



Universitatea Națională de Știință și Tehnologie
POLITEHNICA BUCUREȘTI
ȘCOALA DOCTORALĂ DE INGINERIE AEROSPAȚIALĂ

TEZĂ DE DOCTORAT

**Studiu asupra răspunsului mecanic al materialelor
compozite hibridizate la nivelul laminei supuse
încărcărilor statice și dinamice**

REZUMAT

Autor: Ing. Maria DEMȘA (CASAPU)

Conducători de doctorat: Prof. univ. dr. ing. Ion FUIOREA

Prof. univ. dr. ing. Michel ARRIGONI

BUCUREȘTI
2023

CUVINTE CHEIE

- fibre de carbon
- compozite
- hibridizare
- corelarea digitală a imaginilor
- proprietăți mecanice
- deformații specifice reziduale
- variabilă de deteriorare
- încărcare ciclică
- încărcare dinamică
- unde de șoc induse prin laser

CUPRINS

INTRODUCERE	1
CAPITOLUL 1. STADIUL ACTUAL ȘI FUNDAMENTE TEORETICE	4
INTRODUCERE	4
1.1 MATERIALE COMPOZITE RANFORSATE CU FIBRE	4
1.1.1 Generalități.....	4
1.1.2 Materiale compozite hibride ranforsate cu fibre	5
1.1.3 Mecanismul de rupere și deteriorare	5
1.2 LEGEA CONSTITUTIVĂ CVASI-STATICĂ ȘI DETERIORAREA MATERIALELOR COMPOZITE RANFORSATE CU FIBRE.....	6
1.2.1 Legea constitutivă.....	6
1.2.2 Testarea și comportamentul la încărcări uniaxiale	7
1.2.3 Testarea și comportamentul la încărcări în afara axei principale	8
1.2.4 Proprietățile mecanice la forfecare în plan	8
1.2.5 Evaluarea deteriorării prin teste de tracțiune ciclice de încărcare-descărcare în afara axei 9	
1.2.6 Formularea modelului constitutive neliniar	10
1.3 PREZENTARE GENERALĂ A ÎNCĂRCĂRILOR DINAMICE	12
1.3.1 Generalități.....	12
1.3.2 Tehnici de testare experimentală pentru încărcări dinamice	12
1.3.3 Efectele vitezei de deformare asupra proprietăților mecanice ale materialelor compozite ranforsate cu fibră.....	13
1.4 GENERALITĂȚI DESPRE UNDELE DE ȘOC INDUSE PRIN LASER.....	13
1.4.1 Principii și descrierea undelor de șoc induse prin laser.....	13
1.4.2 Propagarea undelor de șoc	14
1.4.3 Generarea tensiunilor de tracțiune și analiza semnalului de viteză pentru diagnosticarea ruperii.....	14
1.4.4 Tehnici de măsurare a vitezei feței posterioare	16
1.4.5 Răspunsul materialelor compozite ranforsate cu fibre sub acțiunea undelor de șoc induse prin laser.....	17
SUMAR	17

CAPITOLUL 2. MĂSURAREA PERFORMANȚELOR TEHNICE ALE MATERIALELOR	18
INTRODUCERE	18
2.1 MATERIALE ȘI CONFIGURAȚIA LAMINATELOR.....	18
2.2 METODE EXPERIMENTALE ȘI ANALIZA DATELOR.....	19
2.2.1 Măsurarea densității.....	19
2.2.2 Frația de greutate a fibrelor și frația de volum a fibrelor	19
2.2.3 Observații microscopice 2D.....	19
2.2.4 Estimarea conținutului de goluri în matrice.....	19
2.3 REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII	20
2.3.1 Măsurarea densității.....	20
2.3.2 Frația de greutate a fibrelor și frația de volum a fibrelor	20
2.3.3 Observații microscopice	20
2.3.4 Estimarea conținutului de goluri în matrice.....	22
SUMAR.....	23
CAPITOLUL 3. COMPORTAMENTUL CVASI-STATIC AL MATERIALELOR COMPOZITE HIBRIDIZATE LA NIVELUL LAMINEI	24
INTRODUCERE	24
3.1 MATERIALE ȘI METODE.....	24
3.1.1 Configurația experimentală.....	24
3.1.2 Descrierea epruvetelor și a pregătirii acestora	25
3.1.3 Procesarea datelor.....	25
3.2 REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII	26
3.2.1 Teste de tracțiune pe direcția axei principale – 0° and 90°.....	26
3.2.2 Teste de tracțiune în afara axei.....	26
3.2.3 Evaluarea deteriorării prin teste de tracțiune ciclice de încărcare-descărcare	27
3.2.4 Predicția răspunsului nelinear tensiune-deformație specifică.....	28
SUMAR.....	28
CAPITOLUL 4. COMPORTAMENTUL SUB ÎNCĂRCĂRI ÎN REGIM DINAMIC A MATERIALELOR COMPOZITE HIBRIDIZATE LA NIVELUL LAMINEI	29
INTRODUCERE	29
PARTEA 1: UNDE DE ȘOC INDUSE PRIN LASER	29
4.1 DESCRIEREA EPRUVETELOR.....	29
4.2 CONFIGURAȚIA EXPERIMENTALĂ	30
4.3 CARACTERIZAREA PULSULUI LASER.....	30
4.3.1 Durata pulsului laser și ajustarea temporală	30
4.3.2 Măsurători ale nivelului de energie	31
4.3.3 Analiza suprafeței focale	31
4.4 VELOCIMETRIE HETERODINĂ.....	31

4.4.1	Procesarea semnalelor	31
4.4.2	Estimarea vitezei sunetului din semnale ale VFP	32
4.4.3	Estimarea tensiunii de rupere la tracțiune în regim dinamic și a vitezei de deformare din semnalele VFP prin abordarea lui Novikov [82]	32
4.5	PROCEDURA DE ANALIZĂ A DETERIORĂRII	33
4.6	REPETABILITATEA EXPERIMENTELOR.....	33
4.7	REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII	33
4.7.1	Rezultatele testelor cu unde de șoc induse prin laser pe direcția fibrelor (în plan) 33	
4.7.2	Rezultatele testelor cu unde de șoc induse prin laser pe direcție perpendiculară pe direcția fibrelor (în afara planului).....	35
	PART 2: IMPACT CU BILE DE OȚEL.....	38
4.8	DESCRIEREA EPRUVETELOR ȘI A CONFIGURAȚIEI EXPERIMENTALE 38	
4.9	REZULTATE ALE TESTELOR DE IMPACT CU BILE DE OȚEL	38
	SUMAR.....	39
	CONCLUZII, CONTRIBUȚII ȘI PERSPECTIVE.....	40
	CONCLUZII.....	40
	CONTRIBUȚII.....	43
	PERSPECTIVE.....	44
	PUBLICAȚII	44
	BIBLIOGRAFIE SELECTIVĂ.....	46

INTRODUCERE

În ultimul deceniu, cu excepția perioadei de restricții din timpul pandemiei, traficul aerian global a crescut exponențial [1]. În plus, traficul aerian are o contribuție semnificativă la emisiile de carbon. Pentru a respecta constrângerile ecologice și a acoperi cererea în creștere pentru fabricarea aeronavelor a companiilor de transport aerian, producătorii conduc o competiție comercială în care soluțiile rentabile, împreună cu o fiabilitate ridicată reprezintă puncte cheie. În această cursă, utilizarea materialelor compozite în industria aeronautică a crescut. Deoarece sunt ușoare, acestea contribuie la reducerea consumului de combustibil [2] și a emisiilor de CO₂. Proprietățile lor mecanice sunt superioare metalelor tradiționale și pot fi adaptate pentru aplicații specifice [3]–[5]. Raportul lor remarcabil între rezistență și greutate, modulul specific ridicat și rezistența la coroziune le fac extrem de atractive pentru designul aeronavelor moderne.

Având în vedere că diferitele fibre utilizate pentru ranforsarea materialelor compozite au proprietăți mecanice diferite, metoda cea mai uzuală de a îmbunătăți sau de a adapta răspunsul compozitului la o sarcină specifică este prin hibridizarea materialului, fie în interiorul laminei [6], fie la nivelul laminei [7], utilizând două tipuri diferite de fibre de ranforsare. Cu toate acestea, diferitele compozite hibridizate cu două tipuri de fibre prezintă de obicei o cădere semnificativă a încărcării la ruperea componentei cu tensiune de rupere mai mică, reducând astfel rezistența generală a compozitului [8]–[10]. Prin urmare, această limitare restricționează aplicarea lor în tehnologii avansate. Pentru a aborda această provocare, în ultimii ani s-au explorat alternative în materie de hibridizare. Cu toate acestea, puține studii sunt concentrate asupra comportamentului mecanic al compozitelor hibridizate doar cu fibre din carbon de categorii diferite. După dezvoltarea compozitelor cu lamine subțiri, care pot îmbunătăți performanțele mecanice și greutatea comparativ cu compozitele tradiționale cu lamine groase [11], s-a propus un alt tip de hibridizare la nivelul laminei, constând în amestecarea laminelor de grosimi diferite în încercarea de a obține un răspuns țintit al materialului, fără a utiliza alte tipuri de matrice sau fibre [12]. Având în vedere aceste considerente, integrarea hibridizării la nivel de lamină cu compozite hibride doar din diferite tipuri de fibre din carbon apare ca o direcție promițătoare. Această tehnică are potențialul de a reduce costurile de fabricație fără a compromite performanța tehnică superioară.

Durata de viață operativă a aeronavelor le expune la încărcări dinamice, prezentând o serie de provocări critice. Paletele motoarelor cu reacție și componente cheie ale aeronavelor, în special bordul de atac al aripilor, se confruntă cu posibile daune cauzate de obiecte străine, cum ar fi impactul cu păsări. Acest tip de impact poate provoca daune semnificative integrității structurale a aeronavei. Mai mult, o preocupare importantă constă în reținerea unei pale de ventilator defecte în interiorul motorului, protejând pasagerii și structura aeronavei de pericole. Realizarea acestui obiectiv dublu necesită ca structura carcasei ventilatorului nu doar să reziste impactului, ci să își și mențină integritatea structurală în timpul opririi motorului. Prin urmare, o înțelegere cuprinzătoare a comportamentului dinamic al materialelor utilizate în industria aerospațială devine imperativă pentru proiectarea structurilor care pot rezista eficient sub acțiunea încărcărilor dinamice.

Deoarece industria aerospațială are cerințe ridicate de certificare și testele experimentale pot fi destul de costisitoare pentru diverse cazuri de încărcare, este necesar să se utilizeze capacitatea metodelor computaționale pentru a simula comportamentul mecanic al compozitelor la scara potrivită. Aceste modele pot oferi o înțelegere a deformării și ruperii materialului, care poate fi utilizată pentru a reevalua abordarea de proiectare în scopul creării de structuri mai puternice și mai sigure. Cu toate acestea, pentru a modela răspunsul structurii supuse încărcărilor dinamice, este necesar un model mecanic specific care să includă legea constitutivă, ecuația de stare și modelul de deteriorare pentru materialul compozit studiat. Testele cu unde de șoc induse de laser pot fi o metodă potrivită pentru obținerea de date relevante pentru caracterizarea materialului la încărcări cu viteze mari de deformare, precum și informații privind pragul de delaminare al materialului supus încărcărilor dinamice, în scopul validării modelelor numerice [13].

În acest context, obiectivul principal al acestei teze este de a evalua impactul hibridizării care implică variații atât în tipul de fibră de carbon, cât și în grosimea laminei. În mod specific, acest studiu introduce o abordare de hibridizare la nivel de lamină utilizând doar fibre de carbon, pentru a investiga modul în care aceasta influențează structura internă, proprietățile mecanice și răspunsurile dinamice ale compozitelor cu fibre de carbon unidirecționale. Pentru a atinge acest scop, se efectuează o caracterizare cuprinzătoare a materialului, care acoperă atât condiții de încărcare cu solicitare statică cât și dinamică.

În concordanță cu obiectivul principal al acestei teze, au fost stabilite următoarele obiective de cercetare:

O1 – Caracterizarea experimentală a structurii interne și a proprietăților fizice ale materialelor compozite unidirecționale de referință și hibridizate la nivelul laminei.

O2 – Evaluarea răspunsului mecanic sub solicitări statice a laminatelor hibride și de referință (teste pe direcția axei principale și în afara axei principale).

O3 – Investigarea cauzelor răspunsului nelinier în afara axei principale prin teste de tracțiune ciclice cu solicitare în afara axei principale și evaluarea deformațiilor reziduale și a variabilei de deteriorare.

O4 – Definierea unui model cuplat de deteriorare-plasticitate pentru a prezice răspunsul nelinier al laminatelor.

O5 – Evaluarea propagării undelor de șoc în materialele de referință și hibride, pe direcția fibrelor și perpendicular pe direcția fibrelor

O6 – Inducerea delaminării la viteze mari de deformare și evaluarea rezistenței dinamice la tracțiune.

O7 – Evaluarea diferențelor în poziția și pragul de deteriorare pentru diferitele configurații ale compozitelor studiate

Pe lângă evaluarea efectelor hibridizării, aceste obiective urmăresc și caracterizarea fundamentală a materialelor compozite unidirecționale. Acest lucru permite incorporarea acestor materiale în structuri complexe, oferind o înțelegere mai solidă a răspunsului lor mecanic și sporindu-le potențialul de utilizare în diverse aplicații.

Structura tezei este concepută pentru a organiza principalele campanii experimentale în funcție de complexitatea și categoria de viteză de deformare. Capitolul inițial oferă o recenzie a literaturii care acoperă subiecte precum compozitele ranforsate cu fibre, comportamentul mecanic sub încărcări statice și dinamice, și fundamentele teoretice necesare pentru analiza efectuată în cadrul acestui studiu.

În continuare, al doilea capitol este centrat pe materialele utilizate în această cercetare, a abordării de hibridizare urmate și a caracterizării cuprinzătoare a proprietăților fizice precum densitatea și fracția de volum a fibrelor. În plus, sunt efectuate examinări microscopice ale structurii interne, împreună cu identificarea potențialelor defecte interne precum porozități și regiuni bogate în rășină.

Al treilea capitol cuprinde o gama cuprinzătoare de teste experimentale efectuate în regimul de solicitare statică. Acesta implică studierea comportamentului mecanic atât pe direcția axelor principale, cât și pe direcții în afara axei principale, evaluarea deteriorării prin teste ciclice de tracțiune de tip încărcare și descărcare, și preconizarea comportamentului neliniar la solicitări în afara axei principale. În timp ce al treilea capitol este dedicat testelor statice, cel de-al patrulea și ultimul capitol conține cercetări legate de răspunsul materialelor compozite la încărcare dinamică cu viteze mari de deformație.

Acest capitol cuprinde explicații detaliate ale configurației testelor și procesării datelor pentru tehnica undelor de șoc induse prin laser, împreună cu rezultatele obținute în urma impactului atât pe direcția fibrei, cât și pe direcție perpendiculară pe aceasta. Capitolul explorează, de asemenea, configurația de testare și rezultatele experimentale ale testelor de impact cu bile de oțel, care servește drept un pas de bază pentru analize structurale viitoare.

CAPITOLUL 1. STADIUL ACTUAL ȘI FUNDAMENTE TEORETICE

INTRODUCERE

În acest capitol sunt prezentate fundamentele teoretice esențiale pentru parcursul acestei teze și sunt discutate principalele lucrări de cercetare relevante pentru subiectul tezei. În conformitate cu abordarea științifică urmată în această lucrare, în primul rând, se face o analiză a materialelor compozite ranforsate cu fibre, cu accent pe materialele compozite hibride ranforsate cu fibre. În continuare sunt prezentate mecanismele de rupere ale compozitelor ranforsate cu fibre, evidențiind deteriorările produse atât de impactul la viteze reduse, cât și de cele la viteze ridicate.

Ulterior, atenția este îndreptată spre descrierea răspunsului la solicitări statice al compozitelor cu fibre unidirecționale. Aceasta implică, de asemenea, o descriere a formulărilor teoretice, protocoalelor de testare și procedurilor pentru evaluarea datelor dobândite. În plus, este oferită o prezentare generală cuprinzătoare cu privire la încărcările dinamice, cu accent pe principiile fundamentale ale teoriei undelor de șoc induse prin laser.

1.1 MATERIALE COMPOZITE RANFORSATE CU FIBRE

1.1.1 Generalități

Un compozit structural se referă la un sistem de materiale caracterizat de două sau mai multe faze la nivel microscopic. Scopul unui astfel de sistem este de a obține performanțe mecanice și proprietăți care le depășesc pe cele ale materialelor constitutive luate individual. De obicei, una dintre aceste faze este discretă, prezentând o rigiditate și rezistență ridicată - adesea denumită faza de întărire sau ranforsare. Cealaltă fază, cunoscută sub numele de matrice, este continuă, având o rigiditate și rezistență mai reduse.

Compozitele ranforsate cu fibre pot utiliza diferite tipuri de fibre ca întărire (fibre de sticlă, de carbon, aramidice, ceramice), în timp ce matricea este de obicei compusă din polimeri termorigizi sau termoplastici.

Fibrele de carbon sunt adesea utilizate în materialele compozite și pot fi obținute în diverse forme, cu o gamă de rigidități și rezistențe în funcție de procesul de fabricație [5]. Fibrele de carbon sunt cunoscute pentru rezistența lor ridicată la tracțiune, greutate redusă, rezistență chimică înaltă, rigiditate mare și coeficient de dilatare termică scăzut. Proprietățile lor mecanice sunt superioare în comparație cu fibrele de sticlă [14], motiv pentru care compozitele cu fibră de carbon au înlocuit treptat compozitele cu fibră de sticlă în industria aerospațială [2].

Pentru componenta matricei compozitelor ranforsate cu fibre, se folosesc în mod obișnuit polimeri termorigizi și termoplastici, dar dintre aceștia, cele mai predominante tipuri sunt polimerii termorigizi. Cei mai frecvent utilizați polimeri termorigizi sunt poliesterii nesaturați, rășinile epoxidice, poliamidele și vinil esterii [5].

Structurile compozite sunt de obicei sub forma unor lamine unidirecționale laminate împreună la diferite orientări, dar pot fi întâlnite și sub forma unor țesături sau textile [5]. Prepreg-urile, formate din fibre de întărire pre-impregnate cu o cantitate precis controlată de rășină, oferă uniformitate și calitate superioară, asigurând o distribuție constantă a rășinii în impregnarea fibrelor [15]. Procesarea în autoclavă implică întărirea aranjamentelor de prepreg-

uri în condiții de temperatură și presiune ridicate. Acest proces facilitează consolidarea rășinii, asigurând un conținut minim de goluri în matrice și proprietăți mecanice îmbunătățite. Combinarea prepreg-urilor și procesarea lor în autoclavă rezultă în componente fabricate din materiale compozite cu raporturi excepționale între rezistență și greutate, stabilitate termică și consistență în performanță, esențiale pentru aplicațiile în industria aerospațială [16].

1.1.2 Materiale compozite hibride ranforsate cu fibre

Deși compozitele cu fibră de carbon prezintă proprietăți mecanice superioare în comparație cu metalele tradiționale și alte tipuri de fibre [3], acestea au o deformare specifică la rupere redusă și manifestă un comportament fragil [17]. Hibridizarea cu alte tipuri de fibre, fie în intralaminară, fie interlaminară, [6], [7], [18]–[20], sau cu componente metalice [21], [22] a fost studiată ca metodă de creștere a toleranței la deteriorare și a proprietăților mecanice ale compozitelor ranforsate cu fibră de carbon.

După dezvoltarea compozitelor cu lamine subțiri, care pot îmbunătăți performanța mecanică și greutatea acestora [11], în comparație cu compozitele tradiționale cu lamine groase, s-a propus un alt tip de hibridizare - hibridizarea la nivelul laminei - constând în amestecarea laminelor cu diferite grosimi în încercarea de a obține un răspuns dorit al materialului, fără a utiliza alte matrice sau fibre [12].

În timp ce un număr extins de lucrări de cercetare abordează efectele hibridizării dintre fibrele de sticlă și cele de carbon asupra răspunsului mecanic al laminatelor compozite, puține studii au raportat comportamentul mecanic al compozitelor hibride fabricate cu diferite tipuri de fibră de carbon. Curtis și Browne et al. [23] au amestecat lamine de fibră de carbon de calitate standard în direcția principală de încărcare a unui laminat cu comportament aproape izotrop, cu fibre de carbon de înaltă performanță, Naito et al. [24] au combinat fibre de carbon cu rezistență ridicată cu fibre de carbon cu modul de elasticitate ridicat și au efectuat teste de tracțiune cvasi-stactice la 0°, iar Czel et al. [25] au utilizat o abordare de hibridizare cu fibre de carbon pentru a obține un răspuns la rupere pseudo-ductil al compozitelor cu fibră de carbon unidirecționale, blocând fibre de carbon cu deformare specifică la rupere mică, dar modul de elasticitate ridicat și cu straturi exterioare de fibre de carbon cu modul de elasticitate intermediar dar o deformare specifică la rupere ridicată.

În timp ce aceste studii au prezentat efectele hibridizării dintre diferite tipuri de fibre de carbon cu grosimea laminei similară, un alt tip de abordare a hibridizării doar cu fibre de carbon a fost propus de Furtado et al. [26]. Pentru a îmbunătăți răspunsul mecanic al compozitelor cu lamine subțiri crestate la mijloc, aceștia au introdus conceptul de hibridizare la nivelul laminei, care constă în îmbinarea în același laminat a prepreg-urilor cu diferite grosimi, fără a schimba sistemul de fibră și matrice. Efectul unei astfel de hibridizări asupra răspunsului laminatelor necrestate și al laminatelor crestate a fost studiat, iar munca lor a subliniat faptul că, utilizând o hibridizare selectivă, nu s-a observat o diferență semnificativă în rezistența la tracțiune în cazul laminatului necrestat.

1.1.3 Mecanismul de rupere și deteriorare

1.1.3.1 Mecanismul de rupere

Atunci când un laminat este supus diferitelor tipuri de încărcări, fie în plan sau pe direcția grosimii, el devine susceptibil la inițierea și propagarea deteriorărilor. Aceasta poate duce în cele din urmă la ruperea structurii compozite. Tipurile comune de deteriorare includ ruperea fibrelor, crăparea matricei, separarea fibro-matrice și delaminarea.

Eșecul compozitelor nu are loc brusc. În mod uzual, mecanismele de fractură evoluează ierarhic. Cu toate că viteza lor de propagare și influența reciprocă pot fi influențate de microstructură, secvența și locația apariției lor rămân relativ consecvente în diverse materiale și condiții de încărcare. Primul pas reprezintă decoeziunea dintre fibră și matrice. Aceasta apare atunci când microfisurile apar în matrice la scara fibrei, în principal din cauza tensiunilor reziduale de fabricație.

Al doilea pas este reprezentat de propagarea fisurii în matrice. În timpul fazei de încărcare, deteriorarea difuză continuă să se propage și să se dezvolte în tensiuni transversale și de forfecare. Pe măsură ce încărcarea se intensifică, deteriorarea se propagă, rezultând în crăpare transversală în laminele perpendiculare direcției de încărcare.

Al treilea pas este reprezentat de delaminarea locală. Datorită concentrării de tensiuni la vârful crăpăturii transversale, apare delaminarea locală la interfața dintre lamine.

Al patrulea pas este reprezentat de rupțura fibrelor. Deoarece delaminarea împiedică transmiterea încărcăturilor între lamine, încărcarea va fi suportată doar de o parte a fibrelor, ducând la supraîncărcarea lor și la rupțura fibrelor. Stadiul final este reprezentat de ruperea completă a materialului.

1.1.3.2 Deteriorări rezultate în urma impactului

Atunci când sunt supuse încărcării prin impact, în funcție de nivelul energiei de impact, deteriorarea prin impact în materialele compozite poate fi împărțită în trei categorii:

- Deteriorare prin Impact Vizibilă cu Dificultate (Barely Visible Impact Damage - BVID) - acest tip de deteriorare poate să apară în cazul unui impact cu viteză redusă și energie redusă (1 până la 5 J [27]), conducând la o deteriorare invizibilă sub suprafața laminatului, cum ar fi o delaminare între straturile adiacente în interiorul materialului, care este dificil de detectat vizual [28].

