Deleanu, L.; Chiracu, I.G.; Boțan, M.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V.; Cantaragiu Ceoromila, A. Influence of Resin Grade and Mat on Low-Velocity Impact on Composite Applicable in Shipbuilding. *Polymers* 2025, 17, 355. <https://doi.org/10.3390/polym17030355> WOS:001418380800001
- 42 Cui, J., Wang, S., Wang, S., Li, G., Wang, P., & Liang, C. (2019). The Effects of Strain Rates on Mechanical Properties and Failure Behavior of Long Glass Fiber Reinforced Thermoplastic Composites, *Polymers*, 11, DOI:10.3390/polym11122019

- 43 Davies, P., & Rajapakse, Y. (2014). *Durability of Composites in a Marine Environment*, Springer, Berlin, Germany, DOI:10.1007/978-94-007-7417-9
- 44 Deleanu, L.; Cantaragiu Ceoromila, A.; Georgescu, C.; Boțan, M.; Ojoc, G.G.; Chiracu, I.G. Polymeric Composites: Failures in Dry Sliding on Steel. *Tribology in Industry* 2024. <https://doi.org/10.24874/ti.1621.02.24.02>
- 45 Deleanu, L.; Cristea, G.C.; Chiracu, I.G.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V.; Martin, C. Influence of Impact Energy Level and Composite Thickness on Impact Characteristics. 20th International Conference “Days of Technical Sciences Academy of Romania”, Galați, România, 18–19 September 2025.
- 46 Deleanu, L.; Pelin, G.; Chiracu, I.G.; Păduraru, I.; Constandache, M.; Ojoc, G.G.; Vasiliu, A.V. Rate-Dependent Tensile Behavior of Glass Fiber Composites Reinforced with Quadriaxial Fabrics, with or Without Coremat Xi3 Interlayer, for Marine Applications. *Polymers* 2025, 17, 2074. <https://doi.org/10.3390/polym17152074>, WOS:001550648900001
- 47 Dill, E.H. (2011). *The Finite Element Method for Mechanics of Solids with ANSYS Applications* (1st ed.). CRC Press, Boca Raton, USA, <https://doi.org/10.1201/b11455>
- 48 El-Habti, M. (2010). *Finite Element Analysis of Composites Integral Armour*, Doctoral dissertation, Queen Mary University of London
- 49 Endruweit, A., Zeng, X., Matveev, M., & Long, A. C. (2018). Effect of yarn cross-sectional shape on resin flow through inter-yarn gaps in textile reinforcements, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (Volume 104, pp.139–150), <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2017.10.020>.
- 50 Gao, H.; Li, Y. (2025) Dynamic mechanical response evaluation of woven carbon fiber reinforced rubber laminated composites under high strain rates. *Sci. Rep.* 2025, 15, 16711, 10.1038/s41598-025-01771-z
- 51 Gibson, R. F. (2007). *Principles of Composite Material Mechanics* (2nd ed.). CRC Press, Boca Raton, USA.
- 52 Gibson, R. F. (2010). A review of recent research on mechanics of multifunctional materials and structures. *Composite Structures*, 92(11), 2793–2810. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2010.05.003>
- 53 Gong, J., Saeed, N., Huang, X., Tian, W., Li, L., & Song, J. (2024). Influences of fiber volume content on the mechanical properties of 2D plain carbon-fiber woven composite materials. *Polymers*, 16(1), 108. <https://doi.org/10.3390/polym16010108>
- 54 Greenhalgh, E. S. (2009). Methodology and tools for failure analysis of polymer composites. In *Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites* (pp. 23–106). Woodhead Publishing Limited, Cambridge, United Kingdom. <https://doi.org/10.1533/9781845696818.23>
- 55 Greenhalgh, E., & Hiley, M. (2003). The assessment of novel materials and processes for the impact tolerant design of stiffened composite aerospace structures. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 34(2), 151–161. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(02\)00188-4](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(02)00188-4)
- 56 Guedes Soares, C., & Das, P. K. (2009). *Analysis and Design of Marine Structures: Including CD-ROM*. Taylor & Francis, London, United Kingdom.
- 57 Guedes Soares, C., & Romanoff, J. (2013). *Analysis and Design of Marine Structures*. CRC Press, Boca Raton, USA.