- Deteriorare prin Impact Vizibilă (Visible Impact Damage - VID): Odată cu creșterea energiei de impact, se vor produce creștături clare pe suprafața laminatului în jurul zonei de impact. În plus, zona mare de delaminare internă sau crăparea matricei poate fi observată prin C-scan sau alte metode de scanare, sau pur și simplu vizibilă prin materialele compozite semi-transparente.

- Deteriorare prin Perforare: Aceasta apare de obicei atunci când laminatul este supus unui impact cu viteză mare și nivelul de energie este suficient de mare pentru a perfora laminatul, ceea ce duce adesea la ruperea completă a materialului în zona de impact, generând un nor de particule.

Materialele compozite au mai multe moduri de rupere, iar sensibilitatea la viteza de deformare poate duce la o schimbare de la un mod de rupere la altul. Mecanismul de deteriorare prin impact într-un laminat este un proces foarte complex, deoarece reprezintă o combinație de crăpare a matricei, flambajul suprafeței, delaminare, rupțură a fibrelor, etc., care de obicei interacționează între ele [29].

Sub impactul cu viteză redusă în plan vertical, forma inițială a deteriorării care apare este crăparea matricei în direcția transversală, urmată de delaminare în cazul în care încărcarea persistă.

În cazul impactului cu viteză mare și a impactului balistic, structura are mai puțin timp să răspundă și, prin urmare, deteriorarea nu se propagă așa cum se întâmplă în cazul impactului cu viteză redusă. Arhitectura ranforsării poate influența mecanismul de absorbție a energiei și, de asemenea, pentru materiale diferite precum carbonul, sticla sau Kevlar, pot domina mecanisme de rupere diferite [27], [30], [31].

1.2 LEGEA CONSTITUTIVĂ CVASI-STATICĂ ȘI DETERIORAREA MATERIALELOR COMPOZITE RANFORSATE CU FIBRE

1.2.1 Legea constitutivă

Lamina unidirecțională reprezintă componenta elementară a laminatelor compozite ranforsate cu fibre. Caracteristicile sale mecanice sunt ortotrope, cu performanțe mecanice superioare în direcția longitudinală, cunoscută și sub denumirea de direcție a fibrei – desemnată ca 1, față de celelalte două direcții ortogonale, denumite direcții transversale – desemnate ca 2 și 3. Comportamentul elastic al unui material ortotrop este caracterizat de 9 constante elastice, iar ecuațiile constitutive pentru materialele ortotrope, exprimate în termeni de constante de inginerie, pot fi scrise în forma ecuației (1.1) [27].

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (1.1)$$

1.2.2 Testarea și comportamentul la încărcări pe direcția axei principale

Testele de tracțiune cvasi-stactice pe direcții de 0° și 90° față de orientarea fibrei sunt efectuate cu ajutorul echipamentelor de testare electromecanice sau hidraulice, pentru a determina proprietățile la tracțiune în direcțiile longitudinală și transversală ale laminatelor unidirecționale.

Proprietățile longitudinale asociate cu încărcarea în direcția fibrei sunt dominate de fibre, care sunt de obicei mai rezistente, mai rigide și au o deformare specifică maximă mai mică decât matricea [5]. Pentru a analiza comportamentul materialelor compozite sub încărcare la tracțiune sau compresiune și pentru a compara rezultatele cu alte studii, trebuie să se urmeze proceduri standard. "ASTM D3039/D3039M - Metoda de test standard pentru proprietățile la tracțiune ale materialelor compozite cu matrice polimerică" [32] poate fi folosită pentru încărcarea în tracțiune, precum și BS EN ISO 527-5:2009: Plastice. Determinarea proprietăților la tracțiune. Condiții de testare pentru materialele plastice compozite cu fibre unidirecționale [33].

În direcția transversală față de direcția fibrei, comportamentul compozitelor unidirecționale, în special rezistența, este dominat de matrice și proprietățile interfeței dintre matrice și fibre. Sub acțiunea încărcării la tracțiune, comportamentul materialelor compozite unidirecționale este aproape liniar, cu tensiuni de rupere și deformații specifice relativ scăzute [5].

În cazul tensiunii de rupere pe direcția fibrei, au fost raportate în literatură influențe ale grosimii și dimensiunii eșantionului testat [34], [35]. Kawai et al. [35] au propus o scalare geometrică pentru tensiunea de rupere a epruvetelor de testare la tracțiune la 0° . Utilizând ecuația (1.2), unde σ_{ref} – tensiunea de rupere a laminatului cu grosimea de referință, t_{ref} – grosimea laminatului de referință, σ – tensiunea de rupere calculată, t – grosimea laminatului pentru care se calculează tensiunea de rupere, m – exponent de ajustare, poate fi efectuată o scalare a grosimii în 1D. Dacă o altă dimensiune a epruvetei variază, cum ar fi lățimea, poate fi efectuată o scalare geometrică în 2D. În această scalare secundară, tensiunea de rupere de referință a laminatului (cu grosimea de referință) σ_{ref} este scalată pe baza zonei de măsură (lungime \times lățime) a laminatului cu noua dimensiune A , și a zonei de măsură a laminatului de referință A_{UTS13} , folosind ecuația (1.3), unde n_2 reprezintă un exponent de ajustare. Exponentul m din ecuația (1.2) este, de asemenea, scalat folosind ecuația (1.4), pe baza exponentului inițial determinat pentru laminatul de referință m_{UTS} .

$$\frac{\sigma}{\sigma_{ref}} = \left(\frac{t}{t_{ref}} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (1.2)$$

$$\sigma_{ref} = \sigma_{UTS13} \left(\frac{A}{A_{UTS13}} \right)^{n_2} \quad (1.3)$$

$$-\frac{1}{m} = -\frac{1}{m_{UTS}} \left(\frac{A}{A_{UTS13}} \right)^{n_1} \quad (1.4)$$

1.2.3 Testarea și comportamentul la încărcări în afara axei principale

Pentru a caracteriza comportamentul compozitelor unidirecționale, testul de tracțiune în afara axei principale a primit multă atenție, deoarece poate fi folosit pentru a verifica aplicabilitatea ecuațiilor de transformare a tensorilor pentru proprietățile elastice ale compozitelor ranforsate cu fibre [3], [36]. Testul de tracțiune în afara axei principale servește, de asemenea, ca o metodă convenabilă pentru estimarea proprietăților de forfecare în plan, eliminând necesitatea dispozitivelor specializate sau al epruvetelor proiectate în mod specific pentru acest scop [37]–[40]. Mai mult, testul în afara axei poate fi folosit pentru a evalua proprietățile de rezistență ale compozitului în diferite direcții de încărcare în plan. Această capacitate este valoroasă în scopuri de proiectare și optimizare, permițând o înțelegere cuprinzătoare a comportamentului materialului și facilitând luarea deciziilor informate.

Dintr-un punct de vedere macro-mecanic, proprietățile mecanice în afara axei ale compozitelor cu fibre unidirecționale sunt anizotrope datorită variațiilor în orientarea fibrelor față de axa de încărcare.

Dacă compozitul este transversal izotrop și proprietățile elastice în plan sunt cunoscute (E_1 - modulul de elasticitate în direcția fibrei, E_2 - modulul de elasticitate în direcția transversală, ν_{12} - coeficientul lui Poisson, G_{12} - modulul de forfecare în plan), modulul elastic aparent în afara axei E_x poate fi aproximat folosind ecuația de transformare (1.5), iar coeficientul lui Poisson aparent ν_{xy} poate fi estimat folosind ecuația (1.6), pentru orice unghi de rotație θ , a fibrelor față de direcția de încărcare.

$$\frac{1}{E_x} = \frac{1}{E_1} \cos^4 \theta + \left[\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right] \sin^2 \theta \cos^2 \theta + \frac{1}{E_2} \sin^4 \theta \quad (1.5)$$

$$\nu_{xy} = E_x \left[\frac{\nu_{12}}{E_1} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) - \left(\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} - \frac{1}{G_{12}} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \right] \quad (1.6)$$

1.2.4 Proprietățile mecanice la forfecare în plan

Comportamentul unui compozit unidirecțional sub încărcare de forfecare în plan este dominat de proprietățile matricei și de distribuțiile locale de tensiune [5]. Comportamentul la forfecare al laminatelor compozite unidirecționale poate fi descompus în două părți, un comportament liniar și un al doilea comportament neliniar urmat de ruperea materialului, după cum au raportat mai mulți autori [41]–[44].

Diverse abordări experimentale pot fi folosite pentru a caracteriza comportamentul la forfecare al materialelor compozite unidirecționale, fiecare având avantaje și dezavantaje, deoarece este dificil să se obțină experimental starea de forfecare pură.

Cu toate că lipsește standardizarea, testul de tracțiune în afara axei a primit un interes semnificativ ca mijloc de a stabili o metodă simplă pentru caracterizarea proprietăților de forfecare ale materialelor compozite. Pindera et al. [37] au efectuat un studiu pe șapte configurații în afara axei: 5°, 10°, 15°, 30°, 45°, 60° și 75°. Au remarcat că specimenul la 45° este un specimen excelent pentru determinarea precisă a lui G_{12} , deoarece eroarea datorată tensiunii de forfecare dispare în calculul lui G_{12} .

Atunci când rezistența la forfecare nu poate fi evaluată cu exactitate prin metode experimentale, pentru a obține o rezistență la forfecare aproximativă, criteriul de rupere Tsai-Hill pentru rezistența la rupere în afara axei [36] reprezintă o alternativă. Criteriul de rupere Tsai-Hill este detaliat în ecuația (1.7), în care θ este unghiul de rotație față de axa principală, X este tensiunea de rupere pe direcția fibrei, Y este tensiunea de rupere pe direcția perpendiculară

față de fibră, iar S reprezintă tensiunea sau rezistența la forfecare. Tensiunea la forfecare S este ajustată astfel încât estimarea tensiunii de rupere folosind criteriul Tsai-Hill să se potrivească cu datele experimentale în afara axei pentru tensiunile de rupere.

$$\frac{\cos^4 \theta}{X^2} + \left[\frac{1}{S^2} - \frac{1}{X^2} \right] \cos^2 \theta \sin^2 \theta + \frac{\sin^4 \theta}{Y^2} = \frac{1}{\sigma_{xx}^2} \quad (1.7)$$

1.2.5 Evaluarea deteriorării prin teste de tracțiune ciclice de încărcare-descărcare în afara axei

Modelele diferite utilizate pentru a prezice comportamentul nelinier al compozitelor unidirecționale cu fibră încărcate în afara axei atribuie neliniaritatea răspunsului fie deformării plastice a matricei [45]–[48], fie deteriorării interne și reducerii rigidității [49], [50] sau ambelor [51]–[56].

Pentru a investiga cauza comportamentului nelinier în cazul testelor de tracțiune în afara axei pentru materialele compozite, se pot realiza teste ciclice de încărcare-descărcare, cu amplitudinea nivelului de tensiune crescând pentru fiecare ciclu. Această abordare a fost propusă de Ladeveze și Le Dantec [56], iar ei au asociat reducerea rigidității cu o variabilă de deteriorare, în timp ce un model de plasticitate ia în considerare deformațiile specifice reziduale cu descărcare completă. Variabila de deteriorare poate fi calculată pe baza rezultatelor testelor ciclice de încărcare-descărcare folosind ecuația (1.8), unde E_i reprezintă modulul de elasticitate al ciclului i , iar E_0 reprezintă modulul de elasticitate inițial, al primului ciclu. De asemenea, deformația specifică reziduală (sau deformația specifică plastică), necesară pentru identificarea parametrilor unui model de plasticitate, poate fi extrasă din rezultatele testelor ciclice de încărcare-descărcare folosind relația (1.9), unde σ_i este tensiunea maximă în ciclul i , care ar trebui să fie cât mai aproape posibil de nivelurile maxime de tensiune impuse în configurarea testului.

$$D = 1 - \frac{E_i}{E_0} \quad (1.8)$$

$$\varepsilon_{res} = \varepsilon_i - \frac{\sigma_i}{E_i} \quad (1.9)$$

În lucrarea lui Ladeveze, modulul de elasticitate al ciclului E_i este evaluat ca panta corzii de descărcare de la capetele curbelor de încărcare și descărcare a ciclului i , așa cum este arătat în Fig. 1.1a, astfel încât efectele de histerezis ale ciclului de încărcare-descărcare să fie minimizezate [55].

Deși abordarea lui Ladeveze este larg utilizată în literatură, au fost identificate alte două propuneri pentru evaluarea modulului de elasticitate al ciclului, care sunt mai puțin cercetate. Fitoussi et al. [57] și Hug [58] au sugerat ca modulul ciclului să fie calculat ca panta unei regresii liniare a curbei de încărcare a ciclului, luată între $\sigma_{xi}/10$ și $\sigma_{xi}/2$. O ilustrare a acestei metode se găsește în Fig. 1.1b. Castres [59] a sugerat o altă abordare, prin aplicarea unei regresii liniare succesive pe curba de încărcare a fiecărui ciclu și selectarea modulului ca panta regresiei liniare care are un coeficient de determinare maxim R^2 denumită metoda Regresiei.

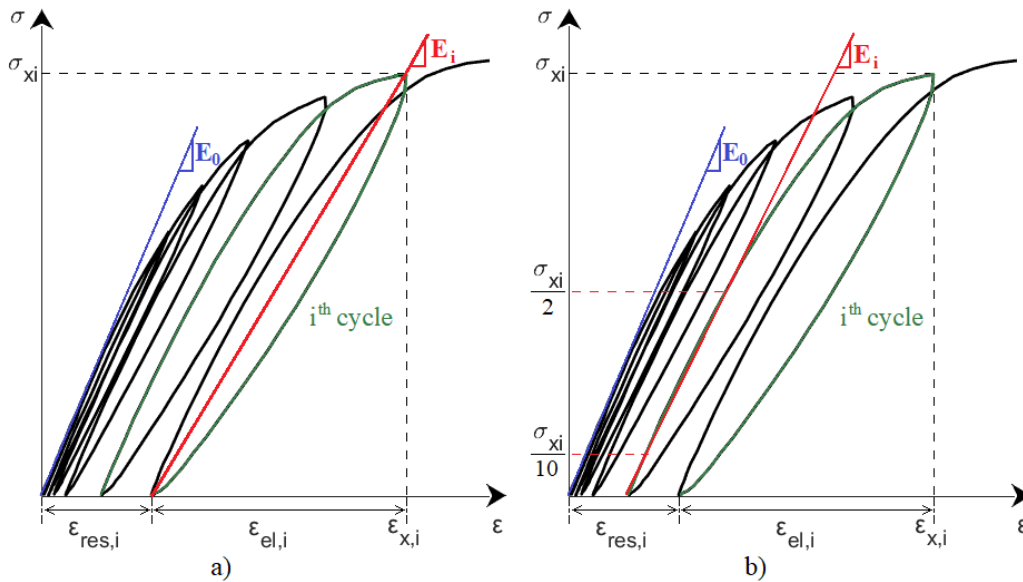


Fig. 1.1. Metode de determinare a variabilei de deteriorare D și a deformației specifice reziduale ε_{res} din ciclurile de încărcare-descărcare; a) metoda lui Ladeveze, b) metoda lui Fitoussi

1.2.6 Formularea modelului constitutive neliniar

Un model cuplat de deteriorare-plasticitate similar celui propus de Zhai et al. [60] poate fi definit pentru a modela și prezice comportamentul neliniar în afara axei al materialelor compozite unidireționale. În cadrul modelului, comportamentul neliniar în afara axei prezentat de compozitele ranforsate cu fibre unidireționale este atribuit atât deteriorării interne, cât și plasticității matricei. Deteriorarea este caracterizată prin scăderea rigidității în fiecare ciclu de încărcare-descărcare, iar plasticitatea este definită de deformațiile reziduale cu descărcarea completă.

Pentru a ține cont de influența ambilor parametri, deformația specifică incrementală este descompusă în incremente de deformație specifică elastică și plastică, așa cum a fost propus de Sun et al [45]. Ecuația (1.10) prezintă componentele deformației specifice incrementale, unde ε_x reprezintă deformația specifică axială macroscopică, ε_x^e este componenta de deformație specifică elastică, iar ε_x^p este componenta de deformație specifică plastică.

$$d\varepsilon_x = d\varepsilon_x^e + d\varepsilon_x^p \quad (1.10)$$

1.2.6.1 Formularea deformării specifice plastice

Prin utilizarea unei reguli de curgere asociate, deformația plastică incrementală poate fi scrisă în funcție de tensiunea σ_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) pe direcțiile principale ale materialului, de funcția potențialului plastic f și de o funcție scalară de proporționalitate λ , așa cum este prezentat în ecuația (1.11) [45], [46], [61].

$$d\varepsilon_x^p = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} d\lambda \quad (1.11)$$

Funcția de potențial plastic propusă de Cho [46] este folosită în această cercetare. Funcția de potențial plastic este definită în ecuația (1.12), unde σ_{ij} ($i, j = 1, 2$) sunt tensiunile pe direcțiile principale ale materialului, a_2 reprezintă un parametru de anizotropie plastică, iar b_2 reprezintă, de asemenea, un parametru de anizotropie plastică, pentru componenta de dilatare a funcției de potențial plastic.

$$f = \sqrt{a_2 \sigma_{22}^2 + \sigma_{12}^2} + b_2 \sigma_{22} \quad (1.12)$$

Tensiunea efectivă $\bar{\sigma}$ este definită ca fiind egală cu funcția de potențial plastic f , iar factorul de proporționalitate este derivat din incrementul lucrului mecanic plastic per unitate de volum

dW^p , iar funcția scalară de proporționalitate este derivată ca fiind egală cu deformația specifică plastică efectivă incrementală.

Sun și Chen [45] au propus utilizarea unei funcții putere pentru aproximarea curbei tensiunii efective - deformației specifice plastice efective. Astfel, deformația specifică plastică efectivă poate fi exprimată precum în ecuația (1.13), unde coeficienții A și n trebuie determinați din date experimentale.

$$\bar{\varepsilon}_p = A(\bar{\sigma})^n \quad (1.13)$$

Tensiunea efectivă poate fi exprimată în funcție de unghiul de rotație a fibrelor față de direcția de încărcare și de tensiunea aplicată ca:

$$\bar{\sigma} = h(\theta)\sigma_x \quad (1.14)$$

unde

$$h(\theta) = \sqrt{a_2 \sin^4 \theta + \sin^2 \theta \cos^2 \theta} + b_2 \sin^2 \theta \quad (1.15)$$

În plus, deformația specifică plastică incrementală $d\bar{\varepsilon}_p$ poate fi determinată pe baza deformației plastice incrementale $d\varepsilon_x^p$ ca:

$$d\bar{\varepsilon}_p = \frac{d\varepsilon_x^p}{h(\theta)} \quad (1.16)$$

Pentru încărcare proporțională, ecuația (1.16) poate fi integrate în [46]:

$$\bar{\varepsilon}_p = \frac{\varepsilon_x^p}{h(\theta)} \quad (1.17)$$

Pentru fiecare ciclu de încărcare-descărcare, deformația plastică efectivă și tensiunea efectivă pot fi calculate din tensiunea axială experimentală și deformația plastică axială, numită și deformație reziduală. Indiferent de unghiul de rotație θ , curba $\bar{\sigma} - \bar{\varepsilon}_p$ ar trebui să fie aproximativ aceeași [45]. Prin încercare și eroare, coeficienții a_2 și b_2 sunt ajustați astfel încât curbele $\bar{\sigma} - \bar{\varepsilon}_p$ determinate din diferite teste în afara axei să fie cât mai coincidente posibil. După ce a_2 și b_2 sunt determinați, curba $\bar{\sigma} - \bar{\varepsilon}_p$ este aproximată cu funcția putere din ecuația (1.13), iar parametrii A și n sunt extrași.

1.2.6.2 Formularea deformării specifice elastice și a modelului constitutive cuplat deteriorare-plasticitate

Folosind formularea variabilei de deteriorare din ecuația (1.8), deformația specifică elastică incrementală din ecuația (1.10) poate fi scrisă ca

$$d\varepsilon_x^e = \frac{d\sigma_x}{(1-D)E_0} \quad (1.18)$$

unde D reprezintă variabila de deteriorare, E_0 este modulul de elasticitate inițial al materialului nedeteriorat, iar σ_x este tensiunea axială aplicată.

Pentru a incorpora variabila de deteriorare D într-un model constitutiv, Xie et al. [61] au propus exprimarea variabilei de deteriorare în funcție de tensiunea efectivă, sub forma unei funcții de distribuție Weibull, așa cum este arătat în ecuația (1.19), unde n_e și σ_e sunt parametri care pot fi determinați prin aproximarea datelor experimentale, iar $\bar{\sigma}$ reprezintă tensiunea efectivă.

$$D = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_e}\right)^{n_e}\right) \quad (1.19)$$

Expresia deformației specifice axiale poate fi scrisă în funcție de tensiunea aplicată, unghiul de rotație θ , și parametrii determinați pentru modelul constitutiv ca în ecuația (1.20):

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x \cdot \exp\left(-\left(\frac{\sigma_x h(\theta)}{\sigma_e}\right)^{n_e}\right)} + A\sigma_x^n (h(\theta))^{n+1} \quad (1.20)$$

1.3 PREZENTARE GENERALĂ A ÎNCĂRCĂRILOR DINAMICE

1.3.1 Generalități

În general, interacțiunea fluid-structură și răspunsul la impact al materialelor pot fi descrise prin modificările lor fizice după recuperare (topire, deformare, fisuri, ...). Acestea sunt clasificate în funcție de viteza proiectilului [27].

- **Impact cu viteză redusă** - viteze sub 10 m/s;
- **Impact cu viteză intermediară**, care reprezintă un regim de tranziție între impactul cu viteză redusă și înaltă - au viteze între 10 m/s și 50 m/s;
- **Impact cu viteză mare** - variază între 50 m/s și 1000 m/s.
- **Impact cu hiper-viteză** - la viteze peste 1000 m/s.

Răspunsul materialului depinde de intensitatea tensiunii - și a duratei acesteia - și, de asemenea, de viteza de deformare. În cazul impactului cu viteză redusă, structura are mai mult timp să răspundă la impactor, ceea ce duce la absorbția unei cantități mai mari de energie de către structură, dar poate duce și la deteriorări extinse în interiorul acesteia [31].

Odată cu creșterea vitezei impactorului, tensiunea indusă prin șoc crește, iar astfel deteriorarea în structura compozită devine mai localizată [62]. În cazul impactului cu viteză mare, structura are mai puțin timp să răspundă la încărcarea bruscă, deoarece răspunsul materialului este dominat de propagarea undei de tensiune prin grosimea țintei [31], ducând astfel la o deformare localizată în punctul de impact și adesea la perforarea structurii [63]. Prin urmare, înțelegerea mecanismului de perforare și rupere este importantă atunci când sunt studiate materiale destinate utilizării în aplicații unde impactul cu viteză mare reprezintă o amenințare, ca în cazul aeronavelor.

Impactul balistic este în general un impact cu masă mică și viteză mare cauzat de o sursă de propulsie [30].

Energia impactului reprezintă energia cinetică maximă a impactorului în momentul impactului în țintă. Pentru impacturile fără perforarea țintei, reprezintă și energia introdusă în specimen [64].

1.3.2 Tehnici de testare experimentală pentru încărcări dinamice

Pentru testare la impact cu viteze de deformare reduse, sub 10 s^{-1} , pot fi utilizate mașini servohidraulice. Acestea nu sunt potrivite pentru viteze de deformare mai mari din cauza efectelor inerțiale ale celulelor de sarcină și a prinderii grele [65].

O scurtă descriere a unei alte metode de testare a compozitelor la viteze de deformare intermediare și mari se găsește în [66]. Bara Hopkinson permite determinarea variației proprietăților materialelor de bază în funcție de viteza de deformare. Mai multe tipuri de bare Hopkinson sunt utilizate în prezent; acestea includ bara Hopkinson de compresiune, bara de tracțiune și testul de forfecare cu bara Hopkinson. Vitezele de deformare aproape de 1000 s^{-1} pot fi atinse utilizând proiectile accelerate cu gaz pentru a accelera bara de greutate și, la rândul său, pentru a încărca bara de intrare.

În afară de tehnica barei Hopkinson, Hsiao et al. [65] au utilizat un tun de impact (drop tower) pentru testarea dinamică în compresiune a compozitelor groase.

Pentru studiile de impact cu viteză mare, este folosită în general tunul cu gaz cu un singur etaj. Specimenul este fixat între cadre pentru a fi menținut în poziție în timp ce este lovit de proiectil. Viteza proiectilului poate fi modificată variind presiunea gazului în camera de tragere.

Pentru viteze de deformare foarte mari și studii ale propagării undelor de șoc, pot fi utilizate tehnici de impact cu plăci plane. Cu această tehnică, o placă metalică sau polimerică lovește

ținta testată la o viteză de impact cuprinsă între câțiva zeci de metri pe secundă și câțiva mii de metri pe secundă.

O altă metodă de generare a încărcărilor la viteze foarte mari de deformare este utilizarea undelor de șoc induse de laser [67]. Această tehnică a fost dezvoltată inițial pentru studierea aderenței materialelor lipite. A fost utilizată pentru evaluarea adeziunii materialelor compozite [68], observarea delaminării sub încărcare la viteze mari de deformare în afara planului [69], [70], delaminare controlată în compozite cu fibre de carbon [71] și delaminare în compozite cu UHMWPE [13].

1.3.3 Efectele vitezei de deformare asupra proprietăților mecanice ale materialelor compozite ranforsate cu fibră

Numeroase investigații s-au ocupat de problematica răspunsului materialelor compozite la încărcări la diferite viteze de deformare, dezvăluind o influență semnificativă a vitezei de deformare asupra caracteristicilor mecanice ale acestor materiale.

Harding și Welsh [72] au arătat că influența viteza de deformare este aproape nesemnificativă în încărcarea la tracțiune în direcția longitudinală a compozitelor carbon/rășină epoxidică unidirecționale.

Pentru încărcarea la tracțiune pe direcția transversală a compozitelor unidirecționale, sensibilitatea la viteza de deformare este mai pronunțată [73]. Gilat et al. [74] au raportat o creștere a modului de elasticitate și a rezistenței odată cu creșterea vitezei de deformare pentru compozitele carbon/rășină epoxidică unidirecționale, dar au arătat și faptul că nu există un efect considerabil asupra deformății specifice la rupere, pentru vitezele de deformare cuprinse între 10^{-5} s^{-1} și 400 s^{-1} .

Pentru comportamentul la compresiune transversală, Hsiao și Daniel [65] au arătat că rezistența la rupere pe direcție transversală, o proprietate dominată de matrice, prezintă o creștere de aproape două ori pentru viteze mari de deformare, față de valoarea cvasi-statică.

1.4 GENERALITĂȚI DESPRE UNDELE DE ȘOC INDUSE PRIN LASER

1.4.1 Principii și descrierea undelor de șoc induse prin laser

Undele de șoc induse de laser au fost utilizate pentru a provoca o încărcare dinamică în materiale încă din primele cercetări ale lui White din 1963 [75]. Ulterior, posibilitatea măsurării vitezei suprafeței libere le-a extins aplicabilitatea [76], [77]. Mai multe studii s-au focalizat pe încărcarea dinamică și ruperea materialelor metalice în anii '90 [76]–[79], precum și de aderența acoperirilor peliculare [80].

Undele de șoc induse de laser sunt generate atunci când un fascicul laser pulsant de scurtă durată (ns) și energie mare (J) este focalizat pe o suprafață solidă mică. Atunci când este focalizată pe un material, energia fonică este absorbită de materia condensată și ca o consecință, suprafața materialului iradiat este sublimată. Plasma rezultată din sublimare se extinde rapid, provocând o undă de șoc în materialul țintă, similar cu efectul unei explozii de suprafață. Presiunea maximă a acestei unde de șoc este denumită presiunea de ablație și depinde de caracteristicile sursei laser și de materialul iradiat. Unda de șoc se propagă apoi prin grosimea materialului către fața din spate a țintei, conform proprietăților materialelor. În cazul acestor experimente, conceptul de energie incidentă este mai puțin relevant decât cel al densității de putere incidente a laserului (intensitate), care ia în considerare nu numai energia, ci și timpul de iradiere al laserului și suprafața afectată. Densitatea de putere poate fi determinată pe baza ecuației (1.21), în care ϕ reprezintă densitatea de putere, E reprezintă energia fasciculului laser, τ este durata pulsului, iar S este suprafața iradiată de fasciculul laser.

$$\phi \left(\frac{GW}{cm^2} \right) = \frac{E(J)}{\tau(ns) \cdot S(cm^2)} \quad (1.21)$$

Destinderea plasmei poate fi limitată prin adăugarea pe suprafața iradiată a unui mediu solid (sticlă) sau lichid (apă), transparent la iradierea cu laser, încetinind expansiunea plasmei. Un strat de acoperire, sau strat sacrificial, este de obicei folosit între suprafața țintei și mediul de

confinare pentru a absorbi efectele termice induse de plasma [71], și pentru a avea o interacțiune bine cunoscută între laser și material.

1.4.2 Propagarea undelor de șoc

În vederea unei înțelegeri simplificată a propagării undelor de șoc, legile conservării în geometria unidimensională sunt aplicate cazului propagării unei unde de șoc, tratată ca o discontinuitate. Parametrii înaintea frontului de șoc sunt presiunea P_0 , temperatura T_0 și densitatea ρ_0 , precum și viteza materialului u_0 (presupusă a fi zero în acest context). Parametrii corespunzători în spatele frontului de șoc sunt P , T și ρ . Viteza frontului de undă este D , iar în spatele său, viteza materialului este u . Expresiile pentru conservarea masei, cantității de mișcare și energiei peste un front de șoc sunt cunoscute și sub denumirea de relațiile Rankine-Hugoniot.

$$\text{Conservarea masei: } \rho_0 D = \rho(D - u) \quad (1.22)$$

$$\text{Conservarea cantității de mișcare: } P - P_0 = \rho_0 D u \quad (1.23)$$

$$\text{Conservarea energiei: } P u = \frac{1}{2} \rho_0 D u^2 + \rho_0 D (E - E_0) \quad (1.24)$$

A patra relație este ecuația de stare care aduce descrierea materiei sub o stare termodinamică (P , ρ , E). O relație de închidere, ecuația (1.25), descrie dependența vitezei undei de șoc D de viteza materialului u , unde C_0 și s sunt constante caracteristice ale materialului ce pot fi determinate experimental. C_0 este de asemenea denumită viteza hidrodinamică a sunetului și poate fi calculată pe baza ecuației (1.26), în care C_L și C_T reprezintă viteza sunetului pe direcție longitudinală și transversală.

$$D = C_0 + s \cdot u \quad (1.25)$$

$$C_0 = \sqrt{C_L^2 - \frac{4}{3} C_T^2} \quad (1.26)$$

Pentru materialele izotrope, viteza sunetului pe direcție longitudinală poate fi estimată pe baza modului de elasticitate al materialului (E) și densității sale inițiale ρ_0 , utilizând ecuația (1.27). Cu toate acestea, materialele compozite au proprietăți ortotrope, motiv pentru care aceeași ecuație nu poate fi utilizată. Pentru compozitele unidirecționale, viteza sunetului pe direcție longitudinală, în direcția fibrei, poate fi determinată folosind ecuația (1.28), în timp ce pentru direcția perpendiculară față de fibră, aceasta poate fi calculată utilizând ecuația (1.29) [36], [81].

$$C_L = \sqrt{\frac{E}{\rho_0}} \quad (1.27)$$

$$C_L = \sqrt{\frac{E_{11}}{\rho_0(1 - \nu_{12}\nu_{21})}} \quad (1.28)$$

$$C_L = \sqrt{\frac{E_{22}}{\rho_0(1 - \nu_{12}\nu_{21})}} \quad (1.29)$$

1.4.3 Generarea tensiunilor de tracțiune și analiza semnalului de viteză pentru diagnosticarea ruperii

Fig. 1.2a ilustrează propagarea undei de șoc în planul timp-poziție pentru reprezentarea analitică a fenomenelor și, de asemenea, diagrama Presiune versus Viteza particulei (polara de șoc), în cazul în care nu există deteriorare în material.

În funcție de proprietățile materialului (impedanță, grosime, etc.), cele două unde de destindere se pot intersecta în interiorul grosimii materialului, rezultând într-o stare (3) cu

presiune negativă. Intersectarea acestor două unde de destindere poate induce la o încărcare locală de tracțiune care ar putea deteriora materialul dacă nivelul de tensiune depășește pragul de deteriorare al materialului. Din acest punct, dacă materialul este deteriorat, se creează o desprindere în interiorul materialului, creând o suprafață liberă internă care va afecta propagarea undelor. Prin urmare, cele două unde de șoc se propagă înainte și înapoi în cele două secțiuni separate ale materialului, așa cum este ilustrat în Fig. 1.2b.

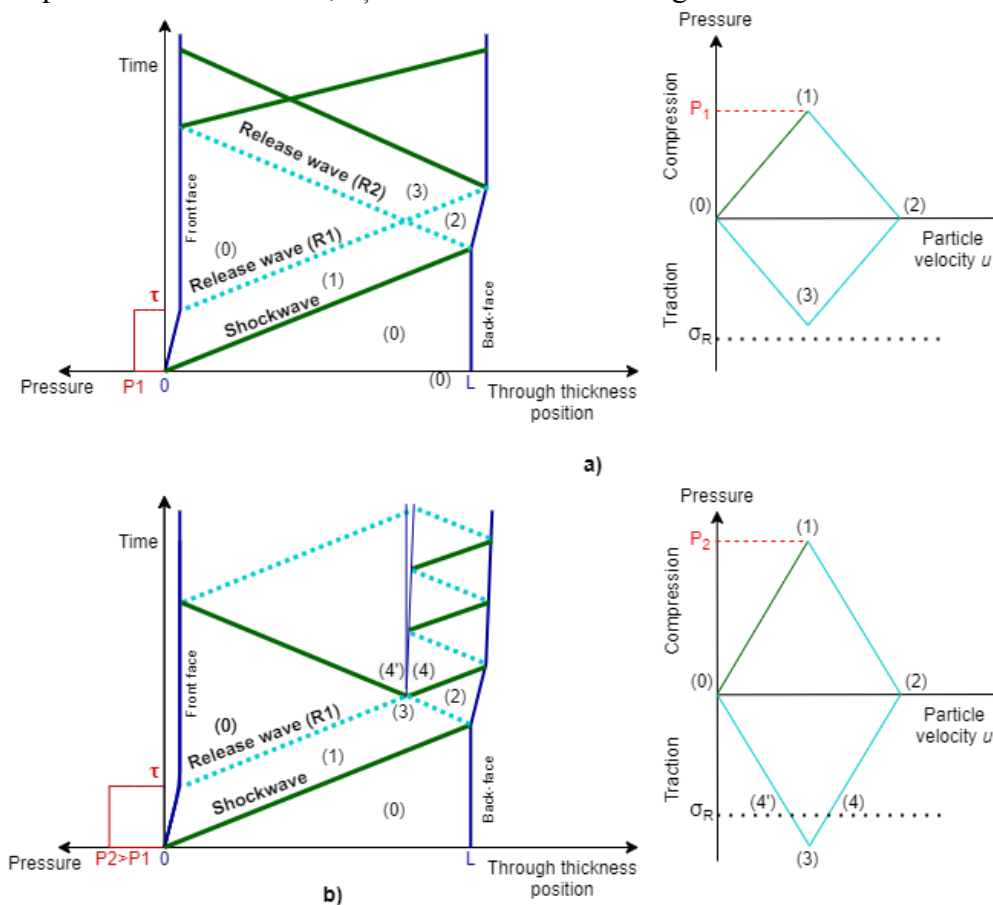


Fig. 1.2. Diagrama timp-poziție a propagării unei unde de șoc prin grosimea materialului (stânga) și diagrama Presiune - Viteza particulei (dreapta); a) fără desprindere; b) cu desprindere

Cele două stări ale materialului - nedeteriorat și deteriorat, pot fi evidențiate fără a fi necesară inspecția deteriorării, cu ajutorul măsurătorii vitezei feței opuse acțiunii laserului (viteza feței posterioare). Principiul este foarte simplu: de fiecare dată când unda de șoc ajunge la fața posterioară, se poate observa un vârf în măsurarea vitezei. Un exemplu este prezentat în Fig. 1.3, unde măsurarea vitezei feței din spate este ilustrată în paralel cu diagrama Timp-poziție, pentru o mai bună înțelegere a corelației dintre măsurări și propagarea unei unde de șoc.

În cazul unei probe nedeteriorate, cele două vârfuri exemplificate în Fig. 1.3a reprezintă prima și a doua apariție a unei unde de șoc. Perioada de timp $t_1 - t_3$ reprezintă timpul de propagare înainte și înapoi al unei unde de șoc. Acest tip de test împreună cu măsurătorile de viteză poate fi utilizat pentru a determina viteza de propagare a unei unde de șoc utilizând ecuația (1.30).

$$C_L = \frac{2L}{t_3 - t_1} \quad (1.30)$$

În al doilea caz, prezentat în Fig. 1.3b, tensiunea de întindere generată de intersectarea undelor de destindere depășește rezistența materialului, și are loc desprinderea materialului. Unda care se propagă în fragmentul desprins are un perioadă mult mai mică de propagare, astfel încât vârfurile de viteză în măsurătorile de viteză ale feței posterioare sunt mai frecvente decât în cazul fără desprindere.

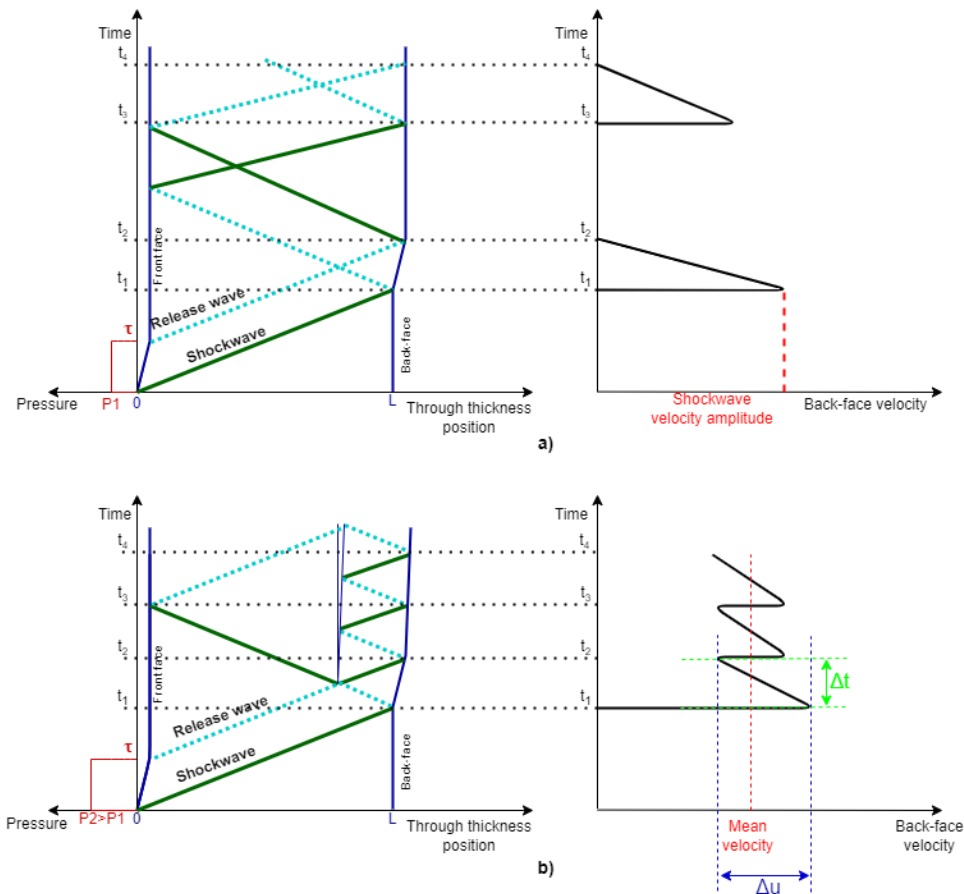


Fig. 1.3. Diagrama timp-poziție a propagării undei de șoc prin grosimea materialului și măsurătorile corespunzătoare ale vitezei feței posterioare; a) fără desprindere; b) cu desprindere.

Rezistența la tracțiune în regim dinamic σ_{spall} poate fi evaluată într-un material omogen prin ecuația (1.31), conform abordării lui Novikov și Divnov [82], unde ρ_0 reprezintă densitatea inițială a materialului, iar C_0 este viteza sunetului în material, iar Δu reprezintă viteza de retragere - decalajul de viteză măsurat între viteza maximă a primului vârf și viteza suprafeței libere chiar înainte de sosirea undei ce se propagă în fragmentul desprins, ilustrat în Fig. 1.3.

$$\sigma_{spall} = \frac{1}{2} C_0 \cdot \rho_0 \cdot \Delta u \quad (1.31)$$

Viteza de deformație în timpul delaminării materialului compozit poate fi de asemenea estimată pe baza vitezei de retragere Δu [13], cu ajutorul ecuației (1.32).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{2C_0} \cdot \frac{\Delta u}{\Delta t} \quad (1.32)$$

1.4.4 Tehnici de măsurare a vitezei feței posterioare

Măsurarea vitezei feței posterioare este de interes major pentru tehnica undelor de șoc induse de laser, deoarece contribuie la înțelegerea propagării undei de șoc prin material. De asemenea, oferă informații pentru a putea distinge o probă nedeteriorată în timpul experimentului cu șoc.

Există diverse metode de măsurare bazate pe emiterea și recepția unui fascicul laser. Cele mai comune metode sunt Sistemul de Interferometrie a Vitezei pentru Orice Reflector (VISAR) [83] și Velocimetria Fonică Doppler (PDV) [84].

Sistemul VISAR este un sistem de măsurare a vitezei cu rezoluție temporală, care utilizează interferometria cu laser pentru a măsura viteza suprafeței solidelor care se deplasează la viteze mari.

Velocimetria fonică Doppler (PDV), cunoscută și sub denumirea de velocimetrie heterodină, este în esență o interferometrie Michelson bazată pe fibră și combină lumina cu frecvență Doppler de la un reflector în mișcare cu o sursă de referință ($\lambda_0 \approx 1550$ nm), obținând o franjă completă atunci când reflectorul se deplasează pe o distanță $\lambda_0/2$. Prin urmare, reflectivitatea probei influențează măsurătorile.

1.4.5 Răspunsul materialelor compozite ranforsate cu fibre sub acțiunea undelor de șoc induse prin laser

Dezvoltarea tehnicii LASAT a condus la multiple studii ale comportamentului compozitelor sub șocuri scurte și ultra-scurte. Gay [85] a studiat propagarea undelor de șoc între diferite straturi ale unui compozit cu fibre de carbon, în direcția grosimii, și delaminarea rezultată. În contextul studierii asamblărilor adezive și detectării îmbinărilor slabe, Ecault [69] a arătat un mare interes pentru comportamentul materialelor compozite sub acțiunea undelor de șoc, atât experimental, cât și prin simulări numerice utilizând LS-Dyna. Delaminarea controlată în compozite cu fibre de carbon folosind o configurație simetrică de șoc laser a fost realizată de Ghrib et al. [71], iar unda de șoc indusă de laser a fost folosită și ca delaminator pentru compozitele UHMWPE de către Alil et al. [13]. Într-un studiu mai recent, Scius-Bertrand [86] a utilizat tehnica LASAT pentru delaminarea controlată și dezasamblarea compozitelor lipite.

Majoritatea modelelor numerice ale experimentelor cu șoc laser pe materiale compozite au fost validate doar prin compararea vitezei suprafeței libere calculate cu cea măsurată în direcția din afara planului laminatului. Această abordare nu ia în considerare propagarea undei de șoc de-a lungul fibrelor și, aceasta fiind necesară pentru a înțelege mai bine propagarea undei de șoc și deteriorarea materialelor compozite. În special, lipsesc studiile recente care se concentrează pe răspunsul dinamic al compozitelor cu fibre de carbon unidirecționale sub acțiunea undelor de șoc induse de laser în direcția fibrelor.

SUMAR

Primul capitol al acestei teze servește ca o recenzie comprehensivă a literaturii existente despre materialele compozite, hibridizarea acestora și comportamentul lor mecanic, oferind o fundamentare teoretică a aspectelor cheie legate de caracterizarea compozitelor ranforsate cu fibre sub diferite condiții de încărcare.

Dintre compozitele cu fibre, cele bazate pe fibre de carbon se evidențiază în special pentru aplicațiile în structurile aerospațiale. Îmbunătățirea proprietăților mecanice însoțește compozitele cu fibre de carbon de calitate superioară, dar vine și cu costuri ridicate. Pentru a găsi un echilibru între eficiența costurilor și proprietățile mecanice, conceptul de hibridizare a câștigat o atenție considerabilă. Cercetări extinse au investigat efectele hibridizării dintre fibrele de sticlă și cele de carbon asupra laminatelor compozite, însă studiile privind compozitele hibride cu fibre de carbon în întregime rămân limitate. O inovație recentă a introdus tehnica de hibridizare la nivelul laminei pentru compozitele cu fibre de carbon, implicând combinarea de prepreg-uri cu grosimi de straturi diferite pentru a îmbunătăți răspunsul la rupere al compozitelor cu straturi subțiri.

În timpul evaluării proprietăților materialelor compozite proiectate pentru industria aerospațială, evaluarea răspunsului lor dinamic devine imperativă alături de caracteristicile lor cvasi-stactice. Tehnica undelor de șoc induse de laser se dovedește a fi o abordare potrivită și de încredere pentru caracterizarea comportamentului dinamic al compozitelor viteze mari de deformare și presiuni foarte ridicate, întâlnite în situații de impact la viteze mari. În plus, permite evaluarea rezistenței la tracțiune în condiții dinamice a compozitelor ranforsate cu fibre.

CAPITOLUL 2. MĂSURAREA PERFORMANTELOR TEHNICE ALE MATERIALELOR

INTRODUCERE

Al doilea capitol prezintă materialele utilizate în cercetare, având scopul de a oferi o descriere cât mai completă a materialelor utilizate în acest studiu și de a furniza o caracterizare detaliată a proprietăților și a structurii interne a compozitelor unidirecționale hibridizate la nivelul laminei cu fibre de carbon unidirecționale. Proprietăți fizice precum densitatea, fracțiunea de volum a fibrelor sunt măsurate, în timp ce structura internă a compozitelor este observată la nivel microscopic pentru a identifica eventualele defecte induse de hibridizare și de procesul de fabricație. În plus, este estimat conținutul de goluri în matrice pentru a valida calitatea laminatului în ceea ce privește conținutul de goluri.

Structura capitolului este: prima secțiune descrie configurațiile de materiale compozite utilizate în acest studiu, acoperind atât laminatele de referință, cât și cele hibride. A doua secțiune prezintă metodele experimentale de testare și tehnici de prelucrare a datelor. A treia secțiune prezintă rezultatele experimentale, urmate de un sumar la sfârșitul capitolului.

2.1 MATERIALE ȘI CONFIGURAȚIA LAMINATELOR

Pentru fabricarea laminatelor compozite s-au utilizat două tipuri de prepreg-uri cu fibre de carbon unidirecționale, având tipuri diferite de fibre de carbon și grosimi diferite ale straturilor: HSC-500-DT102S-40EF și UTS-150-DT120-32F, denumite în continuare HSC și UTS, în funcție de tipul de fibră de carbon.

Pe lângă diferența de grosime, diferența majoră în calitatea prepreg-urilor, și implicit în prețul acestora, se bazează pe faptul că unul dintre ele (UTS) are o fibră standardizată, cu proprietăți mecanice bine cunoscute, în timp ce pentru celălalt prepreg (HSC), fibra nu este standardizată, prin urmare, producătorul furnizează doar valorile minime potențiale ale proprietăților mecanice ale acesteia. S-au fabricat atât materiale de referință, obținute dintr-un singur tip de prepreg, cât și configurații hibride, în care cele două tipuri de prepreg-uri sunt combinate.