- 58 Guedes, R. M. (Ed.). (2019). *Creep and Fatigue in Polymer Matrix Composites*. Woodhead Publishing, Cambridge, United Kingdom. <https://doi.org/10.1016/C2017-0-02292-9>
- 59 Hamidon, M.H., Sultan, M.T.H., & Ariffin, A.H. (2019). Investigation of Mechanical Testing on Hybrid Composite Materials. In M. Jawaid, M. Thariq, & N. Saba (Eds.), *Failure Analysis in Biocomposites, Fibre-Reinforced Composites and Hybrid Composites* (pp. 133–156). Woodhead Publishing, Cambridge, UK. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102293-1.00007-3>
- 60 Harper, P.W., & Hallett, S.R. (2008). Cohesive Zone Length in Numerical Simulations of Composite Delamination. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(16), 4774–4792. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.06.004>
- 61 Harper, P.W., Sun, L., & Hallett, S.R. (2012). A Study on the Influence of Cohesive Zone Interface Element Strength Parameters on Mixed Mode Behaviour. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 43(4), 722–734. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.12.016>
- 62 Hodgkinson, J. M. (Ed.) (2000). *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. Woodhead Publishing, Cambridge, UK.
- 63 Huang, Z.-C., Li, H.-Z., & Jiang, Y.-Q. (2023). Low-Velocity Impact Response of Self-Piercing Riveted Carbon Fiber Reinforced Polymer-AA6061T651 Hybrid Joints. *Composite Structures*, 315, 116983. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.116983>
- 64 Ingle, S., Yerramalli, C.S., Guha, A., & Mishra, S. (2021). Effect of Material Properties on Ballistic Energy Absorption of Woven Fabrics Subjected to Different Levels of Inter-Yarn Friction. *Composite Structures*, 266, 113824. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113824>

- 65 Jacob, G.C., Starbuck, J.M., Fellers, J.F., Simunovic, S., & Boeman, R.G. (2004). Strain Rate Effects on the Mechanical Properties of Polymer Composite Materials. *Journal of Applied Polymer Science*, 94(1), 296–301. <https://doi.org/10.1002/app.20901>
- 66 Jefferson, A.J., Arumugam, V., & Dhakal, H.N. (2018). *Repair of Polymer Composites: Methodology, Techniques, and Challenges*. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. Woodhead Publishing, Cambridge, UK.
- 67 Jefferson, A., Srinivasan, S., & Arockiarajan, A. (2019). Effect of Multiphase Fiber System and Stacking Sequence on Low-Velocity Impact and Residual Tensile Behavior of Glass/Epoxy Composite Laminates. *Polymer Composites*, 40(4), 1450–1462. <https://doi.org/10.1002/pc.24884>
- 68 Jefferson, A.J., Srinivasan, S.M., Arockiarajan, A., & Dhakal, H.N. (2019). Parameters Influencing the Impact Response of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite Materials: A Critical Review. *Composite Structures*, 224, 111007. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111007>
- 69 Jeon, G., Ha, D., Park, Y., & Jeong, C. (2022). Three-Point Bending Properties of Hybrid Multi-Materials Using Adhesive Bonding Dependent on Strength Difference between Steel and Aluminum. *Materials*, 15(9), 3328. <https://doi.org/10.3390/ma15093328>
- 70 Jiang, T. (2006). *Impact and penetration studies: Simplified models and materials design from ab initio methods*. Georgia Institute of Technology. (PhD thesis).
- 71 Joki, R.K., Grytten, F., Hayman, B., & Sørensen, B.F. (2016). Determination of a Cohesive Law for Delamination Modelling – Accounting for Variation in Crack Opening and Stress State across the Test Specimen Width. *Composites Science and Technology*, 128, 49–57. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2016.01.026>
- 72 Katnam, K.B., da Silva, L.F.M., & Young, T.M. (2013). Bonded Repair of Composite Aircraft Structures: A Review of Scientific Challenges and Opportunities. *Progress in Aerospace Sciences*, 61, 26–42. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2013.03.003>
- 73 Kerr-Anderson, E., Pillay, S., Shafiq, B., & Vaidya, U. K. (2012). Compressively pre-stressed navy relevant laminated and sandwich composites subjected to ballistic impact. In *Dynamic Failure of composite and sandwich structures* (pp. 151-176). Dordrecht: Springer Netherlands. https://doi.org/10.1007/978-94-007-5329-7_4
- 74 Kim, S.J., Taimuri, G., Kujala, P., Conti, F., Le Sourné, H., Pineau, J.-P., Looten, T., Bae, H., Mujeeb-Ahmed, M.P., Vassalos, D., Kaydihan, L., & Hirdaris, S. (2022). Comparison of Numerical Approaches for Structural Response Analysis of Passenger Ships in Collisions and Groundings. *Marine Structures*, 81, 103125. <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2021.103125>
- 75 Kinvi-Dossou, G., Matadi Boumbimba, R., Bonfoh, N., Garzon-Hernandez, S., Garcia-Gonzalez, D., Gerard, P., & Arias, A. (2019). Innovative Acrylic Thermoplastic Composites versus Conventional Composites: Improving the Impact Performances. *Composite Structures*, 217, 1–13. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.02.090>
- 76 Knudsen N. 2009, The story is out- Jessica Watson's collision report, <https://www.sail-world.com/Australia/The-story-is-out-Jessica-Watsons-collision-report/-62412?source=google>
- 77 Kulpa, M., Wiater, A., Rajchel, M., & Siwowski, T. (2021). Comparison of Material Properties of Multilayered Laminates Determined by Testing and Micromechanics. *Materials*, 14(4), 761. <https://doi.org/10.3390/ma14040761>
- 78 Larco, C., Pahonie, R., & Adochiei, I. (2015). The Effects of Fibre Volume Fraction on a Glass-Epoxy Composite Material. *INCAS Bulletin*, 7(3), 113–119. <https://doi.org/10.13111/2066-8201.2015.7.3.10>
- 79 Lei, Z.X., Ma, J., Sun, W., Yin, B.B., & Liew, K.M. (2023). Low-Velocity Impact and Compression-After-Impact Behaviors of Twill Woven Carbon Fiber/Glass Fiber Hybrid Composite Laminates with Flame Retardant Epoxy Resin. *Composite Structures*, 321, 117253. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117253>
- 80 Li, S., Thouless, M.D., Waas, A.M., Schroeder, J.A., & Zavattieri, P.D. (2005). Use of a Cohesive-Zone Model to Analyze the Fracture of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite. *Composites Science and Technology*, 65(3–4), 537–549. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2004.08.004>
- 81 Li, Z., Ameri, A.A.H., Hazell, P.J., Khennane, A., Escobedo-Diaz, J.P., Aryal, B., & Wang, H. (2021). Effects of Impactor Mass on the Low-Velocity Impact Behaviour of Thick GFRP Pultruded Laminates. *Construction and Building Materials*, 279, 122491. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.122491>
- 82 Lin, K.-F., Lin, J.-S., & Cheng, C.-H. (1996). High Temperature Resins Based on Allylamine/Bismaleimides. *Polymer*, 37(21), 4729–4737. [https://doi.org/10.1016/S0032-3861\(96\)00311-4](https://doi.org/10.1016/S0032-3861(96)00311-4)
- 83 Liu, B., Wang, W., & Sutherland, L. (2023). Experimental and Numerical Response and Failure of Laterally Impacted Carbon/Glass Fibre-Reinforced Hybrid Composite Laminates. *International Journal of Impact Engineering*, 179, 104654. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2023.104654>

- 84 Lochan, P. P., & Polak, M. A. (2024). Evaluation of 3-Point and 4-Point Bending Tests for Tensile Strength Assessment of GFRP Bars. *Materials*, 17(21), 5261. <https://doi.org/10.3390/ma17215261>
- 85 Long B, Yang N, Cao X. (2022) Low-velocity impact damages of filament-wound composite overwrapped pressure vessel (COPV). *Journal of Engineered Fibers and Fabrics*. 2022;17. <https://doi.org/10.1177/15589250221088895>
- 86 Loewenstein, K.L. (1993). *The Manufacturing Technology of Continuous Glass Fibres*. Glass Science and Technology Series. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands. ISBN 9780444893468.