Pentru a realiza hibridizarea la nivelul laminei, atât în grosimea straturilor, cât și în tipul de fibră de carbon, pentru un laminat mai subțire și asimetric, denumit H1, s-a utilizat o secvență de așezare de 2HSC+1UTS+1HSC+1UTS [0°]. Pentru un laminat mai gros și simetric, denumit H2, s-a adoptat o secvență de așezare de 1HSC+1UTS+2HSC+1UTS+1HSC [0°]. Secvența de așezare a laminatelor hibride a fost stabilită inițial, iar pe baza masei pe unitatea de suprafață estimate pe baza datelor de la furnizorul prepreg-urilor, numărul de straturi pentru laminatul de tip UTS a fost ales pentru a se potrivi cât mai aproape posibil masei pe unitatea de suprafață și grosimii laminatelor H1 și H2. Prin urmare, s-au fabricat laminate constând în 13 și 17 straturi UTS, denumite UTS13 și UTS17, respectiv. Deoarece prepreg-ul HSC are straturi groase și o masă pe unitatea de suprafață mare, laminatele au fost fabricate utilizând numărul de straturi HSC în fiecare tip de laminat hibrid, pentru a evalua dacă există o diferență în comportamentul mecanic doar prin adăugarea a două straturi suplimentare de UTS. Laminatul HSC a fost construit cu 3 și 4 straturi și va fi denumit HSC3 și HSC4, respectiv.

Cele șase configurații diferite de laminate sunt ilustrate în Fig. 2.1.

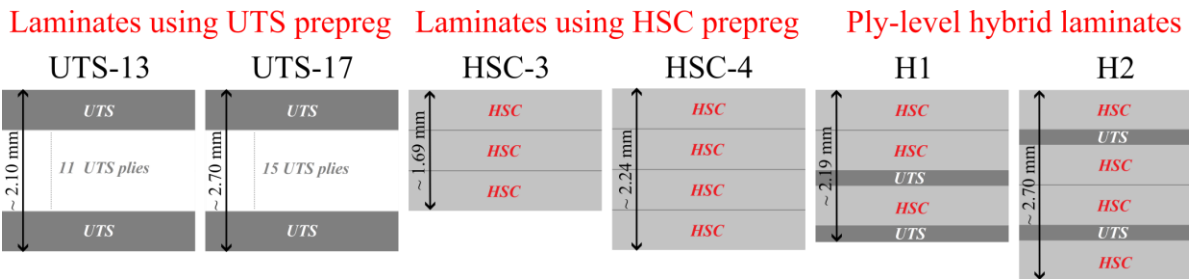


Fig. 2.1. Ilustrație a secvenței de așezare a straturilor pentru laminatele fabricate.

2.2 METODE EXPERIMENTALE ȘI ANALIZA DATELOR

2.2.1 Măsurarea densității

Densitatea probelor din material compozit a fost măsurată folosind două abordări: o metodă care utilizează o balanță de laborator și principiul lui Arhimede, și o altă metodă care folosește măsurători de masă și volum ale probelor. Mai mult, o densitate teoretică este estimată folosind datele din fișa tehnică ale prepeg-urilor.

2.2.2 Frația de greutate a fibrelor și fracția de volum a fibrelor

Pentru a determina fracția de greutate a fibrelor și fracția de volum a acestora, se utilizează metoda de ardere. Probele din materialele compozite studiate au fost cântărite înainte și după ardere, pentru a determina masa inițială M_i și masa finală a fibrelor M_f . Pentru test, fiecare probă a fost plasată într-un recipient de sticlă Duran într-un cuptor cu muflă, la 400°C timp de 3-5 ore, în funcție de tipul de laminat. Temperatura a fost aleasă pentru a menține fibrele de carbon întregi și pentru a se încadra în intervalul de temperatură recomandat al recipientului de sticlă.

2.2.3 Observații microscopice 2D

Pentru observații microscopice ale structurii laminatelor, au fost tăiate probe rectangulare cu o lungime de 25 mm din diferite regiuni ale plăcilor compozitelor. Observațiile asupra secțiunii transversale a compozitului au fost efectuate folosind un microscop digital Keyence VHX-5000. Probele trebuie pregătite și lustruite în detaliu pentru a obține o imagine curată fără zgârieturi. În primul rând, proba a fost fixată într-o matrice și înglobată în rășină de polimerizare la rece. După polimerizarea rășinii, probele au fost lustruite folosind un sistem de lustruire LaboPol-30® și LaboForce-100® de la Struers®. În timpul observațiilor, au fost utilizate atât tipurile de iluminare anular, cât și coaxial, în funcție de rezultatele oferite pentru probele observate. Golurile din rășină au fost analizate folosind iluminarea coaxială pentru a evita confuziile cu pungile de rășină și invers.

2.2.4 Estimarea conținutului de goluri în matrice

Golurile în matrice în materialele compozite sunt considerate una dintre cele mai dăunătoare defecte de fabricație, deoarece un procent crescut de goluri poate afecta proprietățile mecanice ale materialului ranforsat cu fibre. Deoarece în procesul de fabricație s-au utilizat prepeg-uri și polimerizare în autoclavă, un conținut redus de goluri este prevăzut. Prin urmare, pentru o mai mare precizie și capacitatea de a investiga poziția și forma golurilor în compozite, se utilizează microscopie digitală 2D și prelucrare de imagini. În acest sens, imagini microscopice ale probelor sub iluminare coaxială au fost salvate și ulterior procesate folosind software-ul ImageJ. În această abordare 2D, conținutul de goluri este estimat ca fracție de suprafață din întreaga suprafață a probei.

2.3 REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII

2.3.1 Măsurarea densității

Metoda de masă și volum de determinare a densității prezintă o variabilitate mai mare în date, cu o bară de eroare mai ridicată în comparație cu metoda principiului lui Arhimede. Cauza principală a erorii mai mari pentru metoda de masă și volum este considerată a fi faptul că, datorită procesului de tăiere și dimensiunilor mici ale probelor, marginile nu sunt perfect drepte și paralele, ceea ce induce o eroare în măsurătorile geometrice ale probei, afectând astfel calculul volumului. Astfel, măsurătorile densității prin principiul lui Arhimede au fost considerate mai de încredere și au fost utilizate în calculele ulterioare unde este necesară densitatea laminatelor.

Utilizând principiul lui Arhimede, laminatele testate au densități similare, în intervalul $[1,478; 1,499]$ g/cm³, situându-se în intervalul teoretic de densitate estimat. S-a constatat o diferență maximă de 1,42% între densitățile laminatelor H1 și H2, care au cele mai mici, respectiv cele mai mari valori ale densității.

2.3.2 Frația de greutate a fibrelor și fracția de volum a fibrelor

După procedura de ardere, probele rectangulare și-au păstrat forma până când au fost manipulate manual. Fibrele s-au desprins ușor unele de altele și au fost flexibile. Frația medie de greutate a fibrelor pentru toate laminatele se află în intervalul $W_f = [59; 65]\%$, cu laminatele HSC având cea mai mică fracție de greutate a fibrelor și laminatele UTS cea mai mare, conform așteptărilor din fișa tehnică a prepreg-ului. Laminatele hibride H1 și H2 au valori intermediare în comparație cu laminatele HSC și UTS, cu laminatul H2 având o fracție de greutate a fibrelor mai mare decât H1 cu 2%.

În ceea ce privește fracția de volum a fibrelor, valorile măsurate pentru toate laminatele sunt în intervalul $V_f = [49; 54]\%$, având aceeași ordine ca și fracția de greutate a fibrelor. Relaționând densitatea compozitelor cu fracția corespunzătoare de volum a fibrelor, valorile se încadrează în intervalul teoretic stabilit.

2.3.3 Observații microscopice

2.3.3.1 Observații microscopice ale laminatelor HSC

Straturile groase de HSC pot fi identificate ușor datorită zonei bogate în rășină de la interfața dintre straturi. Mai mult, s-a observat ondularea straturilor în toate epruvetele HSC, cu variație a grosimii straturilor pe lungimea acestora. Din mai multe măsurători în poziții aleatoare, grosimea straturilor HSC variază între 510-600 μm, în comparație cu grosimea așteptată din fișa tehnică a prepreg-ului, de 560 μm. S-au observat goluri atât în interiorul straturilor, cât și între straturi în cadrul laminatelor HSC, având o formă aproape circulară, cu dimensiuni cuprinse între 71-521 μm pentru probele observate. Zone cu exces de rășină și amestec de straturi au fost, de asemenea, observate, precum și zone cu fracție scăzută de volum de fibră. Fig. 2.2a prezintă asamblarea de imagini microscopice ale unei probe reprezentative HSC3, cu o secțiune detaliată în Fig. 2.2b.

2.3.3.3 Observații microscopice ale laminatelor H1 și H2

Prin analiza microstructurii celor două tipuri de straturi din laminatele compozite H1, s-a observat o diferență semnificativă în gradul de eterogenitate între straturile groase și cele subțiri pentru toate probele. În timp ce straturile UTS prezintă foarte puține regiuni bogate în rășină, având astfel o distribuție uniformă a fibrelor și o microstructură uniform distribuită, straturile HSC au semnificativ mai multe regiuni bogate în rășină în interiorul stratului, inclusiv punși de rășină și goluri mici.

Fig. 2.4 ilustrează observațiile microscopice ale unei probe H1 sub iluminare anulară.

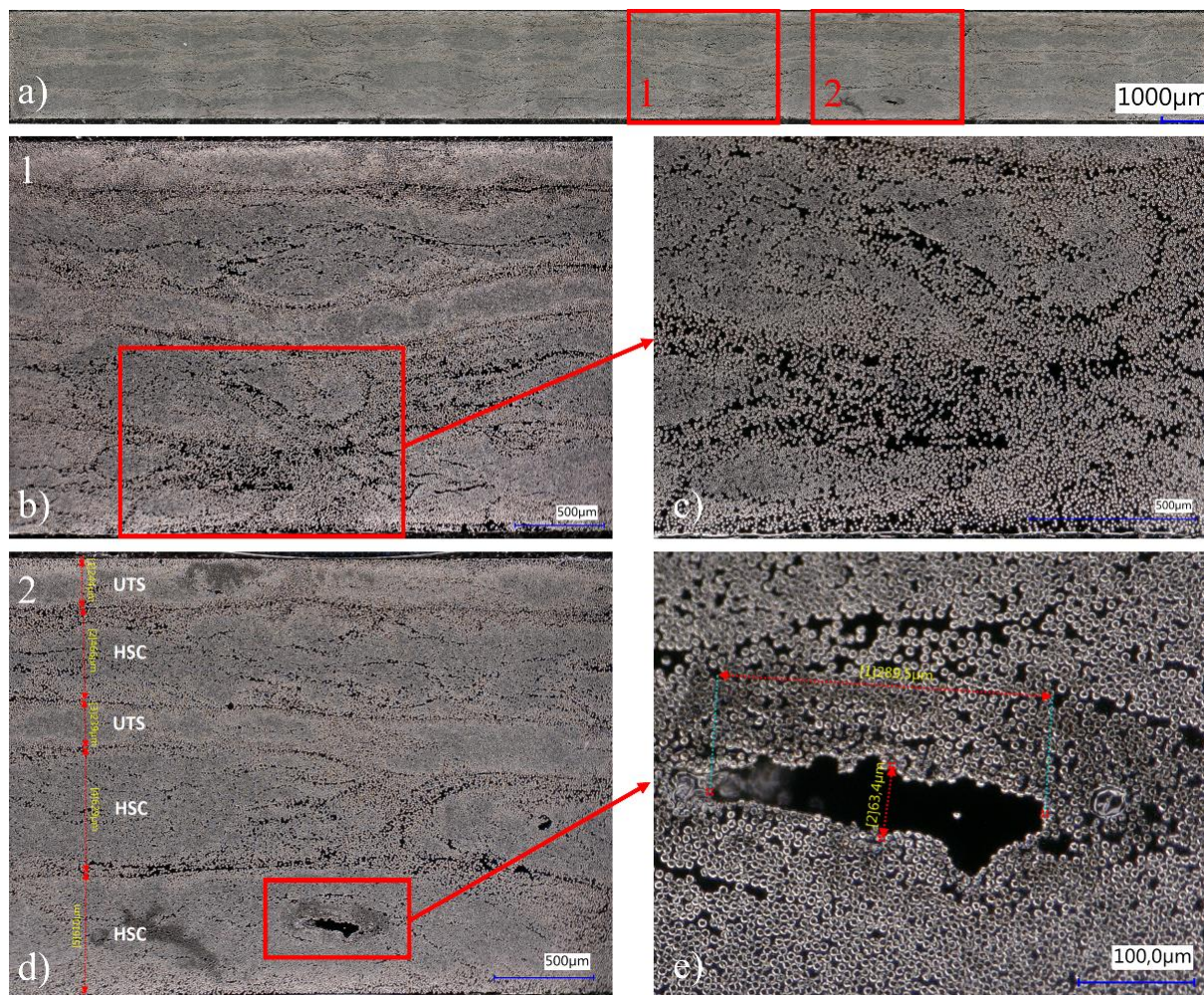


Fig. 2.4. Observații microscopice ale unei probe H1 sub iluminare anulară; a) asamblare a întregii probe b) zonă bogată în rășină și ondulare a straturilor, c) detaliu asupra zonei bogate în rășină, d) secvența de așezare a straturilor și măsurători ale grosimii laminatelor, e) detaliu asupra unui gol cu lungimea de 289,5 μm .

În timp ce grosimea totală a probei este în mare parte aceeași, cu diferențe minore, s-a observat că toate probele prezintă ondulara straturilor. Se consideră că aceasta apare din cauza folosirii prepreg-urilor mai groase [87]. De asemenea, laminatele HSC au prezentat o ondulare crescută a straturilor în comparație cu laminatele UTS. Mai mult, ondulara la interfața dintre cele două straturi adiacente HSC este mai severă în comparație cu ondulara stratului HSC plasat între straturile UTS.

2.3.4 Estimarea conținutului de goluri în matrice

Conținutul mediu de goluri în matrice pentru laminatele testate este prezentat în Table 2.1. Deoarece estimarea conținutului de goluri pe baza imaginilor micrografice 2D este influențată

de secțiune, există o variabilitate mare în conținutul de goluri al fiecărei probe observate, pentru fiecare configurație de laminat, conducând la deviații standard foarte mari.

Table 2.1. Conținutul mediu de goluri în matrice și devierea standard

Material	UTS13	UTS17	HSC3	HSC4	H1	H2
Conținutul mediu de goluri în matrice [%]	0.228	0.243	0.007	0.097	0.017	0.220
Devierea standard [%]	0.295	0.194	0.008	0.105	0.015	0.086

Pentru toate compozitele analizate în această teză, conținutul estimat de goluri în matrice este sub 1%, ceea ce indică o bună calitate a compozitelor. Acest conținut scăzut de goluri sugerează că proprietățile mecanice ale acestor compozite ar trebui să rămână neafectate de prezența golurilor în matrice.

SUMAR

În acest capitol, obiectivul 1 a fost atins, iar o caracterizare experimentală a structurii interne și a proprietăților fizice ale compozitelor unidirecționale cu fibre de carbon, atât de referință, cât și hibridizate la nivelul laminei, a fost realizată, contribuind la obiectivul principal al tezei.

Pentru a realiza acest lucru, tehnica de hibridizare la nivelul laminei a fost adaptată, permițând obținerea hibridizării nu numai în grosimea stratului, ci și în calitatea fibrei de ranforsare. Acest lucru a fost realizat prin combinarea straturilor de prepreg cu fibre de carbon de înaltă calitate cu straturi având fibre de carbon de calitate inferioară în cadrul aceluiași laminat. Au fost explorate două secvențe distincte de așezare a straturilor pentru laminatele hibride: una simetrică față de planul de mijloc și cealaltă asimetrică. În plus, crearea laminatelor de referință a servit un dublu scop, stabilind un punct de referință de bază pentru compararea laminatelor hibride și facilitând o comparație între laminatele UTS și HSC.

Cu o fracție de volum cuprinsă între 49% și 54%, densitățile compozitelor, determinate folosind principiul lui Arhimede, au prezentat valori similare, cu o diferență maximă de doar 1,42%. Valorile densităților obținute pe baza principiului lui Arhimede au fost identificate ca fiind de încredere, astfel că vor servi ca bază pentru calculele ulterioare care necesită densitatea compozitelor testate.

Observațiile microscopice au evidențiat caracteristici distincte ale compozitelor UTS în comparație cu laminatele HSC. Compozitele UTS au demonstrat o mai mare uniformitate a straturilor și o ondulare redusă a acestora, deși au prezentat un procent mai mare de goluri între straturi în comparație cu compozitele HSC. Analiza structurii interne a laminatelor hibride a indicat îmbunătățiri în ceea ce privește amestecul de straturi, zonele bogate în rășină și ondularea straturilor în comparație cu laminatele HSC. Pentru toate compozitele supuse analizei, conținutul estimat de goluri este sub 1%, ceea ce indică o bună calitate a compozitului. Acest conținut scăzut de goluri sugerează că proprietățile mecanice ale acestor compozite ar trebui să rămână neafectate de goluri.

CAPITOLUL 3. COMPORTAMENTUL CVASI-STATIC AL MATERIALELOR COMPOSITE HIBRIDIZATE LA NIVELUL LAMINEI

INTRODUCERE

Capitolul al treilea cuprinde o analiză cuprinzătoare a proprietăților mecanice în regim de încărcare cvasi-statică a materialelor compozite hibridizate în comparație cu materialele de referință de înaltă calitate. Pe parcursul acestui capitol, sunt abordate obiectivele 2, 3 și 4.

Evaluarea performanței din punct de vedere mecanic implică teste de tracțiune monotone pe direcția axei principale și în afara axei, în regim cvasi-static, efectuate la o viteză controlată de deplasare de 1 mm/min, pentru a evalua comportamentul în plan al laminatelor hibride și de referință. Testele de tracțiune pe direcția axelor principale sunt efectuate pentru a determina proprietățile în plan, în timp ce testele în afara axei dezvăluie comportamentul neliniar al răspunsului tensiune-deformație. Influența grosimii epruvetei asupra răspunsurilor mecanice este, de asemenea, investigată utilizând laminate de referință cu grosimi diferite.

Pentru analiza deformațiilor specifice, este utilizată Corelația Digitală a Imaginilor, completată de o metodă succesivă de regresie liniară pentru a evalua modulul aparent Young în cazul testelor de tracțiune în afara axei, datorită nelinearității răspunsului tensiune-deformație.

Sunt efectuate teste ciclice de încărcare-descărcare în afara axei pentru a determina originile răspunsului neliniar, și sunt utilizate metode pentru estimarea deformației specifice reziduale și a variabilei de deteriorare. Mai mult, sunt estimați parametrii necesari modelului constitutiv neliniar, iar predicțiile comportamentului în afara axei sunt efectuate folosind un model neliniar cuplat de deteriorare-plasticitate, oferind perspective asupra capacităților predictive ale abordării.

Structura ulterioară a capitolului cuprinde detalii ale metodologiilor experimentale, urmate de prezentarea și analiza rezultatelor pentru fiecare tip de test. În plus, discuțiile explorează particularitățile laminatelor testate și efectele hibridizării.

3.1 MATERIALE ȘI METODE

3.1.1 Configurația experimentală

Teste de tracțiune în regim cvasi-static sunt efectuate pentru a determina răspunsul tensiune-deformație specifică pe direcția axei principale și în afara axei al laminatelor unidirecționale pentru trei orientări diferite ale fibrelor: 15°, 30° și 45°. S-au urmat instrucțiunile standardului EN ISO 527-5 [33] pentru efectuarea acestor teste. Toate testele mecanice au fost efectuate la temperatura ambiantă (20° C) și au fost controlate în deplasare la 1 mm/min. Viteza de deformație este aproximată prin împărțirea vitezei de deplasare a capului de încercare la lungimea utilă a probei (~150 mm), rezultând o viteză de deformație aproximativă de 10^{-4} s^{-1} .

Majoritatea testelor de tracțiune pe direcția de 0° au fost efectuate pe o mașină de testare ADAMEL® Lhomargy DY36 la ENSTA Bretagne, cu o celulă de încărcare de 100 kN și bacuri de prindere. Parte din testele de tracțiune la 0° pentru H1 și HSC3 și toate testele de tracțiune la 90° și în afara axei au fost efectuate cu o mașină de testare electromecanică INSTRON® 5960, cu o celulă de încărcare de 50 kN și bacuri de prindere, de asemenea la ENSTA Bretagne.

Măsurările deformațiilor specifice au fost efectuate cu ajutorul Corelației Digitale a Imaginilor (DIC). GOM Aramis® 5M a fost utilizat pentru majoritatea măsurătorilor DIC, postprocesare și extragerea valorilor deformațiilor. Pentru o parte din teste de tracțiune la 0° pentru H1, a fost utilizată o cameră simplă Retiga® 1300 pentru înregistrarea imaginilor, iar software-ul GOM Correlate® pentru postprocesare și extragerea valorilor de deformație specifică. Cu toate acestea, configurația a permis ca doar jumătate din lungimea utilă a laminatului să fie în câmpul de vizualizare al sistemului DIC.

3.1.2 Descrierea epruvetelor și a pregătirii acestora

Dimensiunile epruvetelor pentru testul la 0° sunt prezentate în Fig. 3.1a, în timp ce pentru testele la 15°, 30°, 45° și 90°, dimensiunile epruvetelor sunt prezentate în Fig. 3.1b. Sistemele de axe corespunzătoare sunt desemnate astfel: X – direcția încărcării, Y – transversal față de direcția încărcării, 1 – direcția fibrei, 2 – transversal față de direcția fibrei, și θ – unghiul de rotație în afara axei. În cazul testului de tracțiune la 0°, epruvetele H1 au avut o lățime de aproximativ 11 mm, în timp ce lățimea pentru toate celelalte laminate a fost în jur de 15 mm. Pentru a reduce efectele de prindere, plăcuțe de aluminiu au fost lipite pe epruvete folosind un sistem de adeziv epoxidic Araldite 420 A/B.

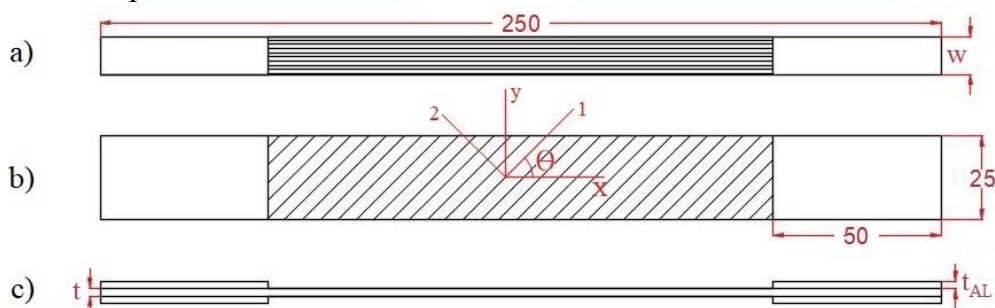


Fig. 3.1. Dimensiuni ale epruvetelor, în mm; a) teste de tracțiune la 0° b) teste de tracțiune pe direcție transversal și în afara axei c) vedere lateral a epruvetei; toate dimensiunile sunt exprimate în mm, w – lățimea epruvetei, t – grosimea epruvetei, t_{AL} – grosimea plăcuței de aluminiu

3.1.3 Procesarea datelor

Software-ul MATLAB® a fost utilizat pentru aproximarea liniară și extragerea datelor atât pentru modulul lui Young, cât și pentru coeficientul lui Poisson din curbele de tensiune-deformație specifică obținute din analiza DIC.

Pentru testele de tracțiune în afara axei, care prezintă o răspuns nelinier de tensiune-deformație specifică, am propus și utilizat o metodă de regresii liniare succesive pentru evaluarea modulului lui Young aparent, în cazul testelor în afara axei. Această metodă oferă avantajul minimizării erorilor induse de selectarea manuală a datelor din regiunea de răspuns liniar al curbei de tensiune-deformație specifică în afara axei. Diagrama schematică a acestei metode este detaliată în Fig. 3.2.