- 87 Ma, D., Cougo, C.M. dos S., Amico, S.C., Giglio, M., & Manes, A. (2023). A Novel Numerical Method for Stochastic Study of Fiber-Reinforced Composites with Nanoparticles under Impact Loading. *International Journal of Impact Engineering*, 180, 104662. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2023.104662>
- 88 Ma, Y., Ueda, M., Yokozeki, T., Sugahara, T., Yang, Y. and Hamada, H. (2017) Investigation of the Flexural Properties and Failure Behavior of Unidirectional CF/Nylon 6 and CF/Epoxy Composites. *Open Journal of Composite Materials*, 7, 227-249. doi: 10.4236/ojcm.2017.74016
- 89 Mallick, P.K. (2007). *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design* (3rd ed.). CRC Press, Boca Raton, FL, USA. <https://doi.org/10.1201/9781420005981>
- 90 Meyer, C. S., O'Brien, D. J., Haque, B. Z. G., & Gillespie, J. W., Jr. (2022). Mesoscale modeling of ballistic impact experiments on a single layer of plain weave composite. *Composites Part B: Engineering*, 235, 109753. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.109753>
- 91 Mitrevski, T., Marshall, I. H., & Thomson, R. (2006). The influence of impactor shape on the damage to composite laminates. *Composite Structures*, 76(1–2), 116–122. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2006.06.017>
- 92 Mohamed B. H., A. M. Anwar, H. H. Eltobgy, G. Helmy, Flexural and Tensile Performance of Laminated GFRP as Suitable Alternative to Hydraulic Steel Gates, *Journal of Engineering Sciences – Part A: Civil Engineering*, 52(2), pp. 72–90, 2024, <https://doi.org/10.21608/JESAUN.2024.243091.1273>
- 93 Monjon, A., Santos, P., Valvez, S., & Reis, P. N. B. (2022). Hybridization Effects on Bending and Interlaminar Shear Strength of Composite Laminates. *Materials*, 15(4), 1302. <https://doi.org/10.3390/ma15041302>
- 94 Mouritz, A. P., & Gibson, A. G. (2006). *Fire properties of polymer composite materials*. Springer, Berlin, Germany, <https://doi.org/10.1007/978-1-4020-5356-6>
- 95 Mouritz, A. P., Gellert, E., Burchill, P., & Challis, K. (2001). Review of advanced composite structures for naval ships and submarines. *Composite Structures*, 53(1), 21–41. [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(00\)00175-6](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(00)00175-6)
- 96 Múgica, J., Aretxabaleta, L., Ulacia, I., & Aurrekoetxea, J. (2016). Rate-Dependent Phenomenological Model for Self-Reinforced Polymers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 84, 96–102. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.01.002>
- 97 Naik, N.K., Shrirao, P., & Reddy, B.C.K. (2006). Ballistic Impact Behaviour of Woven Fabric Composites: Formulation. *International Journal of Impact Engineering*, 32(9), 1521–1552. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2005.01.004>
- 98 Naresh, K., Shankar, K., Rao, B. S., & Velmurugan, R. (2016). Effect of high strain rate on glass fiber reinforced epoxy laminated composites. *Composites Part B: Engineering*, 100, 125–135. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.06.007>
- 99 Nazariipoor, H., Ashrafizadeh, H., Schultz, R., Runka, J., & Mertiny, P. (2022). Acoustic Emission Damage Detection during Three-Point Bend Testing of Short Glass Fiber Reinforced Composite Panels: Integrity Assessment. *Journal of Composites Science*, 6(2), 48. <https://doi.org/10.3390/jcs6020048>
- 100 Needleman, A. (1990). An Analysis of Decohesion along an Imperfect Interface. *International Journal of Fracture*, 42(1), 21–40. <https://doi.org/10.1007/BF00018611>
- 101 Ni, K., Chen, Q., Wen, J., Cai, Y., Zhu, Z., & Li, X. (2024). Low-Velocity Impact and Post-Impact Compression Properties of Carbon/Glass Hybrid Yacht Composite Materials. *Ocean Engineering*, 292, 116448. <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2023.116448>
- 102 Ojoc, G. G. (2022). *Studiu teoretic și experimental al pachetelor de protecție balistică pe bază de fibre de sticlă*, Teză de doctorat, Universitatea „Dunărea de Jos”, Galați, România
- 103 Ojoc, G. G., Chipere Titire, L., Munteniță, C., Pîrvu, C., Sandu, S., & Deleanu, L. (2023). Ballistic Response of a Glass Fiber Composite for Two Levels of Threat. *Polymers*, 15(4), 1039. <https://doi.org/10.3390/polym15041039>
- 104 Ojoc, G. G., Oancea, L., Pîrvu, C., Sandu, S., & Deleanu, L. (2018). Modeling of impact on multiple layers with unidirectional yarns. *Mechanical Testing and Diagnosis*, 8(4), 5–15. <https://doi.org/10.35219/mtd.2018.4.01>

- 105 Ojoc, G. G., Rus, V. T., Popescu, C., Pîrvu, C., & Deleanu, L. (2020). Influence of friction in a case of impact simulation. *INCAS Bulletin*, 12(4), 145–154. <https://doi.org/10.13111/2066-8201.2020.12.4.13>
- 106 Ojoc, G.-G., Totolici-Rusu, V., Pîrvu, C., & Deleanu, L. (2021). How Friction Could Influence the Shape and Failure Mechanism in Impact, with the Help of a Finite Element Model. *UPB Scientific Bulletin, Series D: Mechanical Engineering*, 83(3), 185–192.