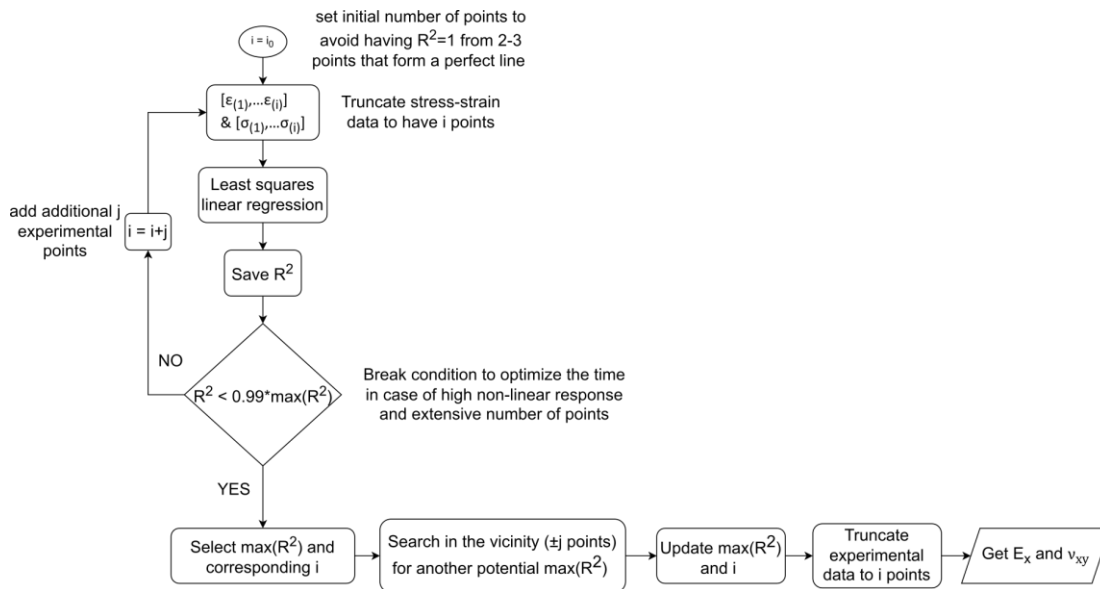


Fig. 3.2. Diagrama procedurii de regresii liniare succesive

3.2 REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII

3.2.1 Teste de tracțiune pe direcția axei principale – 0° and 90°

Proprietățile mecanice la tracțiune pe direcția axelor principale a materialelor fabricate au fost obținute din teste de tracțiune cu caracter cvasi-static. Nu au fost observate influențe ale grosimii epruvetelor asupra răspunsului tensiune-deformație specifică sub încărcare de tracțiune în regim cvasi-statică atât în direcția longitudinală, cât și în cea transversală. Pentru grosime și geometrie echivalente ale eșantionului, materialele compozite hibride prezintă o rezistență îmbunătățită la rupere la 0° în comparație cu rezistența estimată pe baza funcției de scalare a lui Kawai. Cedarea în cazul testelor de tracțiune în direcția fibrelor a avut loc sub forma ruperii longitudinale, cu ruperea finală a fibrelor la capetele de prindere.

În ceea ce privește rezistența la rupere pe direcție transversală, s-a obținut o dispersie mare a datelor, deoarece majoritatea epruvetelor au cedat aproape de capetele de prindere (~ 4 din 7 probe). Proprietățile în plan ale materialelor studiate sunt similare cu alte lucrări publicate efectuate pe materiale compozite cu fibre de carbon unidirecționale similare [88]–[92].

3.2.2 Teste de tracțiune în afara axei

Fig. 3.3 prezintă răspunsul tensiune-deformație în timpul tracțiunii uniaxiale la diferite unghiuri pentru toate configurațiile de materiale. Răspunsul pentru testul de 0° a fost trunchiat pentru a oferi o imagine mai clară a răspunsului la celelalte unghiuri. Fiecare material prezintă un răspuns neliniar, cu o neliniaritate mai accentuată odată cu scăderea unghiului de rotație. Mai mult, există o reducere a modulului aparent de elasticitate odată cu creșterea unghiului de rotație. În regiunea de răspuns liniar, s-au observat diferențe minore între laminate, în timp ce în regiunea de răspuns neliniar, laminatele HSC au prezentat ecrusare la deformare în comparație cu laminatele UTS, dar au avut o deformație la rupere mai mică. Ambele laminate hibride au prezentat niveluri mai mari de tensiune la rupere în comparație cu laminatele simple și au avut deformații specifice la rupere intermediare.

Pentru deformația specifică de rupere atinsă, există o tendință descendentă odată cu creșterea unghiului de rotație, cu excepția testului de 30°, pentru care, atât în comparația valorilor individuale, cât și în comparația valorilor medii, deformația specifică axială la rupere atinsă este mai mare decât cea pentru 15°. Cea mai mică deformația specifică la rupere a fost obținută pentru $\theta=90^\circ$, după cum era de așteptat.

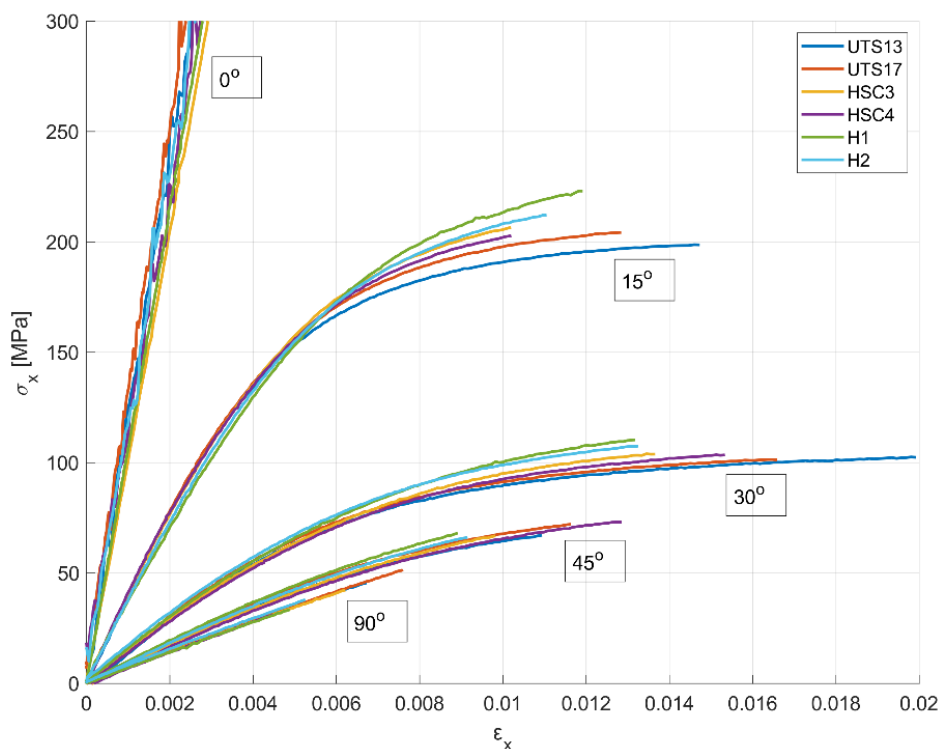


Fig. 3.3. Curbele tensiune-deformație obținute prin DIC pentru probe pe direcția axei principale și în afara axei, la 1 mm/min

Nu au fost observate influențe semnificative ale grosimii epruvetelor asupra răspunsului tensiune-deformație în timpul încărcării cvasi-stactice în afara axei, în regiunea de răspuns liniar. Cu toate acestea, s-au remarcat ușoare diferențe în nivelurile de tensiune pentru laminatele cu aceeași compoziție, dar cu grosimi diferite, în regiunea de răspuns neliniar.

Rezultatele experimentale au arătat o degradare a modulelor de elasticitate aparente odată cu creșterea unghiurilor de rotație, în conformitate cu estimările obținute folosind ecuația de transformare. O degradare similară a fost observată și în cazul tensiunii de rupere pentru testele în afara axei. Modulul de forfecare în plan a fost evaluat folosind teste de tracțiune la diferite unghiuri de rotație a fibrelor față de direcția de încărcare, iar modulul extras din testul la 45° a fost selectat pentru calculele ulterioare, urmând recomandările lui Pindera et al. [37].

3.2.3 Evaluarea deteriorării prin teste de tracțiune ciclice de încărcare-descărcare

În plus, s-au efectuat teste ciclice de încărcare-descărcare în afara axei principale pentru a investiga cauza răspunsului neliniar. După analiza rezultatelor, am concluzionat că neliniaritatea este cauzată de o combinație de deteriorare internă și deformație reziduală. Evoluția variabilei de deteriorare și a deformației reziduale acumulate au fost cuantificate prin analiza răspunsului incremental de tensiune-deformație în încărcare/descărcare a probelor testate. În general, laminatele UTS au cele mai mari deformații reziduale în toate cazurile de testare, sugerând că matricea din țesătura UTS are o caracteristică de plasticitate mai mare în comparație cu laminatele HSC, în timp ce laminatele hibride au deformații reziduale mai mici decât toate materialele. Pentru estimarea variabilei de deteriorare, s-au utilizat trei metode: Ladeveze, Fitoussi și Regresie. Dintre aceste metode, metoda de Regresie nu este potrivită pentru extragerea modulului de elasticitate al ciclurilor de încărcare-descărcare și estimarea variabilelor de deteriorare pentru materialele utilizate în acest studiu, deoarece variabila de deteriorare se modifică la o rată neregulată odată cu creșterea nivelurilor de tensiune ale ciclurilor, oferind atât valori negative cât și bare de eroare ridicate.

3.2.4 Predicția răspunsului nelinier tensiune-deformație specifică

Parametrii necesari pentru definirea unui model constitutiv nelinier pentru a prezice comportamentul în afara axei principale al compozitelor unidirecționale hibridizate la nivel de lamină au fost determinați din datele experimentale privind deformația reziduală și variabila de deteriorare. Pentru previziunile comportamentului în afara axei principale al compozitelor studiate, s-au luat în considerare doar variabilele de deteriorare date de metodele Ladeveze și Fitoussi. În general, s-au obținut predicții bune, cu abateri de la rezultatele experimentale în regiunea de răspuns nelinier. Prin creșterea valorii coeficientului b_2 de la 0,05 la 0,2, s-au obținut predicții mai bune pentru toate laminatele. Mai mult, s-au efectuat predicții pentru laminatele de referință mai groase utilizând parametrii de deteriorare și plasticitate determinați pentru laminatele mai subțiri, în cazul perechilor de laminate UTS și HSC. Rezultatele predicțiilor s-au îmbunătățit pentru laminatele UTS17 și au fost satisfăcătoare pentru HSC4, confirmând că pentru laminatele cu o diferență de grosime de până la 0,7 mm, utilizarea aceluiași parametri de plasticitate și deteriorare oferă rezultate de predicție satisfăcătoare.

În plus, am realizat predicții privind răspunsul în afara axei principale al laminatelor hibride utilizând parametrii de deteriorare ai laminatelor hibride și parametrii de plasticitate corespunzătoare laminatelor HSC. În regiunea de răspuns nelinier, predicțiile s-au îmbunătățit semnificativ, evidențiind importanța parametrilor de plasticitate și sugerând că înmuierea în regiunea de răspuns nelinier este determinată în principal de plasticitatea matricei și, în cazul laminatelor hibride testate, răspunsul plastic este guvernat în principal de matricea din straturile HSC. Fig. 3.4 prezintă un exemplu de predicție a răspunsului nelinier al HSC4, cu erori procentuale corespunzătoare între tensiunea estimată și valorile experimentale reale.

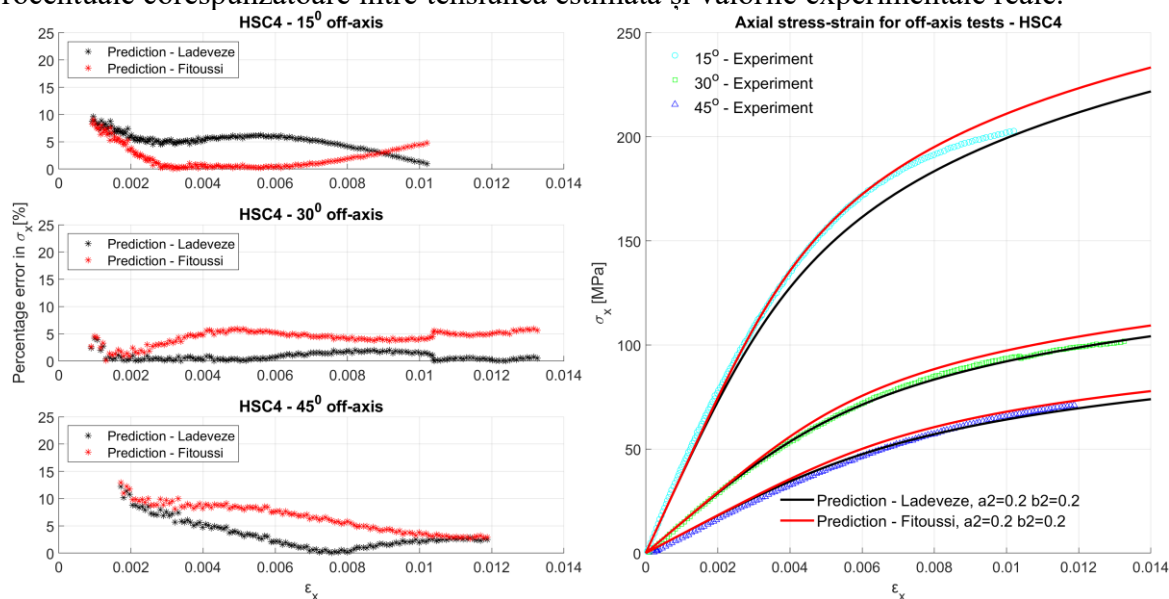


Fig. 3.4. Predicții privind răspunsul nelinier tensiune-deformație specifică în afara axei principale pentru HSC4, cu estimarea variabilei de deteriorare din ambele metode Ladeveze și Fitoussi, $a_2=0.2$ și $b_2=0.2$ - cu eroare procentuală corespunzătoare între valorile estimate și rezultatele experimentale pentru σ_x .

SUMAR

Acest capitol a avut ca scop evaluarea performanțelor mecanice quasi-stactice ale materialelor compozite hibride în raport cu materialele de referință de înaltă calitate. Pe parcursul acestui capitol, obiectivele 2 (evaluarea răspunsului mecanic quasi-static al laminatelor hibride și de referință sub teste de tracțiune pe axa principală și în afara acesteia), 3 (investigarea cauzelor răspunsului nelinier în afara axei prin teste ciclice de tracțiune încărcare-descărcare și evaluarea deformațiilor reziduale și a variabilelor de deteriorare), și 4 (definirea unui model cuplat de deteriorare-plasticitate pentru a prezice răspunsul nelinier în afara axei al laminatelor) au fost atinse.

CAPITOLUL 4. COMPORTAMENTUL SUB ÎNCĂRCĂRI ÎN REGIM DINAMIC A MATERIALELOR COMPOZITE HIBRIDIZATE LA NIVELUL LAMINEI

INTRODUCERE

În timp ce al treilea capitol este dedicat testelor cvasi-stactice, al patrulea și ultimul capitol conține constatările legate de acțiunea încărcărilor dinamice la viteze de deformație ridicate. Complementul în regimul dinamic al caracterizării mecanice a materialelor studiate este necesar pentru proiectarea componentelor structurii aeronavelor, deoarece acestea pot fi supuse încărcărilor intense și impulsive, cum ar fi impacturile mecanice la viteze mari. Aceste impacturi pot apărea în timpul ruperii unei pale de ventilator, în cazul unui atac balistic sau cu un focos, spre exemplu. În acest capitol, răspunsul dinamic la viteze foarte mari de deformație ($> 10^5 \text{ s}^{-1}$) este evaluat. Deoarece materialul compozit de interes este unidirecțional, acest studiu ia în considerare și evaluarea propagării unde de șoc în direcția fibrei.

În această abordare, în prima parte a celui de-al patrulea capitol, undele de șoc induse de laser sunt alese pentru a produce încărcări mecanice intense și impulsive. Astfel, se efectuează două tipuri de teste cu laser: unul în direcția fibrei (în plan) și unul perpendicular pe direcția fibrei (în afara planului). Pregătirea epruvetelor pentru teste cu unde de șoc induse de laser precum și configurația experimentală sunt descrise în acest capitol. Metodele utilizate pentru prelucrarea și analiza datelor sunt detaliate. Rezultatele experimentale și discuțiile pentru fiecare tip de test cu laser sunt prezentate, împreună cu o analiză a răspunsului materialului hibrid în comparație cu laminatele de referință.

A doua parte a celui de-al patrulea capitol descrie teste de impact cu bilă de oțel pe una dintre plăcile compozite hibride (H2), împreună cu câteva rezultate experimentale. Acest tip de test este explorat pentru a oferi o înțelegere suplimentară a propagării deteriorării în timpul impactului cu un obiect străin, precum și a capacității de absorbție a energiei a laminatelor unidirecționale. Servește ca un pas de bază pentru analize structurale viitoare.

PARTEA 1: UNDE DE ȘOC INDUSE PRIN LASER

4.1 DESCRIEREA EPRUVETELOR

Datorită caracterului anizotrop al materialelor compozite studiate, au fost alese mai multe tipuri de caracterizări experimentale: una pe direcția în afara planului laminatului și una pe direcția fibrei, în planul principal al laminatului. În acest sens, au fost pregătite două tipuri de epruvete.

Plăcuțe mici de aproximativ $2,5 \times 5 \text{ cm}$, cu fibre aliniat cu marginea mai lungă, au fost folosite pentru testul cu șoc laser în afara planului. Pentru testul cu șoc laser în plan, grosimea plăcilor laminate este insuficientă pentru dimensiunea pulsului laser, deoarece diametrul acestuia este de aproximativ 3,5 - 4 mm. Prin urmare, benzi subțiri de material compozit cu grosimea de aproximativ 2 mm au fost tăiate cu precizie cu ajutorul unui disc de tăiere diamantat și au fost lipite una peste alta cu cianoacrilat de etil (adeziv) de la Sader.

În ambele teste, un strat de sacrificiu din bandă de aluminiu cu 50 μm de aluminiu și 30 μm de adeziv este folosit pentru a avea o interacțiune cunoscută a laserului cu materialul [93], [94],

și, de asemenea, pentru a putea aproxima încărcarea mecanică generată la suprafața epruvetei. În plus, o suprafață reflectorizantă este necesară pentru a măsura viteza feței posterioare. Pentru a realiza acest lucru, un strat subțire de aur a fost aplicat pe fața posterioară cu ajutorul unei mașini de pulverizare COXEM SPT-20 ION-COATER.

4.2 CONFIGURAȚIA EXPERIMENTALĂ

Sursa laser este un Nd: YAG Quanta-Ray Pro 350-10 care emite un puls gaussian de aproximativ 7,5 ns, cu o energie maximă de 3,5 J la ieșire în modul fundamental, la o lungime de undă de 1064 nm, cu o frecvență de încălzire de 10 Hz. Gradarea energiei poate fi ajustată continuu în afara sursei laser cu un atenuator variabil compus dintr-o placă de undă și un polarizator montate într-un suport rotativ, la un unghi Brewster de 56°. Acest lucru asigură faptul că laserul funcționează la energia sa maximă și contribuie la o mai bună repetabilitate a pulsului laser. Pentru a obține parametrii de tragere mai buni, se preferă modul continuu de lucru cu 10 Hz, iar un obturator mecanic este plasat pentru a reflecta fasciculul laser într-un rezervor de absorbție a fasciculului.

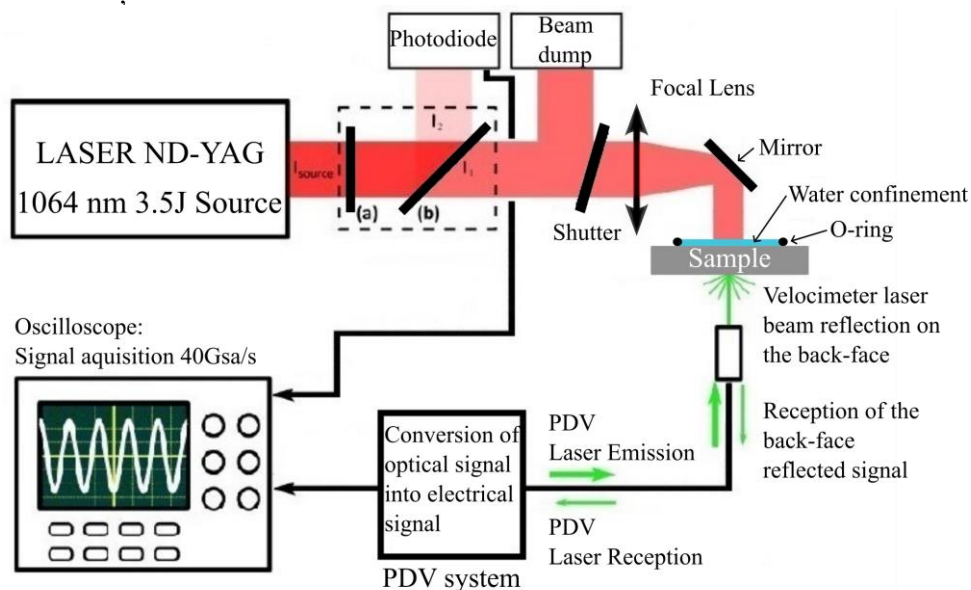


Fig. 4.1. Schema instalației experimentale pentru impactul laser (nu la scară); (a) lentilă cu un sfert de undă, (b) polarizator

Pentru măsurarea vitezei feței posterioare este utilizat un sistem PDV fabricat de IDIL France. Mărimile măsurate sunt înregistrate printr-un lanț de achiziție declanșat de o fotodiodă cu timp de răspuns rapid (<1 ns) UPD300SD distribuită de Alphalas. Un osciloscop rapid Agilent DSO80604B (50 de ohmi, 6 GHz, 40 GS/s) este folosit pentru achiziționarea semnalului. Schema instalației experimentale descrise, cu sursa laser și lanțul de măsurare, este reprezentată în Fig. 4.1.

4.3 CARACTERIZAREA PULSULUI LASER

4.3.1 Durata pulsului laser și ajustarea temporală

Pentru a măsura durata pulsului laser, se folosește o fotodiodă cu timp de răspuns rapid UPD 300 SD (timp de creștere și de cădere < 1 ns). Duratele pulsurilor gaussiene măsurate sunt determinate la jumătate din maxim sau lățime completă la jumătate din maxim (FWHM). Din cele 4 seturi de măsurători (10 pentru 100%, 10 pentru 75%, 5 pentru 50% și 5 pentru 25%), durata medie a pulsului a fost evaluată la 7,35 ns, cu o deviație standard de 0,36 ns. Durata obținută a pulsului laser este similară cu specificația producătorului de 7,5 ns.

Datorită întârzierii în lanțul de măsurare, corespunzătoare întârzierii de transmitere a informației în cabluri BNC și fibre optice, trebuie să se ia în considerare o ajustare a axei temporale pentru fiecare puls laser, pentru a seta începutul încălzirii laser la timpul zero. Pentru

a evalua ajustarea temporală necesară pentru fiecare test, se efectuează o analiză a frontului de creștere al pulsului laser. Ajustarea temporală este calculată pentru fiecare test de impact cu laser. Timpul real al declanșării rezultă din nivelul de declanșare reglat pe osciloscop, pe marginea crescătoare a semnalului fotodiodei. Prin urmare, scara de timp a semnalului corespunzător vitezei feței opuse este ajustată în consecință.

În plus față de această corecție, trebuie să se ia în considerare distanța lentilă-țintă, care diferă de distanța lentilă-fotodiodă. Mai mult, există o pierdere de timp în cablurile RG58 de la fotodiodă la osciloscop (~ 5 ns/m) și în sistemul PDV din cauza lungimii fibrelor optice (~ 3 ns/m). Pentru a estima această pierdere de timp, se efectuează preliminar un șoc pe o epruvetă de aluminiu cu o grosime de 1000 μm , având o viteză a sunetului cunoscută de 5390 m/s [95] și $C_L=6300$ m/s.

4.3.2 Măsurători ale nivelului de energie

Au fost efectuate două campanii experimentale cu șoc laser, una în 2021, în principal pe materialul H1, și a doua în 2022. Pentru ambele campanii, au fost făcute măsurători de energie folosind un detector piroelectric QE25LP-S-MB-QED-D0 pentru măsurarea energiei laserului cuplat cu o interfață MAESTRO, ambele fabricate de Gentec. Nivelurile de energie și valorile corespunzătoare ale polarizatorului și energiei în ambele campanii experimentale sunt prezentate în Table 4.1. Toate măsurătorile de energie au o incertitudine de $\pm 0,01\text{J}$. Valorile energiei reprezintă energia depusă pe țintă.

Table 4.1. Măsurători ale nivelului de energie

Nivel de energie [%]	Unghiul polarizatorului [deg]	Energie [J]	
		2021	2022
100	0	2.63	2.94
85	11	2.24	-
75	14	1.97	2.22
50	22.5	1.31	1.54
35	27	0.92	1.10
25	30	0.66	0.85
15	35	0.39	-
10	36.5	0.26	-

4.3.3 Analiza suprafeței focale

Atunci când fasciculul laser lovește ținta, este imprimată o pată focală pe suprafața țintei. Dimensiunea suprafeței focale influențează densitatea de putere a pulsului laser. Utilizarea unui mediu de confinare îmbunătățește uniformitatea suprafeței focale, astfel încât energia laserului să fie distribuită uniform către țintă. În prima campanie experimentală (2021), a fost setat un diametru al suprafeței focale de 4 mm la energia maximă. În configurația experimentală din cea de-a doua campanie experimentală (2022), s-a intenționat același diametru al suprafeței focale, însă din cauza lanțului optic implicat, s-a obținut o suprafață focală cu un diametru de maximum 3,85 mm. Cu toate că aceeași configurație experimentală a fost utilizată pentru teste la diferite niveluri de energie (în campaniile respective), în ambele cazuri s-a observat că diametrul suprafeței focale scade odată cu nivelul de energie. Au fost găsite și mici variații în diametrul suprafeței focale pentru teste laser la același nivel de energie.

4.4 VELOCIMETRIE HETERODINĂ

4.4.1 Procesarea semnalelor

În cazul experimentelor cu unde de șoc induse de laser, măsurările vitezei feței posterioare sunt de mare interes, deoarece această măsurare cu rezoluție temporală este suficient de rapidă pentru a furniza informații valoroase despre istoricul propagării undei de șoc, efectele acesteia asupra materialului și istoricul vitezei. Semnalul PDV a fost înregistrat după fiecare test și

procesat cu ajutorul software-ului Cafeine, furnizat de instituția franceză Commissariat à l'Énergie Atomique.

4.4.2 Estimarea vitezei sunetului din semnale ale VFP

Deoarece este utilizat un strat sacrificial, pentru a determina viteza de propagare în laminatul compozit, ecuația (1.30) este adaptată pentru a ține cont de timpul de propagare în straturile de aluminiu și lipici din banda de aluminiu, rezultând ecuația (4.1), unde L indică grosimea compozitului fără stratul de aluminiu, t_{AL} și t_{GL} reprezintă timpul de propagare în stratul de aluminiu și respectiv în lipici (din folia de aluminiu). Pentru stratul de aluminiu, viteza undei de șoc este $C_{LAL} = 6300$ m/s, iar pentru lipici este $C_{0GL} = 1200$ m/s [94]. Unda elastică în lipici este neglijată.

Conform polarei de șoc din Fig. 1.2, viteza materialului pentru încărcarea maximă a presiunii este jumătate din viteza maximă a feței posterioare. Astfel, la evaluarea vitezei sunetului, jumătate din viteza feței posterioare este scăzută din viteza de propagare determinată din propagarea înainte și înapoi. Ecuația (4.2) este utilizată pentru a estima viteza sunetului, unde u_{BFV} reprezintă viteza maximă a primului vârf în cazul impulsurilor laser în plan, iar valoarea medie între viteza maximă a primului și celui de-al doilea vârf în cazul impulsurilor laser în afara planului, deoarece unda de șoc este atenuată și viteza maximă a celui de-al doilea vârf este semnificativ mai mică decât cea a primului.

$$C_L = \frac{2L}{t_3 - t_1 - t_{AL} - t_{GL}}; \quad t_{AL} = \frac{2L_{AL}}{C_{LAL}}; \quad t_{GL} = \frac{2L_{GL}}{C_{0GL}} \quad (4.1)$$

$$C_0 = C_L - \frac{1}{2}u_{BFV}; \quad (4.2)$$

Pentru viteza feței posterioare a testelor în lungul fibrei (în plan), numărul de propagări ale undelor de șoc înainte și înapoi în intervalul de 4 μ s este mult mai mare decât în cazul probelor în afara planului, pentru care sunt capturate doar două apariții ale undelor de șoc, sugerând o viteză de propagare mai mare. Unda de șoc este, de asemenea, mai puțin atenuată într-o propagare înainte și înapoi pentru proba în plan, comparativ cu cazul în afara planului. Prin urmare, pentru a obține un interval de propagare mai precis, se folosește o analiză Fast Fourier Transform (FFT) pentru semnalele de viteză a feței posterioare a testelor laser în plan, pentru a extrage perioada de oscilație.

4.4.3 Estimarea tensiunii de rupere la tracțiune în regim dinamic și a vitezei de deformație din semnalele VFP prin abordarea lui Novikov [82]

Pentru a estima rezistența dinamică la tracțiune (sau rezistența la desprindere) cu ecuația (1.31) și viteza de deformație în timpul delaminării utilizând ecuația (1.32), sunt selectate semnale de viteză a feței posterioare care prezintă semnale de desprindere, așa cum sunt prezentate în Fig. 4.2. În această lucrare, o desprindere este reprezentată de o fisură care apare într-un plan de deteriorare paralel cu fețele posterioare datorită tensiunii dinamice de tracțiune ridicate. Această desprindere poate fi fie o fisură în matrice, fie o delaminare între straturi.

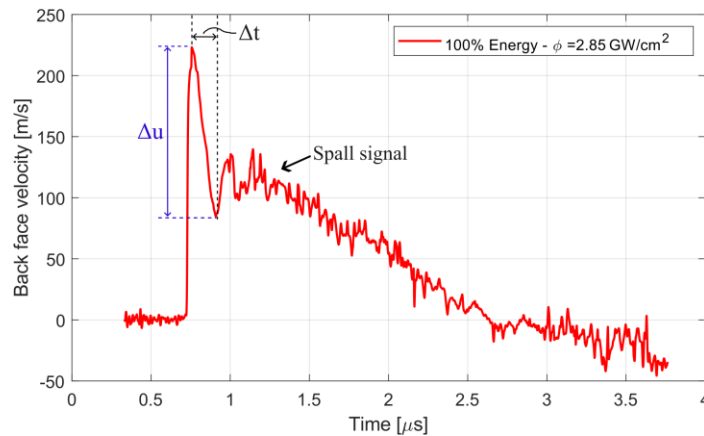


Fig. 4.2. Exemplu de identificare a datelor pentru estimarea rezistenței dinamice la tracțiune și a vitezei de deformare dintr-o curbă de viteză a feței posterioare cu un semnal de desprindere pentru o epruvetă lovită pe direcția în afara planului.

4.5 PROCEDURA DE ANALIZĂ A DETERIORĂRII

Pentru a analiza mai detaliat deteriorarea internă în epruvetele testate pe direcția în afara planului, diagnosticată prin semnalul de viteză a feței posterioare, s-au efectuat observații microscopice ale secțiunilor transversale ale eșantionului. Mostrele au fost pregătite conform secvenței de pași ilustrate în Fig. 4.3.

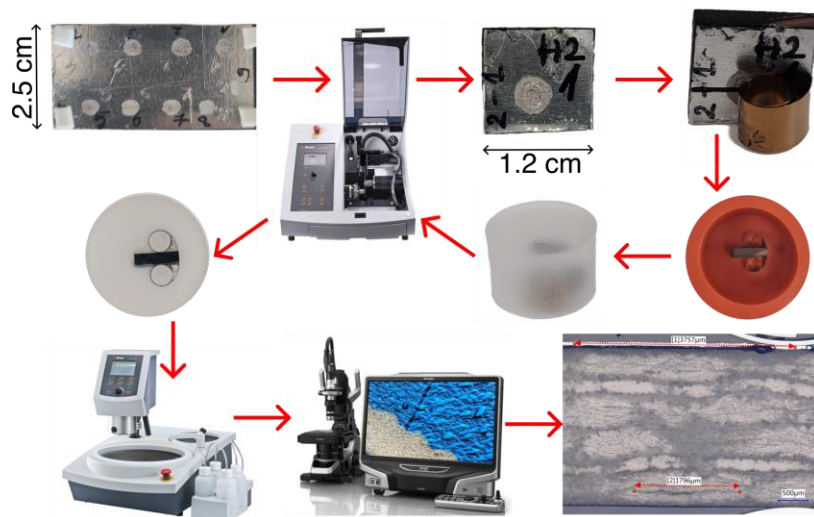


Fig. 4.3. Secvența de testare și evaluare a rezultatelor - de la eșantionul din direcția în afara planului la observații microscopice

4.6 REPETABILITATEA EXPERIMENTELOR

Testarea preliminară pentru a asigura repetabilitatea configurației experimentului a fost efectuată pe o epruvetă în direcția în afara planului. Au fost efectuate teste cu 100%, 50%, și 10% din energia maximă pe aceeași placă, la o distanță între lovituri de aproximativ 1 cm, iar viteza feței posterioare a fost înregistrată. S-a concluzionat că repetabilitatea testelor, în ceea ce privește vitezele maxime și cronologia, este satisfăcătoare. În plus, pentru fiecare configurație de testare, s-au efectuat cel puțin două teste.

4.7 REZULTATE EXPERIMENTALE ȘI DISCUȚII

4.7.1 Rezultatele testelor cu unde de șoc induse prin laser pe direcția fibrelor (în plan)

4.7.1.1 Analiza semnalelor vitezei feței posterioare pentru teste laser pe direcția fibrelor

În direcția fibrei (în plan), au fost efectuate teste cu impact laser asupra materialelor la trei niveluri de energie diferite, iar prin analiza semnalului de viteză a feței posterioare, înregistrat prin interferometrie laser-Doppler, s-a observat o scădere a valorilor maxime a primului vârf al

vitezei odată cu scăderea nivelului de energie. Un semnal de desprindere cauzat de deteriorarea stratului de aur depus pe fețele din spate pentru o reflectivitate crescută a fost observat pentru două mostre H1 și a influențat ușor extragerea semnalului de viteză a feței din spate.

Fig. 4.4 prezintă o comparație a semnalelor reprezentative ale vitezei feței posterioare pentru laminatele de referință și hibride, pentru diferite niveluri de energie. În general, atenuarea undei de șoc este mai pronunțată în laminatele hibride decât în laminatele de referință UTS, având un răspuns mai aproape de laminatele HSC. Acest rezultat era anticipat, deoarece laminatele hibride constau în principal din fibre HSC.

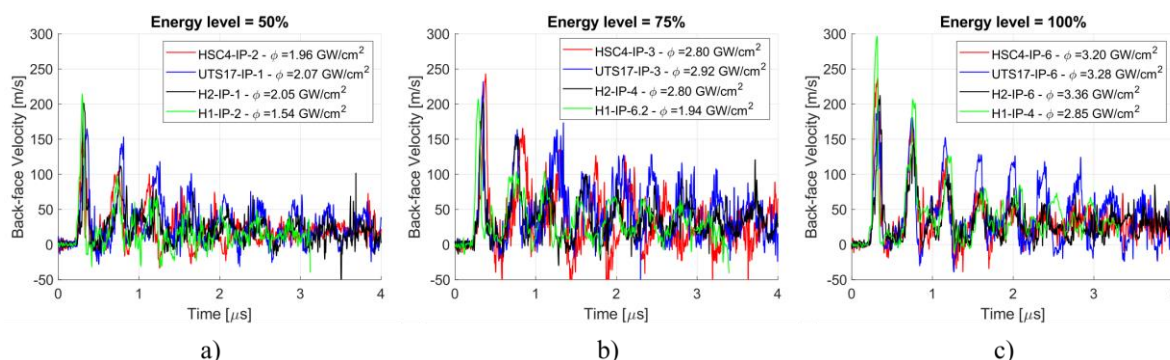


Fig. 4.4. Compararea vitezei feței posterioare în funcție de timp pentru toate laminatele, pentru diferite niveluri de energie; a) 50%; b) 75%; c) 100%

4.7.1.2 Limita elastic Hugoniot

Sosirea unei elastice este observată la majoritatea eșantioanelor în plan ca o mică treaptă sub 50 m/s în semnalul de viteză al feței posterioare, înaintea frontului principal de șoc, și reprezintă Limita Elastică Hugoniot (HEL). Luând în considerare viteza HEL la ~ 30 m/s și o viteză de propagare de ~ 10 km/s, limita HEL ar fi de 222 MPa. În direcția fibrelor, Alexander et al. [96] au determinat o limită HEL de 3.5 GPa pentru materialele compozite din fibre de carbon unidirecționale, care este semnificativ mai mare decât valoarea obținută din teste cu laser în plan. Smith et al. [97] au identificat HEL pe semnalul de viteză al feței din spate în urma testelor cu unde de șoc induse de laser pe eșantioane de aluminiu la aproximativ 25 m/s, oferind o limită HEL de 176 MPa, mult mai aproape de cea estimată în urma testelor. Prin urmare, se concluzionează că discontinuitatea în frontul în creștere al vitezei feței posterioare, în cazul testelor cu unde de șoc induse de laser în direcția fibrelor a compozitului studiat, reprezintă HEL a stratului de aluminiu și nu HEL a compozitului din fibră de carbon.

4.7.1.3 Estimarea vitezei sunetului utilizând teste laser pe direcția fibrelor

Perioada de propagare a fost extrasă prin analiza FFT, iar viteza sunetului a fost evaluată ca având valori între 10 km/s și 11 km/s, în funcție de tipul laminei, cu laminatele UTS având cea mai mare viteză a sunetului în direcția fibrelor. Prin compararea vitezei teoretice longitudinale a sunetului cu datele experimentale, s-a observat că utilizând proprietățile fibrei de carbon în estimarea vitezei longitudinale a sunetului, în locul proprietăților cvasi-statice ale laminei, se obțin rezultate mai apropiate. Acesta este încă o confirmare că, în cazul testelor cu impact laser în plan, este captat în principal răspunsul fibrelor.

4.7.1.4 Analiza deteriorării

Chiar dacă semnalele de viteză ale feței posterioare au arătat doar desprinderea particulelor de aur, eșantioanele lovite la 75% și 100% din nivelul maxim de energie au prezentat semne vizibile de deteriorare, dar nu sub formă de desprindere, ci sub formă de crăpături în matrice și rupere a fibrelor. În afară de crăpătura principală în matrice, alte linii subțiri de propagare a crăpăturii în matrice au putut fi observate la toate eșantioanele inspectate lovite cu un nivel de energie mai mare de 75%, așa cum se vede în Fig. 4.5. Deoarece observațiile microscopice au fost efectuate în planul de rupere al unuia dintre eșantioanele H1, s-a observat că o parte din

fibre erau rupte, majoritatea aproape de fața din spate. De asemenea, au putut fi identificate fascicule de fibre rupte. Cu toate că unele fibre erau rupte, nu exista un plan de fractură clar pentru toate acestea, ceea ce probabil explică de ce nu s-a putut obține un semnal clar de desprindere pentru viteza feței posterioare.

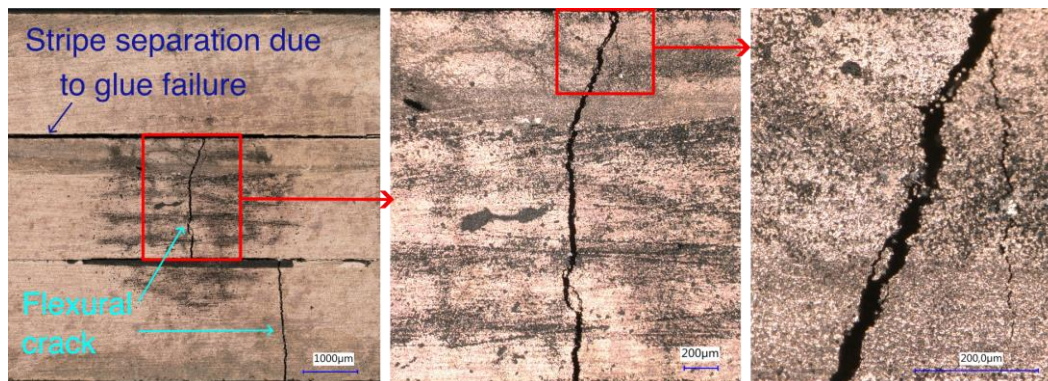


Fig. 4.5 Deteriorare vizibilă pe fața din spate a eșantionului H1-IP-1, lovit cu 100% din nivelul maxim de energie cu $\phi = 2.30 \text{ GW/cm}^2$

Pe baza observațiilor microscopice ale crăpăturilor în matrice vizibile pe fața posterioară și a densității puterii pulsului laser (excluzând separarea benzilor), s-a stabilit un prag de rupere a matricei pentru loviturile cu laser în direcția fibrelor pentru toate materialele testate. Pentru laminatele UTS și HSC, pragul de rupere a matricei este de aproximativ $\sim 2.8 \text{ GW/cm}^2$, în timp ce pentru laminatele hibride, intervalul dintre eșantioanele deteriorate și cele nedeteriorate este mai larg. Pentru H1, pragul de rupere a matricei se află în intervalul de densitate de putere de 2 - 2.8 GW/cm^2 , în timp ce pentru H1 pragul de rupere a matricei este mai mic, la o densitate de putere între 1.4 și 1.9 GW/cm^2 .

4.7.2 Rezultatele testelor cu unde de șoc induse prin laser pe direcție perpendiculară pe direcția fibrelor (în afara planului)

4.7.2.1 Analiza semnalelor vitezei feței posterioare pentru teste laser în afara planului

Analizând semnalele de viteză a feței din spate pentru teste cu impact laser în direcția în afara planului laminatelor (adică direcția propagării șocului este normală față de planul laminatelor), s-a observat că primul vârf are o amplitudine mai mică odată cu scăderea nivelului de energie și a densității puterii loviturilor cu laser, cum se poate vedea în Fig. 4.6. Mai mult, loviturile cu laser la niveluri ridicate de energie au prezentat un semnal de desprindere. Când s-au evaluat efectele grosimii eșantionului asupra semnalului vitezei feței posterioare, s-a observat că odată cu creșterea grosimii apare o întârziere în sosirea șocului și o scădere a valorii maxime a primului vârf al vitezei, cauzată de atenuarea undelor de șoc.

Este evidentă o tendință descrescătoare liniară a vitezei maxime a feței din spate odată cu grosimea eșantionului. În plus, tipul de compozit cu fibră de carbon nu exercită nici o influență semnificativă asupra vitezei maxime a feței din spate în cadrul intervalului de grosimi testate.

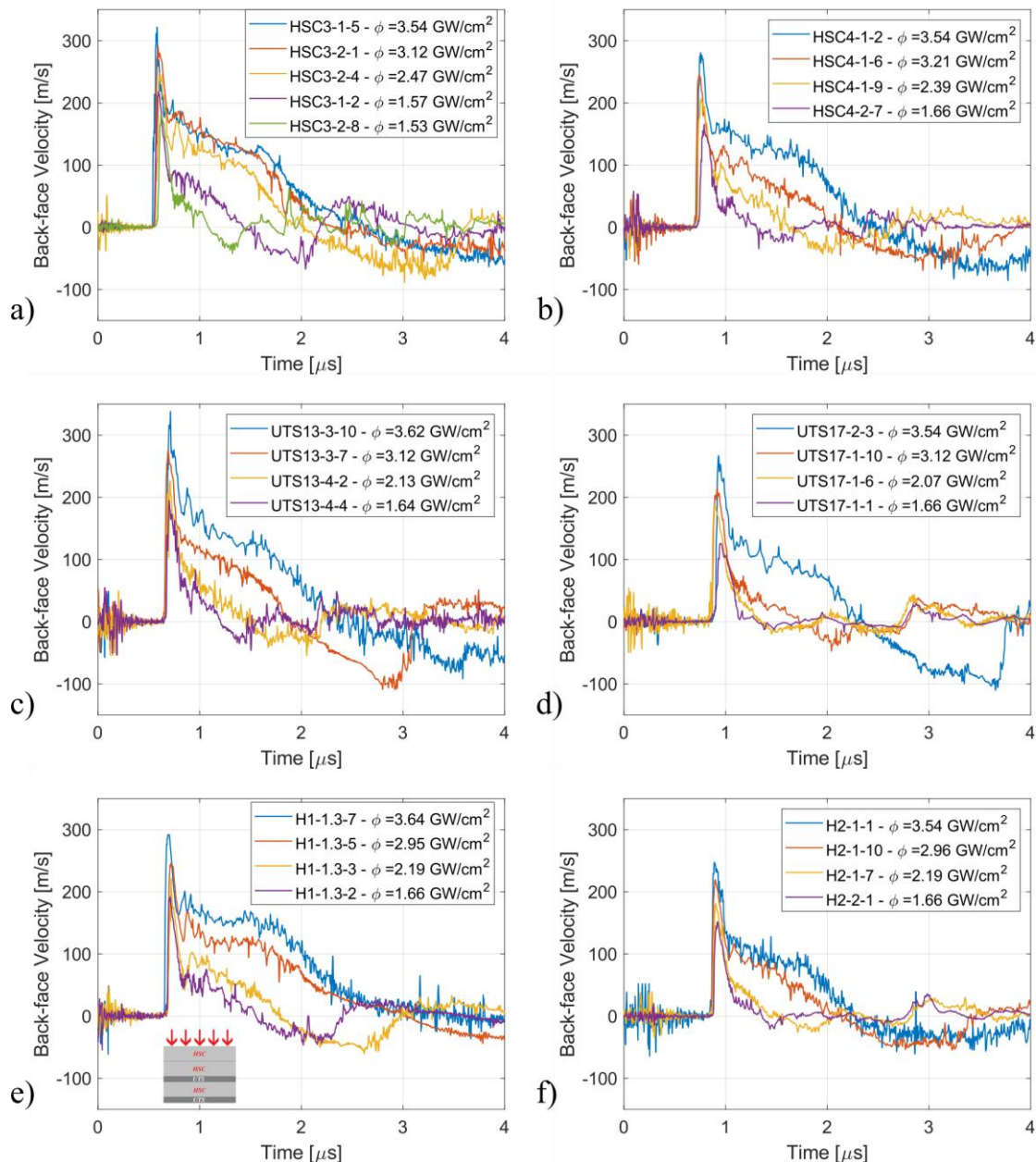


Fig. 4.6. Semnale reprezentative de viteză a feței posterioare în funcție de timp pentru toate materialele testate, la diferite niveluri de energie, cu densitățile corespunzătoare ale puterii; a) HSC3; b) HSC4; c) UTS13; d) UTS17; e) H1 (campanie experimentală din 2022); f) H2

Deoarece compozitul H1 are o secvență de așezare asimetrică, se studiază influența impactului pe o față sau pe alta a eșantionului. În acest sens, perechi de eșantioane cu secvențe opuse de așezare au fost testate atât în campaniile experimentale din 2021, cât și din 2022. La densități mai mici ale puterii, diferența dintre eșantioanele lovite pe față cu lamina HSC sau UTS este neglijabilă. Pe măsură ce densitatea puterii crește, diferența în valorile vitezelor crește și pentru eșantioanele testate în campania din 2021. Cu toate acestea, atunci când sunt încorporate vitezele maxime din campania din 2022, diferența anterior observată în viteza maximă nu mai este prezentă. Analizând testele cu 100% și 75% din energia maximă pentru eșantioanele lovite pe lamină UTS, semnalul de desprindere nu prezintă o viteză medie clară înainte de a începe să scadă, spre deosebire de testele pe eșantioanele lovite pe lamină HSC. Mai mult, viteza medie a desprinderii pentru eșantioanele testate în campania din 2021 nu este la fel de distinctă ca cele testate în 2022, în special la intensități mai mari. Aceste constatări sugerează că pentru eșantioanele H1 lovite pe față HSC, ar trebui să existe un plan clar de rupere, în timp ce pentru eșantioanele lovite pe lamină UTS, planul de rupere ar putea fi neregulat.

4.7.2.2 *Estimarea parametrilor din teste laser în afara planului*

Viteza sunetului în direcția în afara planului a fost evaluată prin măsurarea diferenței de timp dintre prima și a doua ieșire a undei de șoc pentru semnale fără deteriorare a compozitului, oferind valori medii între 2.75 km/s și 2.91 km/s, fără diferențe semnificative între laminatele de referință. Rezistența la tensiune în condiții de încărcare dinamică a fost evaluată din teste care au prezentat un semnal clar de desprindere conform abordării Novikov [82] și a fost estimată între 289 MPa și 317 MPa, cu viteze de deformație în timpul fracturii prin desprindere între $1.75 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ și $1.91 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$.