- 107 Ong, M., & Silva, A. (2024). Effects of Low-Velocity-Impact on Facesheet-Core Debonding of Natural-Core Composite Sandwich Structures—A Review of Experimental Research. *Journal of Composites Science*, 8(1), 23. <https://doi.org/10.3390/jcs8010023>
- 108 Ou, Y., & Zhu, D. (2015). Tensile Behavior of Glass Fiber Reinforced Composite at Different Strain Rates and Temperatures. *Construction and Building Materials*, 96, 648–656. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2015.08.044>
- 109 Păduraru, I. (2023). Comportamentul compozitelor multiaxiale din fibre de sticlă la impact de viteză mică, Teză de doctorat, Universitatea „Dunărea de Jos”, Galați, România
- 110 Păduraru, I., Ojoc, G. G., Petrescu, H., Graur, I., Pîrvu, C., & Deleanu, L. (2023). The Behavior of Glass Fiber Composites under Low Velocity Impacts. *Polymers*, 15(23), 4549. <https://doi.org/10.3390/polym15234549>
- 111 Petrescu, I.E., Mohora, C., & Ispas, C. (2013). The Determination of Young Modulus for CFRP Using Three Point Bending Tests at Different Span Lengths. In *Proceedings of the International Conference on Manufacturing Science and Education (MSE 2013)*. Sibiu, Romania.
- 112 Phunpeng, V., Saensuriwong, K., Kerdphol, T., & Uangpairoj, P. (2023). The Flexural Strength Prediction of Carbon Fiber/Epoxy Composite Using Artificial Neural Network Approach. *Materials*, 16(15), 5301. <https://doi.org/10.3390/ma16155301>
- 113 Pîrvu, C., Musteată, A. E., Ojoc, G. G., & Deleanu, L. (2020). Numerical and experimental results on Charpy tests for blends polypropylene + polyamide + ethylene propylene diene monomer (PP + PA + EPDM). *Materials*, 13(24), 5837. <https://doi.org/10.3390/ma13245837>
- 114 Reddy, T.S., Reddy, P.R.S., & Madhu, V. (2019). Low Velocity Impact Studies of E-Glass/Epoxy Composite Laminates at Different Thicknesses and Temperatures. *Defence Technology*, 15(6), 897–904. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.02.003>
- 115 Reyes, G., & Sharma, U. (2010). Modeling and Damage Repair of Woven Thermoplastic Composites Subjected to Low Velocity Impact. *Composite Structures*, 92(2), 523–531. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2009.08.038>
- 116 Rubino, F., Nisticò, A., Tucci, F., & Carlone, P. (2020). Marine Application of Fiber Reinforced Composites: A Review. *Journal of Marine Science and Engineering*, 8(1), 26. <https://doi.org/10.3390/jmse8010026>
- 117 Sadykov, D., Nouicer, L., & Lekakou, C. (2017). Hybrid Woven Glass Fibre Fabric–Multi-Walled Carbon Nanotube–Epoxy Composites Under Low Rate Impact. *Journal of Composites Science*, 1(1), 10. <https://doi.org/10.3390/jcs1010010>
- 118 Shahzad, A. (2011). Comparison of Tensile Properties and Impact Damage Tolerance of Hemp and Glass Fiber Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 30(22), 1877–1893. <https://doi.org/10.1177/0731684411431123>
- 119 Sharma, A.P., & Velmurugan, R. (2026). High-Velocity Impact Behavior and Energy Absorption Characteristics of Hybrid Titanium Composite Laminates. *International Journal of Impact Engineering*, 208, 105551. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2025.105551>
- 120 Sridharan, S., & Pankow, M. (2020). Performance Evaluation of Two Progressive Damage Models for Composite Laminates under Various Speed Impact Loading. *International Journal of Impact Engineering*, 143, 103615. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2020.103615>
- 121 Sulisty, A.B., & Wirawan, W.A. (2024). Evaluation of Tensile Strength and Flexural Strength of GFRP Composites in Different Types of Matrix Polymers. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*.
- 122 Summerscales, J. (2019). Materials Selection for Marine Composites. In R. Pemberton, J. Summerscales, & J. Graham-Jones (Eds.), *Marine Composites* (Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering, pp. 3–30). Woodhead Publishing, Cambridge, UK. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102264-1.00001-7>
- 123 Sutherland, L.S., & Guedes Soares, C. (2005). Impact Behaviour of Typical Marine Composite Laminates. *Composites Part B: Engineering*, 37(2–3), 89–100. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2005.09.001>
- 124 Sutherland, L.S. (2018). A Review of Impact Testing on Marine Composite Materials: Part I – Marine Impacts on Marine Composites. *Composite Structures*, 188, 197–208. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.12.073>

- 125 Tita, V., de Carvalho, J., & Vandepitte, D. (2008). Failure Analysis of Low Velocity Impact on Thin Composite Laminates: Experimental and Numerical Approaches. *Composite Structures*, 83(4), 413–428. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2007.06.003>
- 126 Uyaner, M., Kara, M., Kepir, Y., & Günöz, A. (2023). Virtual Testing of Laminated Composites Subjected to Low-Velocity Impact. *Iranian Journal of Science and Technology, Transactions of Mechanical Engineering*, 47, 595–610. <https://doi.org/10.1007/s40997-022-00527-8>
- 127 Vescovini, A., Cruz, J.A., Ma, D., Colombo, C., Salerno, A., Bianchi, O., Amico, S.C., & Manes, A. (2024). Experimental Investigation on Low-Velocity Impact Behavior of Glass, Kevlar, and Hybrid Composites with an Elastomeric Polyurethane Matrix. *Composites Part C: Open Access*, 13, 100426. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2023.100426>
- 128 Vogelesang, L.B., & Vlot, A. (2000). Development of Fibre Metal Laminates for Advanced Aerospace Structures. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(1), 1–5. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00411-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00411-8)
- 129 Wallenberger, F. (2010). Commercial and Experimental Glass Fibers. In F. Wallenberger & P.A. Bingham (Eds.), *Fiberglass and Glass Technology: Energy-Friendly Compositions and Applications* (pp. 3–52). Springer, New York, NY, USA. https://doi.org/10.1007/978-1-4419-0736-3_1
- 130 Wang, W., Zhao, Y., Chen, S., Jin, X., Fan, X., Lu, C., & Yang, C. (2021). Low-Velocity Impact Behaviors of Glass Fiber-Reinforced Polymer Laminates Embedded with Shape Memory Alloy. *Composite Structures*, 272, 114194. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114194>
- 131 Whitney, J.M., Knight, M. The relationship between tensile strength and flexure strength in fiber-reinforced composites. *Experimental Mechanics* 20, 211–216 (1980). <https://doi.org/10.1007/BF02327601>
- 132 Wu, W., & Li, W. (2019). Parametric Modeling Based on the Real Geometry of Glass Fiber Unidirectional Non-Crimp Fabric. *Textile Research Journal*, 89(22), 4600–4612. <https://doi.org/10.1177/004051751882484>
- 133 Xu, X.-P., & Needleman, A. (1994). Numerical Simulations of Fast Crack Growth in Brittle Solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 42(9), 1397–1434. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(94\)90003-5](https://doi.org/10.1016/0022-5096(94)90003-5)
- 134 Yang, K., Wu, S., Guan, J., Shao, Z., & Ritchie, R.O. (2017). Enhancing the Mechanical Toughness of Epoxy-Resin Composites Using Natural Silk Reinforcements. *Scientific Reports*, 7(1), 11939. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-11919-1>
- 135 Zhang, C., Huang, J., Li, X. et al. Numerical Study of the Damage Behavior of Carbon Fiber/Glass Fiber Hybrid Composite Laminates under Low-velocity Impact. *Fibers Polym* 21, 2873–2887 (2020). <https://doi.org/10.1007/s12221-020-0026-2>
- 136 Zhang, S. (1999). *The Mechanics of Ship Collision*. Technical University of Denmark, Department of Naval Architecture and Offshore Engineering, Lyngby, Denmark.