4.7.2.3 *Analiza deteriorării*

Prin observația microscopică a secțiunilor transversale aproape de linia centrală a punctului focal al impactului cu laser, o parte din eșantioanele care au prezentat un semnal de desprindere au fost analizate ulterior pentru a confirma prezența deteriorării în interiorul acestora. Deși se aștepta delaminarea între straturi în majoritatea cazurilor, pentru toate laminatele, cu excepția celor de tip H1 impactate pe fața HSC, deteriorarea a fost sub forma unei fisuri în interiorul matricei laminei, astfel că a apărut o desprindere. Exemple sunt prezentate în Fig. 4.7 pentru eșantioanele HSC3. Laminatele UTS au prezentat desprinderi în penultima lamină, în timp ce HSC și laminatele hibride au arătat deteriorări în ultima lamină HSC. Deteriorarea a fost în cea mai mare parte localizată în poziții similare față de fața din spate, la aproximativ 250 μm . Pentru H1 impactat pe fața HSC, deteriorarea s-a produs sub forma delaminării între ultima lamină HSC și laminele UTS. Aceasta a fost mai regulată, mai vizibilă și mai extinsă în comparație cu desprinderile observate în cazul eșantioanelor H1 impactate pe fața UTS.

Au fost stabilite limite de deteriorare pentru fiecare material, iar laminatele UTS dovedesc a avea cea mai mare limită de deteriorare, iar această limită este, de asemenea, influențată de grosimea eșantionului.

Evaluările deteriorării arată că încărcarea de scurtă durată cu energie mare poate duce la deteriorări semnificative în interiorul eșantionului de material compozit. Această deteriorare se manifestă adesea sub forma unor deteriorări la impact cu vizibilitate redusă, dificil de detectat cu ochiul liber. Mai mult, astfel de deteriorări au potențialul de a compromite integritatea structurală a materialului.

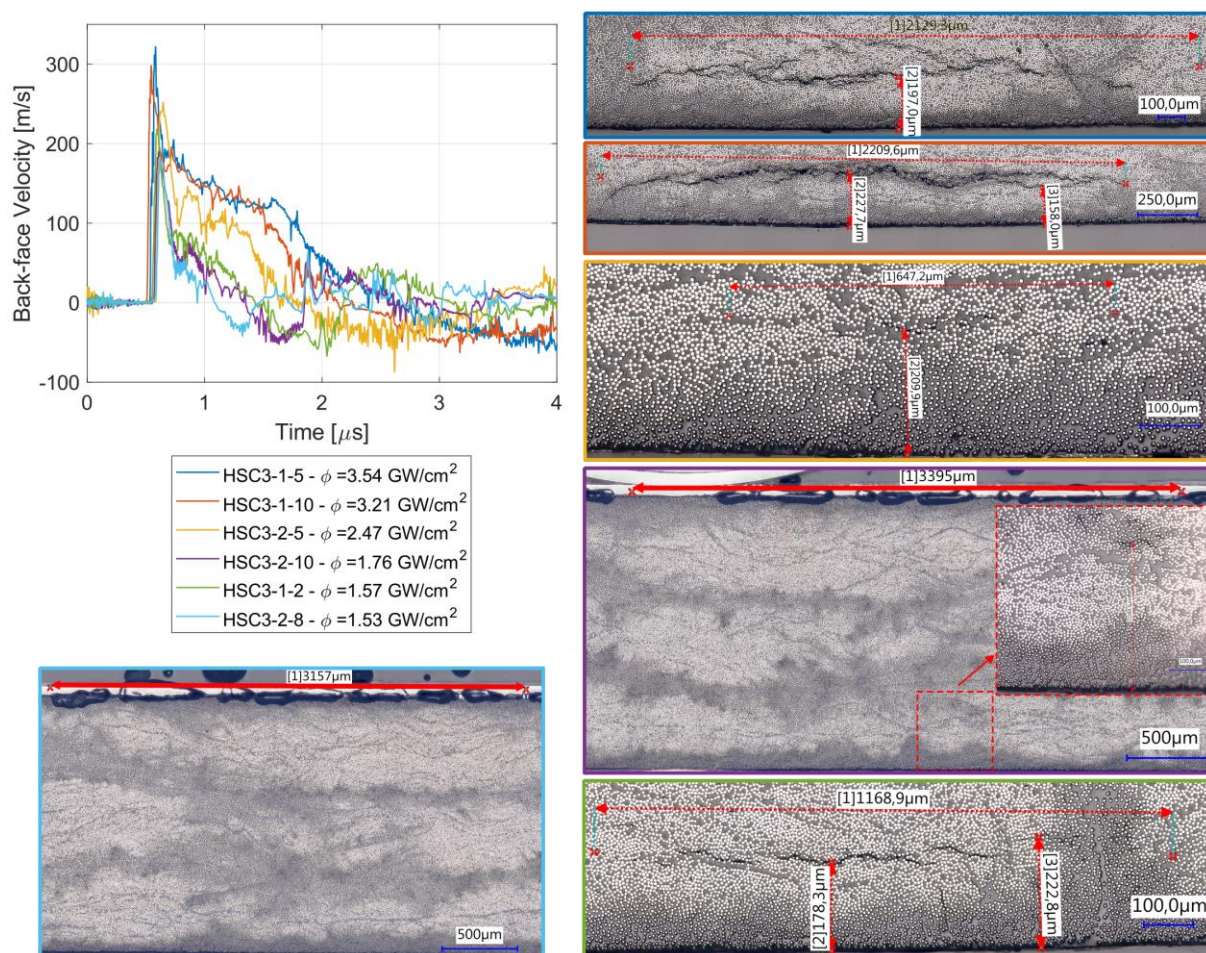


Fig. 4.7. Observații microscopice ale deteriorării induse de impactul cu laser în eșantioanele HSC3, planul de tăiere perpendicular pe direcția fibrei, cu semnale corespunzătoare de viteză a feței posterioare

PART 2: IMPACT CU BILE DE OȚEL

4.8 DESCRIEREA EPRUVETELOR ȘI A CONFIGURAȚIEI EXPERIMENTALE

Pentru a efectua testul de impact cu bilă de oțel, au fost tăiate patru panouri cu dimensiunile de 250 × 210 mm (cu direcția fibrei pe latura lungă) dintr-un panou compozit de 500 × 500 mm. Materialul hibridizat la nivel de lamină folosit pentru acest test a fost H2, cu o secvență de așezare de HSC+UTS+2HSC+UTS+HSC [0°] (vezi Fig. 2.1). Capetele laterale rectangulare din aluminiu, cu dimensiunile de 210 × 25 mm și o grosime de 1,5 mm, au fost lipite folosind sistemul de adeziv epoxidic Araldite 420 A/B. Eșantioanele au fost poziționate utilizând un sistem de fixare situat atât în partea de sus, cât și în partea de jos a eșantionului.

Pentru acest test, a fost folosit un tun Taylor cu o singură treaptă, cu o presiune maximă de 20 de bari în rezervorul de aer. O bilă de oțel inoxidabil (AISI 316) cu un diametru de 10 mm și o masă de 4,171 g a servit drept proiectil. Această bilă de oțel a fost poziționată într-un sabot și introdusă în țeava tunului. Pentru a măsura viteza sabotului, două fotodiode au fost plasate la o distanță de 7,3 cm una de cealaltă, în apropierea capătului țevii. Pentru a încerca măsurarea vitezei bilei atât înainte, cât și după impact, s-a folosit o cameră ultra-rapidă Photron Fastcam SA-X2. Imaginile obținute au fost supuse unor procesări ulterioare.

4.9 REZULTATE ALE TESTELOR DE IMPACT CU BILE DE OȚEL

Pentru primul test, cu o viteză înainte de impact de 170 m/s, bila a trecut prin compozit, provocând deteriorarea eșantionului sub forma unor dungi cu o lățime aproximativă de 3 mm care au atins capetele lateralelor. Pentru cel de-al doilea test, s-a folosit o presiune mai mică pentru a evita deteriorarea până la capetele lateralelor. Bila a avut o viteză de impact de 107 m/s și a ricoșat. Au fost observate doar fisuri în matrice de-a lungul fibrelor, aproape de capetele

lateralelor, dar fără ca acestea să fie atinse. Pentru următoarele două teste, cu presiuni și viteze de impact corespunzătoare de 56 m/s și 39 m/s, nu s-a observat nicio deteriorare aparentă, cu excepția urmei lăsate de bila în punctul de impact. Testul de impact cu bilă de oțel a fost conceput ca un test structural pentru validarea ulterioară a simulărilor numerice și a arătat că materialul H2 absoarbe aproape 90% din energia cinetică incidentă, pentru toate vitezele de impact testate.

SUMAR

Prin analiza efectuată în acest capitol, s-au obținut date cu privire la comportamentul materialelor compozite din fibră de carbon unidirecționale în condiții de încărcare dinamică, la viteze de deformare mari și foarte mari, atingând obiectivele 5, 6 și 7. Au fost efectuate teste cu unde de șoc induse de laser în direcția fibrei și în direcția în afara axei principale pentru a analiza comportamentul compozitului sub încărcare la viteze de deformare foarte mari și pentru a evalua deteriorarea, desprinderea și delaminarea în interiorul compozitului, cauzate de propagarea undelor de șoc. Au fost efectuate și teste de impact cu bilă de oțel pe materialul H2, pentru a aborda deteriorarea cauzată de impactul unui obiect străin la viteze sub regimul balistic (<200 m/s), precum și energia absorbită de placa compozită.

CONCLUZII, CONTRIBUȚII ȘI PERSPECTIVE

CONCLUZII

Cercetarea prezentată în această teză contribuie la înțelegerea comportamentului mecanic al materialelor compozite unidirecționale și introduce, de asemenea, conceptul de hibridizare la nivelul laminei, atât în grosimea straturilor, cât și în tipul de fibră de carbon, abordând, de asemenea, efectele unei astfel de hibridizări. Referindu-ne la obiectivele tezei, menționate în secțiunea de introducere, au fost abordate următoarele aspecte:

1. Caracterizarea experimentală a structurii interne și proprietăților fizice ale materialelor compozite unidirecționale de carbon, atât în varianta de referință, cât și în cea hibridizată la nivel de lamină ;
2. Evaluarea răspunsului mecanic cvasi-static al laminatelor hibride și de referință în timpul testelor de tracțiune pe direcția axei principale și în afara axei principale;
3. Identificarea cauzelor răspunsului nelinier în afara axei, prin intermediul testelor de tracțiune ciclice de încărcare-descărcare în afara axei principale și evaluarea deformărilor reziduale și a variabilelor de deteriorare;
4. Definirea unui model cuplat de deteriorare-plasticitate pentru a prezice răspunsul nelinier în afara axei al laminatelor;
5. Evaluarea propagării undei de șoc în materialele de referință și hibridizate la nivel de lamină, atât în direcția fibrei, cât și perpendicular pe direcția fibrei.
6. Delaminarea și desprinderea la viteze mari de deformație, și evaluarea rezistenței la tracțiune la încărcare dinamică.
7. Evaluarea poziției deteriorării și a pragului de deteriorare pentru diferitele configurații ale compozitelor studiate.

După atingerea obiectivelor și a scopului principal al studiului pot fi trase o serie de concluzii. Pentru a aborda primul obiectiv, s-a efectuat o analiză cuprinzătoare a proprietăților materialelor studiate în Capitolul 2, care a implicat măsurarea densității folosind două abordări - măsurători de masă și dimensiuni și prin principiul lui Arhimede; măsurători ale fracțiunii volumetrică de fibră prin procedura de ardere; estimarea conținutului de goluri din matrice prin microscopie 2D și măsurători ale fracțiunii areale; analiza structurii interne și identificarea defectelor interne. Măsurătorile densității efectuate prin principiul lui Arhimede au fost considerate mai fiabile. Această alegere a fost determinată de înțelegerea că neregularitățile ușoare în planul marginilor introduceau erori de măsurare în cazul metodelor dimensionale, afectând exactitatea estimării generale a densității. Compozitele studiate au densități similare, cu diferențe de până la 1,42%. Metoda de ardere pentru estimarea conținutului volumetric de fibră s-a dovedit a fi potrivită și sigură pentru compozitele testate cu fibră de carbon, fără a se observa reziduuri de rășină pe fibre după un ciclu complet de ardere. Frația volumetrică a fibrelor a fost estimată între 49% și 54%, cu laminatul HSC având cel mai mic conținut de fibră. Având în vedere fișa tehnică a prepreg-urilor, acest rezultat era așteptat. Observațiile microscopice a secțiunilor transversale ale laminatelor au evidențiat faptul că laminatele UTS, având prepreg-uri mai subțiri, prezintă o distribuție mai bună a fibrelor, ondulație redusă a straturilor, cu o interfață a laminei care nu este bogată în rășină și ușor identificabilă. Cu toate acestea, au prezentat un procent mai mare de goluri între lamine. Laminatul cu plăci mai groase

de HSC a prezentat o intercalare a laminelor, regiuni bogate în rășină și ondulații la nivelul laminelor, împreună cu goluri în interiorul laminelor. Analiza structurii interne a laminatelor hibride a indicat îmbunătățiri în ceea ce privește amestecarea laminelor, regiunile bogate în rășină și ondulații ale laminelor în comparație cu laminatul HSC. În toate laminatele studiate, conținutul estimat al golurilor în matrice este sub 1%, sugerând că proprietățile mecanice ale acestor compozite nu ar trebui să fie afectate de conținutul de goluri.

Avansând către analiza răspunsului mecanic al compozitelor de interes și abordarea obiectivelor 2 și 3, au fost efectuate teste de tracțiune cu caracter cvasi-static pe direcția longitudinală a fibrelor, dar și perpendicular pe direcția fibrei și la trei unghiuri în afara axei: 15°, 30° și 45°. Pentru evaluarea deteriorării și evaluarea parametrilor necesari pentru definirea unui model cuplat de deteriorare-plasticitate în scopul prezicerii comportamentului nelinier al laminatelor unidirecționale încărcate în afara axei, au fost efectuate teste ciclice de încărcare-descărcare cu caracter cvasi-static pentru aceleași trei unghiuri în afara axei. Rezultatele, prezentate în Capitolul 3, arată că răspunsul tensiune-deformare în cazul încărcării tracțiunii cvasi-stactice, atât în direcție longitudinală, cât și în direcție transversal este nesemnificativ influențat de grosimea epruvetei. Pentru aceeași grosime echivalentă și geometrie a eșantionului, compozitele hibride au prezentat o tensiune de rupere la 0° îmbunătățită în comparație cu rezistența estimată pe baza funcției de scalare a lui Kawai.

Pentru tensiunea de rupere transversală, s-a obținut o dispersie mare a datelor deoarece majoritatea eșantioanelor au cedat în apropierea prinderilor, rezultatele prezentând erori mari. Testele în afara axei au arătat un comportament nelinier, cu gradul de neliniaritate scăzând odată cu creșterea unghiurilor în afara axei. Au fost identificate diferențe minore în regiunea de răspuns liniar, dar în cazul laminatul HSC, deși a avut o deformare specifică la rupere mai mică decât laminatul UTS, a apărut și fenomenul de ecrusare în regiunea neliniară a deformării.

Laminatul hibrid a prezentat o tensiune de rupere mai mare și deformări la rupere intermediare în comparație cu laminatul simplu, evidențiind, de asemenea, o ecrusare în deformare în comparație cu laminatul de referință. Grosimea laminatului nu a afectat semnificativ răspunsurile tensiune-deformație în regiunea liniară, dar au apărut ușoare diferențe în regiunea neliniară pentru laminatele din același material, dar cu grosimi diferite. Datele experimentale s-au aliniat cu predicțiile utilizând ecuații teoretice, indicând module de elasticitate în afara axei și degradare a rezistenței odată cu creșterea unghiurilor în afara axei.

În general, abordarea de hibridizare a demonstrat avantaje semnificative, cum ar fi comportamentul îmbunătățit la ecrusare în deformare și creșterea tensiunii de rupere în comparație cu laminatul de referință. În plus, comportamentul laminatelor hibride asemena celui al unui sistem izotrop transversal.

Testele ciclice de încărcare-descărcare au relevat că neliniaritatea răspunsului în afara axei rezultă dintr-o combinație de deteriorare internă și deformare reziduală. Evoluția variabilei de deteriorare și a deformării reziduale acumulate au fost cuantificate prin studierea răspunsurilor incrementale de tensiune-deformație specifică la încărcarea/descărcarea ciclică. În ansamblu, laminatul UTS a prezentat cele mai mari deformări reziduale, sugerând plasticitatea inerentă a matricei prepreg-ului UTS în comparație cu laminatul HSC. Laminatul hibrid, pe de altă parte, a prezentat deformări reziduale mai mici în toate scenariile. Trei metode - Ladeveze, Fitoussi și Regresie - au fost folosite pentru a estima variabila de deteriorare. Regresia s-a dovedit nesigură din cauza schimbărilor neregulate ale variabilei de deteriorare odată cu creșterea nivelurilor de tensiune, generând valori negative și marje de eroare mari.

Pentru a îndeplini obiectivul 4 și pentru a defini un model constitutiv nelinier pentru prezicerea comportamentului în afara axei al compozitelor hibride la nivel de lamină unidirecționale, parametrii au fost deduși din date experimentale privind deformația reziduală și variabilele de deteriorare. Au fost luate în considerare doar variabilele de deteriorare obținute prin metodele Ladeveze și Fitoussi pentru a prezice comportamentul în afara axei. Aceste predicții au coincis în general cu rezultatele experimentale în regiunea de răspuns liniar, iar rezultate satisfăcătoare au fost obținute în regiunea de răspuns neliniară. În plus, parametrii de

deteriorare și plasticitate din laminatul mai subțire al aceluiași prepreg au fost utilizați pentru a prezice răspunsurile în laminatul de referință mai gros, obținând rezultate îmbunătățite pentru UTS17 și rezultate satisfăcătoare pentru HSC4. Predicțiile pentru răspunsurile în afara axei ale laminatelor hibride, utilizând parametrii de deteriorare din laminatul hibrid și parametrii de plasticitate din laminatul HSC, au arătat îmbunătățiri semnificative în regiunea de răspuns neliniară. Acest lucru subliniază importanța parametrilor de plasticitate și sugerează că plasticitatea matricei în plăcile HSC guvernează în primul rând plastifierea observată în regiunea de răspuns neliniară al laminatelor hibride testate.

Trecând la încărcări mai complexe, răspunsul mecanic sub încărcare cu viteză foarte mare a deformării a fost analizat utilizând teste de undă de șoc induse cu laser (Capitolul 4), pentru a aborda obiectivele 5, 6 și 7. Propagarea undelor de șoc în laminatul de referință și în cel hibrid, atât în direcția longitudinală, cât și în direcția transversală, a fost evaluată prin analiza vitezei feței posterioare a probei.

Au fost efectuate teste de impact cu laser efectuate în direcția fibrei (în plan) la trei niveluri de energie. Analiza semnalului de viteză a feței posterioare, înregistrat prin interferometria laser-Doppler, a arătat o scădere a vitezei maxime a primului vârf odată cu scăderea nivelului de energie. S-a observat desprinderea stratului de aur de pe fața posterioară, utilizat pentru reflectivitate crescută, în două eșantioane H1 și a afectat ușor extragerea semnalului de viteză a feței din spate.

Perioada de propagare a fost determinată prin analiza FFT, furnizând viteze ale sunetului cuprinse între 10 km/s și 11 km/s, în funcție de tipul de laminat, cu laminatul UTS prezentând cea mai mare viteză a sunetului în direcția fibrei. O comparație între viteza teoretică longitudinală a sunetului și datele experimentale a indicat că utilizarea proprietăților fibrelor de carbon pentru estimarea vitezei longitudinale a sunetului a furnizat rezultate mai precise decât utilizarea proprietăților quasi-stactice ale laminatului.

În timp ce semnalele obținute pentru viteza feței posterioare au indicat desprinderea particulelor de aur doar pentru laminate H1, majoritatea eșantioanelor supuse la 75% și 100% din nivelurile maxime de energie au prezentat deteriorare vizibilă, inclusiv crăparea matricei (în urma solicitării la încovoiere) și rupura fibrelor, în loc de desprindere. Examinarea microscopică a relevat fibre rupte, în principal mai aproape de fața din spate, și grupe de fibre rupte. Absența unui plan clar de fractură pentru toate fibrele a contribuit probabil la absența unui semnal distinct de desprindere.

Pentru teste de impact cu laser în afara planului (propagare șoc normală la planul de laminare), au fost efectuate două campanii experimentale, una în 2021 și cealaltă în 2022. S-a observat că primul vârf în semnalul de viteză a feței din spate avea o amplitudine mai mică odată cu scăderea nivelului de energie și densității de putere a laserului. Impulsurile laser cu energie mare au produs desprinderi în material.

Grosimea eșantionului a influențat semnalul măsurat pentru viteza feței posterioare, iar grosimea crescută a cauzat întârzierea sosirii undei de șoc și reducerea vitezei maxime a primului vârf datorită atenuării undei de șoc. A fost comparată influența impactului asupra feței UTS sau HSC a materialului H1. Pentru teste efectuate în 2021, impactul pe fața UTS a prezentat viteze maxime ale primului vârf mai mari, dar această diferență nu a fost semnificativă pentru teste efectuate în 2022.

Viteza sunetului în direcția în afara planului a fost evaluată prin măsurarea diferenței de timp dintre prima și a doua ieșire a undei de șoc pentru impulsuri fără deteriorare a compozitului, furnizând valori medii între 2,75 km/s și 2,91 km/s, fără diferențe semnificative între laminatul de referință și cel hibrid. Rezistența la tracțiune dinamică, determinată folosind abordarea Novikov din impulsuri cu semnale clare de desprindere, a variat între 289 MPa și 317 MPa, cu rezultate apropiate între laminatul de referință și cel hibrid.

Analiza microscopică a secțiunilor transversale în apropierea centrului punctului focal al impactului cu laser a fost efectuată pe eșantioane care au prezentat semnale de desprindere. Contrar delaminării așteptate între plăci, toate laminatele, cu excepția celor de tip H1 impactate

pe fața HSC, au prezentat crăpături în matrice între plăci, asemănătoare cu desprinderea. Laminatale UTS au prezentat desprinderi în penultima placă, în timp ce eşantioanele HSC și laminatale hibride au avut deteriorări în ultima placă HSC, în mod obișnuit în jur de 250 μm de la fața posterioară. În cazul laminatului de tip H1 impactat pe fața HSC, delaminarea a avut loc între ultima placă HSC și plăcile UTS, apărând mai regulată, vizibilă și extinsă în comparație cu desprinderea observată atunci când a fost lovit pe fața UTS. S-au determinat pragurile de deteriorare pentru fiecare material, cu laminatale UTS având cel mai înalt prag de deteriorare, care a fost, de asemenea, influențat de grosimea eşantionului.

Evaluările au evidențiat că încărcările cu energie mare și durată scurtă pot duce la deteriorări semnificative în cadrul eşantionului de material compozit. Această deteriorare se prezintă adesea sub formă de probleme legate de impact aproape imperceptibile, greu de observat cu ochiul liber. Mai mult, astfel de deteriorări au potențialul de a compromite integritatea structurală a materialului, evidențiind necesitatea unei înțelegeri mai bune a fenomenului.

În plus, au fost efectuate teste de impact cu bile de oțel pe eşantioanele H2, pentru a evalua capacitatea de absorbție a energiei a laminatului compozit unidirecțional și mecanismul de deteriorare în timpul încărcării cu impact la viteză mare cu un obiect străin. Au fost efectuate patru teste la diferite presiuni în tunul Taylor. În primul test, la presiune maximă, bila de oțel a pătruns în placa de laminat. Cu toate acestea, deteriorarea indusă în laminat a fost limitată de capetele de fixare, considerând testul nesigur pentru evaluările de deteriorare. Pentru teste ulterioare, s-au folosit presiuni mai mici pentru a împiedica deteriorarea să ajungă la capetele de fixare. În aceste cazuri, bila de oțel nu a pătruns în placă. Nu au fost efectuate teste suplimentare pentru celelalte configurații de laminat, deoarece laminatul unidirecțional s-a dovedit a fi nepotrivit pentru acest tip de test, necesitând dimensiuni de eşantion mai mari pentru a evita efectele capetelor de fixare. Cu toate acestea, aceste prime rezultate rămân un set de rezultate experimentale care trebuie comparate cu modelarea numerică.