- 137 Zhang, X., & Deng, Z. (2022). Effects of Seawater Environment on the Degradation of GFRP Composites by Molecular Dynamics Method. *Polymers*, 14(14), 2804. <https://doi.org/10.3390/polym14142804>
- 138 Zhang, X., Wang, H., Lv, Y., & Li, J. (2022). Quasi-Static and Dynamic Properties of Unidirectional Glass Fiber/Epoxy Laminate for Structural Strengthening. *Materials and Structures*, 55(7), 202. <https://doi.org/10.1617/s11527-022-02037-0>
- 139 Zheng, D. (2007). *Low Velocity Impact Analysis of Composite Laminated Plates*. (PhD thesis).
- 140 *** 5980 Series Universal Testing System up to 600 kN Force Capacity. Available online: <https://www.instron.com/en/products/testing-systems/universal-testing-systems/high-force-universal-testing-systems/5989-floor-model/> (accesat în 12.03.2026)
- 141 *** Advanced Composites Solutions. High Performance Epoxy and Polyurethane Systems. Available online: <file:///D:/Downloads/advanced-compositessolutions.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 142 *** ANSYS 2025, https://ansyshelp.ansys.com/public/Views/Secured/corp/v251/en/pdf/Ansys_Explicit_Dynamics_Analysis_Guide.pdf (accesat în 12.03.2026)
- 143 *** ANSYS Inc., ANSYS Explicit Dynamics Analysis Guide https://ansyshelp.ansys.com/public/account/secured?returnurl=/Views/Secured/corp/v251/en/exd_ag/exd_ag_overview.html (accesat în 12.03.2026)
- 144 *** ASTM D3039/D3039M-17(2025). Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2025.

- 145 *** ASTM D5528/D5528M-21. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2021.
- 146 *** ASTM D6641/D6641M-16e2. Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials Using a Combined Loading Compression (CLC) Test Fixture. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2016.
- 147 *** ASTM D790-17(2021). Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials. ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2021.
- 148 *** Castro Composites Shop, 1200 g/m² Quadriaxial Stitched Glass Fabric (0°/+45°/90°/-45°), 127 cm wide, 1200 g/m² Quadriaxial Stitched Glass Fabric (0°/+45°/90°/-45°), 127 cm wide (accesat în 12.03.2026)
- 149 *** CEAST 9300 Series. Droptower Impact Systems, WB1268C, 2009, Illinois Tool Works Inc., USA. Available online: <https://www.instron.com/-/media/literature-library/products/2010/02/ceast-9300-series.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 150 *** Coast Guard completes investigation into fatal collision involving USCGC Winslow Griesser and fishing vessel Desakata off Puerto Rico 2023, <https://www.news.uscg.mil/Press-Releases/article/3448521/coast-guard-completes-investigation-into-fatal-collision-involving-uscg-winslow/U> (accesat în 12.03.2026)
- 151 *** Collision between Yacht Utopia IV and Tank Vessel Tropic Breeze, <https://www.nts.gov/investigations/AccidentReports/Reports/MIR2229.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 152 *** Composites. Datasheet Coremat® Xi. Available online: <https://grpukltd.com/wp-content/uploads/2016/10/Xi.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 153 *** Coremat Xi 3, mm. Available online: <https://www.nedform.com/DOC/EN/EN%20-%20Product%20Information%20Coremat%20Xi%203.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 154 *** Cornucopia Destiny, <https://www.manhattanyachtcharters.com/yacht/cornucopia-destiny/> (accesat în 12.03.2026)
- 155 *** Demulanti/Agenti de lustruire. Available online: <https://www.rompolimer.ro/produse/demulanti-agenti-lustruire/> (accesat în 12.03.2026)
- 156 *** DNV-ST-C501:2022. Composite Components. DNV, Høvik, Norway, 2022.
- 157 *** Enydyne H 68372 TA Rășină Poliesterică Nesaturată. Available online: https://www.rompolimer.ro/fise_tehnice/_TDS_ENYDYNE_H_68372_TA.RO.pdf (accesat în 12.03.2026)
- 158 *** Gama Completa de Rasini. Available online: <https://www.rompolimer.ro/produse/rasini/> (accesat în 12.03.2026)
- 159 *** Instron AVE. Advanced Video Extensometer, Reference Manual—Application Notes, M26-14059-EN Revision A. Available online: https://biomech.unideb.hu/sites/default/files/upload_documents/ave.pdf (accesat în 12.03.2026)
- 160 *** ISO 11357-1:2023 Plastics—Differential Scanning Calorimetry (DSC)—Part 1: General Principles. ISO, Geneva, Switzerland, 2023.
- 161 *** ISO 11469:2016. Plastics—Generic Identification and Marking of Plastics Products. ISO, Geneva, Switzerland, 2016.
- 162 *** ISO 1183-1:2025. Plastics—Methods for Determining the Density of Non-Cellular Plastics—Part 1: Immersion Method, Liquid Pycnometer Method and Titration Method. ISO, Geneva, Switzerland, 2025.
- 163 *** ISO 14125:1998. Fibre-Reinforced Plastic Composites—Determination of Flexural Properties. ISO, Geneva, Switzerland, 1998.
- 164 *** ISO 179-2:2020. Plastics—Determination of Charpy Impact Properties—Part 2: Instrumented Impact Test. ISO, Geneva, Switzerland, 2020.
- 165 *** ISO 3672-1:2000. Plastics—Unsaturated-Polyester Resins (UP-R)—Part 1: Designation System. ISO, Geneva, Switzerland, 2000.
- 166 *** ISO 527-1:2019. Plastics—Determination of Tensile Properties—Part 1: General Principles. ISO, Geneva, Switzerland, 2019.
- 167 *** ISO 604:2002. Plastics—Determination of Compressive Properties. ISO, Geneva, Switzerland, 2002.
- 168 *** ISO 75-1:2020. Plastics—Determination of Temperature of Deflection Under Load—Part 1: General Test Method. ISO, Geneva, Switzerland, 2020.
- 169 *** ISO 48-4:2018. Rubber, Vulcanized or Thermoplastic—Determination of Hardness—Part 4: Indentation Hardness by Durometer Method (Shore Hardness). ISO, Geneva, Switzerland, 2018.

- 170 *** SikaBiresin CR82 Technical Data Sheet, Sika (2026)
<https://industry.sika.com/content/dam/dms/deaddconst01/c/sikabiresin-cr82.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 171 *** SikaBiresin® CR82 (Formerly Biresin® CR82). Available online:
<https://industry.sika.com/en/home/advanced-resins/sports-and-leisure/composite-resin-systems/composite-systemsforwetlay-up/sikabiresin-cr82.html> (accesat în 12.03.2026)
- 172 *** SR EN ISO 527-1:2020. Materiale plastice—Determinarea proprietăților de tracțiune—Partea 1: Principii generale. ASRO, București, România.
- 173 *** SR EN ISO 527-4:2023. Materiale plastice—Determinarea proprietăților de tracțiune—Partea 4: Condiții de încercare pentru materialele plastice armate cu fibre izotrope și ortotrope. ASRO, București, România.
- 174 *** SR EN ISO 527-5:2022. Materiale plastice—Determinarea proprietăților de tracțiune—Partea 5: Condiții de încercare pentru materialele plastice armate cu fibre unidirecționale. ASRO, București, România.
- 175 *** SR EN ISO 6603-1:2023. Materiale plastice—Determinarea comportării la șoc prin perforare a materialelor plastice rigide—Partea 1: Încercare la impact neinstrumentată. ASRO, București, România.
- 176 *** SR EN ISO 6603-2:2023. Materiale plastice—Determinarea comportării la șoc prin perforare a materialelor plastice rigide—Partea 2: Încercare la impact instrumentată. ASRO, București, România.
- 177 *** TDS METOX-50W.EN, <https://www.fibreglasskit.co.uk/images/uploaded/metox-50W-Technical-Data-Sheet.pdf> (accesat în 12.03.2026)
- 178 *** ISO 178:2019 Plastics—Determination of Flexural Properties. ISO, Geneva, Switzerland, 2019.
- 179 *** SR EN ISO 3344:2002 Materiale de ranforsare. Determinarea conținutului de umiditate, ASRO, București, România