CONTRIBUȚII

Având în vedere scopul și obiectivele acestei teze, se evidențiază următoarele contribuții originale:

1. Introducerea unei abordări inovatoare a hibridizării la nivel de lamina, prin luarea în considerare a fibrelor de carbon cu calități diferite, pe lângă variabilele de grosime a laminelor, în scopul reducerii costurilor;
2. Implementarea unei proceduri succesive de regresie liniară pentru a determina regiunea de răspuns liniar a răspunsului neliniar în afara axei, în vederea stabilirii modulului lui Young și a rației lui Poisson;
3. Utilizarea și compararea a trei metode distinctive de evaluare a variabilei de deteriorare din teste ciclice de tracțiune cu încărcare-descărcare, și efectele acestora asupra modelelor de predicție;
4. Utilizarea parametrilor de deteriorare și plasticitate din laminatale mai subțiri pentru a prezice comportamentul neliniar al laminatelor mai groase din același tip de prepreg;
5. Testare experimentală folosind unde de șoc induse cu laser în direcția fibrei, luând în considerare o nouă metodă de obținere a unui eşantion de test viabil din laminatale subțiri unidirecționale;
6. Analiza impactului cu laser pe fețele opuse ale laminatelor cu o secvență asimetrică de stratificare;
7. Sintetizarea rezultatelor obținute în campaniile experimentale și analiza efectelor hibridizării la nivel de lamina cu toate straturile de fibră de carbon asupra răspunsului mecanic al compozitelor din fibră de carbon sub încărcare cvasi-statică și dinamică la viteze mari de deformație.

PERSPECTIVE

Această teză deschide perspective interesante, dintre care cele următoare sunt de notabilă importanță.

Deoarece modelul cuplat de deteriorare-plasticitate utilizat în Capitolul 3 s-a dovedit a putea prezice comportamentul neliniar în afara axei al compozitelor cu marje de eroare satisfăcătoare, un alt punct ar fi extinderea modelului analitic de deteriorare-plasticitate și încorporarea acestuia într-un model numeric, pentru predicții mai precise și optimizarea structurii. Prin calibrarea modelului numeric cu datele experimentale din această lucrare, pot fi explorate configurații suplimentare de laminate, pentru a optimiza și adapta răspunsul compozitului hibrid la pentru diferite aplicații.

Semnalele pentru viteza feței posterioare a compozitelor pe direcția fibrei obținute în cadrul campaniilor experimentale cuprinse în teză nu arată existența desprinderilor chiar și la cele mai mari niveluri de energie disponibile în facilitatea de testare. Cu toate acestea, într-un eșantion s-au putut efectua observații microscopice și s-au observat fibre rupte. Ar fi interesantă producerea de eșantioane groase unidirecționale și efectuarea de teste la valori și densități chiar mai mari ale energiei, pentru a evalua dacă se poate obține desprindere în compozite pur unidirecționale.

În plus, problema detectării deteriorării reprezintă un aspect critic. Acest studiu demonstrează că măsurarea vitezei feței posterioare oferă perspective semnificative. Aceasta facilitează o descriere precisă a fenomenelor și distinge eficient între evenimentele cu deteriorare și cele fără deteriorare. Mai mult, pentru prima dată, s-a observat că unde de șoc induse cu laser pot produce desprinderi în interiorul laminei compozitului, și nu numai delaminare la interfața laminată. Cu toate acestea, în ceea ce privește cuantificarea deteriorării interne, analiza distructivă microscopică a secțiunii transversale este direcționată, limitată la o singură direcție și, de asemenea, predispusă la poziționare incorectă din cauza pregătirii laborioase a eșantionului. Deși nu a fost disponibilă în acest studiu, observația prin microtomografie utilizând o rezoluție suficient de mare ar putea reprezenta o adăugare valoroasă pentru înțelegerea propagării desprinderilor în compozite unidirecționale.

Având în vedere că deteriorarea cauzată de unde de șoc induse cu laser este internă și se prezintă sub forma unor deteriorări de impact greu de identificat și vizualizat, în aplicațiile structurale, ar fi interesantă evaluarea proprietăților mecanice ale laminatului după un astfel de impact, cum ar fi, de exemplu, rezistența la comprimare după impact.

Deși nu a fost abordată în această lucrare, modelarea numerică a impactului cu laser, atât în direcția fibrei, cât și în direcții în afara planului, calibrată folosind datele experimentale din această lucrare, ar furniza informații valoroase și o înțelegere suplimentară asupra propagării undelor de șoc în interiorul laminatelor, efectelor orientării fibrelor și efectelor suplimentare de hibridizare asupra propagării undelor de șoc. Când s-au testat eșantioanele H1 cu secvențe opuse de poziționare a laminelor, au fost observate amplitudini diferite ale vitezei feței posterioare între configurații într-o campanie experimentală. Cu toate acestea, în cea de-a doua campanie experimentală, diferențele nu au fost prezente. Pentru moment, acest fenomen încă trebuie să fie explicat, iar simulările numerice ar putea oferi informații valoroase pentru înțelegerea cauzelor ce produc aceste efecte.

PUBLICAȚII

Parte din această teză a fost publicată în reviste științifice și prezentată la conferințe științifice. Autorul a condus următoarele publicații:

Publicații în jurnale:

- **M. Casapu**, I. Fuiorea, and M. Arrigoni, *Experimental Characterization of Internal Structure and Physical Properties of Unidirectional Ply-Level Hybrid Carbon Composite Material*, *Advanced Engineering Materials*, 2023, DOI: 10.1002/ADEM.202201447.

- **M. Casapu**, M. Arrigoni, and I. Fuiorea, *Off-axis response and shear characterization of unidirectional ply-level hybrid carbon-fiber-reinforced polymer materials*, INCAS BULLETIN, vol. 15, no. 3, pp. 31–46, 2023, DOI: 10.13111/2066-8201.2023.15.3.3.
- **M. Casapu**, I. Fuiorea, and M. Arrigoni, *Damage assessment through cyclic load-unload tensile tests for ply-level hybrid carbon fiber composites*, Express Polymer Letters, vol. 18, no. 1, pp. 41-60, 2024, DOI: 10.3144/expresspolymlett.2024.4.
- **M. Casapu**, A. C. Casapu, M. Arrigoni, and I. Fuiorea, *Laser-induced Shockwaves for Damage Assessment and Characterization at High Strain Rates in the Fiber Direction of Unidirectional Composites*, Materials Letters - (Revision pending).

Participări la conferințe:

- **M. Casapu**, I. Fuiorea, and M. Arrigoni, *Experimental Characterization of Internal Structure and Physical Properties of Unidirectional Ply-Level Hybrid Carbon Composite Material*, 15th International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting – ACEX2022, Florence, Italy, 2022.
- **M. Casapu**, A. C. Casapu, M. Arrigoni, and I. Fuiorea, *Laser-induced Shockwaves for Damage Assessment and Characterization at High Strain Rates in the Fiber Direction of Unidirectional Composites*, 27th DYMAT Technical Meeting, Colmar, France, 2023.

BIBLIOGRAFIE SELECTIVĂ

- [1] International Civil Aviation Organization, 2021 global air passenger totals show improvement from 2020, but still only half pre-pandemic levels. <https://www.icao.int/Newsroom/Pages/2021-global-air-passenger-totals-show-improvement.aspx> (accessed Jul. 26, 2022).
- [2] C. Soutis, Carbon fiber reinforced plastics in aircraft construction, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 412, no. 1–2, pp. 171–176, 2005, doi: 10.1016/J.MSEA.2005.08.064.
- [3] D. Gay, *Composite materials : design and applications*, Third Edit. Boca Raton: CRC Press, 2015.
- [4] T. Jollivet, C. Peyrac, and F. Lefebvre, Damage of composite materials, *Procedia Engineering*, vol. 66, pp. 746–758, 2013, doi: 10.1016/j.proeng.2013.12.128.
- [5] I. M. Daniel and O. Ishai, *Engineering mechanics of composite materials*. Oxford University Press, 1994.
- [6] A. Rajpurohit, S. Joannès, V. Singery, P. Sanial, and L. Laiarinandrasana, Hybrid Effect in In-Plane Loading of Carbon/Glass Fibre Based Inter- and Intraply Hybrid Composites, *Journal of Composites Science 2020, Vol. 4, Page 6*, vol. 4, no. 1, p. 6, 2020, doi: 10.3390/JCS4010006.
- [7] E. Randjbaran, R. Zahari, A. A. N. Jalil, and D. L. A. A. Majid, Hybrid Composite Laminates Reinforced with Kevlar/Carbon/Glass Woven Fabrics for Ballistic Impact Testing, 2014, doi: 10.1155/2014/413753.
- [8] A. R. Bunsell and B. Harris, Hybrid carbon and glass fibre composites, *Composites*, vol. 5, no. 4, pp. 157–164, 1974, doi: 10.1016/0010-4361(74)90107-4.
- [9] G. Czél and M. R. Wisnom, Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 52, pp. 23–30, 2013, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2013.04.006.
- [10] G. Czél, M. Jalalvand, and M. R. Wisnom, Demonstration of pseudo-ductility in unidirectional hybrid composites made of discontinuous carbon/epoxy and continuous glass/epoxy plies, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 72, pp. 75–84, 2015, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2015.01.019.
- [11] A. Arteiro, C. Furtado, G. Catalanotti, P. Linde, and P. P. Camanho, Thin-ply polymer composite materials: A review, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 132, p. 105777, 2020, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2020.105777.
- [12] S. Sihn, R. Y. Kim, K. Kawabe, and S. W. Tsai, Experimental studies of thin-ply laminated composites, *Composites Science and Technology*, vol. 67, no. 6, pp. 996–1008, 2007, doi: 10.1016/J.COMPSCITECH.2006.06.008.

- [13] L. C. Alil, M. Arrigoni, M. Istrate, A. Kravcov, J. Le Pavic, and G. Tahan, Laser Induced Shockwave as Delaminator of Composite Material for Ballistic Protection at High Strain Rate, *NATO Science for Peace and Security Series C: Environmental Security*, pp. 15–33, 2020, doi: 10.1007/978-94-024-1755-5_2.
- [14] S. Ekşi and K. Genel, Comparison of Mechanical Properties of Unidirectional and Woven Carbon, Glass and Aramid Fiber Reinforced Epoxy Composites, *Acta Physica Polonica Series A*, vol. 132, no. 3–II, pp. 879–882, 2017, doi: 10.12693/APhysPolA.132.879.
- [15] G. Marsh, Prepregs — raw material for high-performance composites, *Reinforced Plastics*, vol. 46, no. 10, pp. 24–28, 2002, doi: 10.1016/S0034-3617(02)80172-2.
- [16] Y. Chen, J. Zhang, Z. Li, H. Zhang, J. Chen, W. Yang, T. Yu, W. Liu, and Y. Li, Manufacturing Technology of Lightweight Fiber-Reinforced Composite Structures in Aerospace: Current Situation and toward Intellectualization, *Aerospace 2023, Vol. 10, Page 206*, vol. 10, no. 3, p. 206, 2023, doi: 10.3390/AEROSPACE10030206.
- [17] C. Soutis, Fibre reinforced composites in aircraft construction, *Progress in Aerospace Sciences*, vol. 41, no. 2, pp. 143–151, 2005, doi: 10.1016/J.PAEROSCI.2005.02.004.
- [18] M. V. Ramana and S. Ramprasad, Experimental Investigation on Jute/Carbon Fibre reinforced Epoxy based Hybrid Composites, *Materials Today: Proceedings*, vol. 4, no. 8, pp. 8654–8664, 2017, doi: 10.1016/J.MATPR.2017.07.214.
- [19] L. Ferrante, J. Tirillò, F. Sarasini, F. Touchard, R. Ecault, M. A. Vidal Urriza, L. Chocinski-Arnault, and D. Mellier, Behaviour of woven hybrid basalt-carbon/epoxy composites subjected to laser shock wave testing: Preliminary results, *Composites Part B: Engineering*, vol. 78, pp. 162–173, 2015, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.03.084.
- [20] J. H. Song, Pairing effect and tensile properties of laminated high-performance hybrid composites prepared using carbon/glass and carbon/aramid fibers, *Composites Part B: Engineering*, vol. 79, pp. 61–66, 2015, doi: 10.1016/J.COMPOSITESB.2015.04.015.
- [21] D. W. Lee, B. J. Park, S. Y. Park, C. H. Choi, and J. Il Song, Fabrication of high-stiffness fiber-metal laminates and study of their behavior under low-velocity impact loadings, *Composite Structures*, vol. 189, pp. 61–69, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.01.044.
- [22] K. Dadej, J. Bienias, and B. Surowska, On the effect of glass and carbon fiber hybridization in fiber metal laminates: Analytical, numerical and experimental investigation, *Composite Structures*, vol. 220, pp. 250–260, 2019, doi: 10.1016/J.COMPSTRUCT.2019.03.051.
- [23] P. T. Curtis and M. Browne, Cost-effective high performance composites, *Composites*, vol. 25, no. 4, pp. 273–280, 1994, doi: 10.1016/0010-4361(94)90219-4.
- [24] K. Naito, J. M. Yang, and Y. Kagawa, Tensile properties of high strength polyacrylonitrile (PAN)-based and high modulus pitch-based hybrid carbon fibers-reinforced epoxy matrix composite, *Journal of Materials Science*, vol. 47, no. 6, pp. 2743–2751, 2012, doi: 10.1007/S10853-011-6101-8.
- [25] G. Czél, M. Jalalvand, M. R. Wisnom, and T. Czigány, Design and characterisation of high performance, pseudo-ductile all-carbon/epoxy unidirectional hybrid composites, *Composites Part B: Engineering*, vol. 111, pp. 348–356, 2017, doi: 10.1016/J.COMPOSITESB.2016.11.049.
- [26] C. Furtado, A. Arteiro, G. Catalanotti, J. Xavier, and P. P. Camanho, Selective ply-level hybridisation for improved notched response of composite laminates, *Composite Structures*, vol. 145, pp. 1–14, 2016, doi: 10.1016/J.COMPSTRUCT.2016.02.050.
- [27] S. Abrate, *Impact engineering of composite structures*. Springer, 2011.
- [28] M. R. Wisnom, The role of delamination in failure of fibre-reinforced composites,

- Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 370, no. 1965, pp. 1850–1870, 2012, doi: 10.1098/rsta.2011.0441.
- [29] T. W. Shyr and Y. H. Pan, Impact resistance and damage characteristics of composite laminates, *Composite Structures*, vol. 62, no. 2, pp. 193–203, 2003, doi: 10.1016/S0263-8223(03)00114-4.
- [30] N. K. Naik and P. Shirao, Composite structures under ballistic impact, *Composite Structures*, vol. 66, no. 1–4, pp. 579–590, 2004, doi: 10.1016/j.compstruct.2004.05.006.
- [31] V. V. Silberschmidt, *Dynamic deformation, damage and fracture in composite materials and structures*, 1st ed. Elsevier Ltd, 2016.
- [32] ASTM International, ASTM D3039/D3039M - Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, 2000
- [33] British Standards Institution, BS EN ISO 527-5:2009: Plastics. Determination of tensile properties. Test conditions for unidirectional fibre-reinforced plastic composites, 2009
- [34] M. R. Wisnom, B. Khan, and S. R. Hallett, Size effects in unnotched tensile strength of unidirectional and quasi-isotropic carbon/epoxy composites, *Composite Structures*, vol. 84, no. 1, pp. 21–28, 2008, doi: 10.1016/J.COMPSTRUCT.2007.06.002.
- [35] M. Kawai, K. Watanabe, H. Hoshi, E. Hara, and Y. Iwahori, Effect of specimen size on longitudinal strength of unidirectional carbon/epoxy composite laminates (part 1, unnotched strength), *Advanced Composite Materials*, vol. 28, pp. 53–71, 2019, doi: 10.1080/09243046.2018.1458269.
- [36] R. M. Jones, *Mechanics Of Composite Materials*, 2nd ed. New York: Taylor & Francis, 1999. doi: 10.1201/9781498711067.
- [37] M. J. Pindera and C. T. Herakovich, Shear characterization of unidirectional composites with the off-axis tension test, *Experimental Mechanics*, vol. 26, no. 1, pp. 103–112, 1986, doi: 10.1007/BF02319962.
- [38] M. J. Pindera, G. Choksi, J. S. Hidde, and C. T. Herakovich, A Methodology for Accurate Shear Characterization of Unidirectional Composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 21, no. 12, pp. 1164–1184, 1987, doi: 10.1177/002199838702101205.
- [39] C. C. Chamis and J. H. Sinclair, Ten-deg Off-axis Test for Shear Properties in Fiber Composites, *Experimental Mechanics*, vol. 17, pp. 339–346, 1977.
- [40] G. Vargas and F. Mujika, Determination of In-plane Shear Strength of Unidirectional Composite Materials Using the Off-axis Three-point Flexure and Off-axis Tensile Tests, *Journal of Composite Materials*, vol. 44, no. 21, pp. 2487–2507, 2010, doi: 10.1177/0021998310369601.
- [41] M. M. Shokrieh and M. J. Omid, Investigation of strain rate effects on in-plane shear properties of glass/epoxy composites, *Composite Structures*, vol. 91, no. 1, pp. 95–102, 2009, doi: 10.1016/J.COMPSTRUCT.2009.04.035.
- [42] H. Koerber, J. Xavier, and P. P. Camanho, High strain rate characterisation of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation, *Mechanics of Materials*, vol. 42, no. 11, pp. 1004–1019, 2010, doi: 10.1016/j.mechmat.2010.09.003.
- [43] Y. Liang, H. Wang, and X. Gu, In-plane shear response of unidirectional fiber reinforced and fabric reinforced carbon/epoxy composites, *Polymer Testing*, vol. 32, no. 3, pp. 594–601, 2013, doi: 10.1016/j.polymertesting.2013.01.015.
- [44] A. K. Ditcher, F. E. Rhodes, and J. P. H. Webber, Non-Linear Stress-Strain Behaviour Of

- Carbon Fibre Reinforced Plastic Laminates, *Journal of Strain Analysis*, vol. 16, no. 1, pp. 43–51, 1981, doi: 10.1243/03093247V161043.
- [45] C. T. Sun and J. L. Chen, A Simple Flow Rule for Characterizing Nonlinear Behavior of Fiber Composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 23, no. 10, pp. 1009–1020, 1989, doi: 10.1177/002199838902301004.
- [46] J. Cho, J. Fenner, B. Werner, and I. M. Daniel, A Constitutive Model for Fiber-reinforced Polymer Composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 44, no. 26, pp. 3133–3150, 2010, doi: 10.1177/0021998310371547.
- [47] R. C. Batra, G. Gopinath, and J. Q. Zheng, Material parameters for pressure-dependent yielding of unidirectional fiber-reinforced polymeric composites, *Composites Part B: Engineering*, vol. 43, no. 6, pp. 2594–2604, 2012, doi: 10.1016/J.COMPOSITESB.2011.12.005.
- [48] M. Vogler, H. Koerber, P. Kuhn, R. Rolfes, and P. Camanho, Constitutive modeling and experimental characterization of the non-linear stress-strain behavior of unidirectional carbon-epoxy under high strain rates, in *20th International Conference on Composite Materials*, Copenhagen, Denmark, 2015.
- [49] P. H. Petit and M. E. Waddoups, A Method of Predicting the Nonlinear Behavior of Laminated Composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 3, no. 1, pp. 2–19, 2016, doi: 10.1177/002199836900300101.
- [50] A. Matzenmiller, J. Lubliner, and R. L. Taylor, A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites, *Mechanics of Materials*, vol. 20, no. 2, pp. 125–152, 1995, doi: 10.1016/0167-6636(94)00053-0.
- [51] Y. Chen, Y. Zhao, S. Ai, C. He, Y. Tao, Y. Yang, and D. Fang, A constitutive model for elastoplastic-damage coupling effect of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 130, 2020, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2019.105736.
- [52] D. Vasiukov, S. Panier, and A. Hachemi, Non-linear material modeling of fiber-reinforced polymers based on coupled viscoelasticity–viscoplasticity with anisotropic continuous damage mechanics, *Composite Structures*, vol. 132, pp. 527–535, 2015, doi: 10.1016/J.COMPSTRUCT.2015.05.027.
- [53] Y. Wang, D. Chen, N. Li, H. Yuan, Z. Zhu, Y. Li, and Z. Huang, A micromechanics based elasto-plastic damage model for unidirectional composites under off-axis tensile loads, *Scientific Reports*, vol. 10, no. 1, 2020, doi: 10.1038/s41598-020-57771-8.
- [54] C. Schuecker and H. E. Pettermann, Combining Elastic Brittle Damage with Plasticity to Model the Non-linear behavior of Fiber Reinforced Laminates, *Computational Methods in Applied Sciences*, vol. 10, pp. 99–117, 2008, doi: 10.1007/978-1-4020-8584-0_5.
- [55] T. Wehrkamp-Richter, R. Hinterhölzl, and S. T. Pinho, Damage and failure of triaxial braided composites under multi-axial stress states, *Composites Science and Technology*, vol. 150, pp. 32–44, 2017, doi: 10.1016/J.COMPSCITECH.2017.07.002.
- [56] P. Ladeveze and E. LeDantec, Damage modelling of the elementary ply for laminated composites, *Composites Science and Technology*, vol. 43, no. 3, pp. 257–267, 1992, doi: 10.1016/0266-3538(92)90097-M.
- [57] J. Fitoussi, F. Meraghni, Z. Jendli, G. Hug, and D. Baptiste, Experimental methodology for high strain-rates tensile behaviour analysis of polymer matrix composites, *Composites Science and Technology*, vol. 65, no. 14, pp. 2174–2188, 2005, doi: 10.1016/J.COMPSCITECH.2005.05.001.

- [58] G. Hug, Behaviour analysis of carbon-epoxy laminates under high-speed loading: manufacture of the same materials by means of microwave curing for comparison, Arts et Métiers ParisTech, Paris, 2005.
- [59] M. Castres, Modélisation dynamique avancée des composites à matrice organique (CMO) pour l'étude de la vulnérabilité des structures aéronautiques, Ecole Centrale de Lille, 2018.
- [60] Z. Zhai, B. Jiang, and D. Drummer, Characterization of nonlinear response in quasi-unidirectional E-glass fabric reinforced polypropylene composites under off-axis tensile loading, *Polymer Testing*, vol. 63, pp. 521–529, 2017, doi: 10.1016/J.POLYMERTESTING.2017.09.019.
- [61] J. Xie, G. Fang, Z. Chen, and J. Liang, Modeling of Nonlinear Mechanical Behavior for 3D Needled C/C-SiC Composites Under Tensile Load, *Applied Composite Materials*, vol. 23, no. 4, pp. 783–797, 2016, doi: 10.1007/S10443-016-9485-4.
- [62] S. N. A. Safri, M. T. H. Sultan, N. Yidris, and F. Mustapha, Low Velocity and High Velocity Impact Test on Composite Materials-A review 1, *The International Journal Of Engineering And Science (IJES)*, vol. 3, no. 9, pp. 50–60, 2014.
- [63] W. J. Cantwell and J. Morton, The influence of varying projectile mass on the impact response of CFRP, *Composite Structures*, vol. 13, no. 2, pp. 101–114, 1989, doi: 10.1016/0263-8223(89)90048-2.
- [64] M. Chandrasekar, M. R. Ishak, M. Jawaid, S. M. Sapuan, and Z. Leman, Low velocity impact properties of natural fiber-reinforced composite materials for aeronautical applications, in *Sustainable Composites for Aerospace Applications*, Elsevier, 2018, pp. 293–313. doi: 10.1016/B978-0-08-102131-6.00014-1.
- [65] H. M. Hsiao and I. M. Daniel, Strain rate behavior of composite materials, *Composites Part B: Engineering*, vol. 29, no. 5, pp. 521–533, 1998, doi: 10.1016/S1359-8368(98)00008-0.
- [66] W. J. Cantwell and J. Morton, The impact resistance of composite materials — a review, *Composites*, vol. 22, no. 5, pp. 347–362, 1991, doi: 10.1016/0010-4361(91)90549-V.
- [67] R. Ecault, M. Boustie, F. Touchard, F. Pons, L. Berthe, L. Chocinski-Arnault, B. Ehrhart, and C. Bockenheimer, A study of composite material damage induced by laser shock waves, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 53, pp. 54–64, 2013, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2013.05.015.
- [68] M. Perton, A. Blouin, and J.-P. Monchalain, Adhesive bond testing of carbon-epoxy composites by laser shockwave, *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 44, no. 3, p. 34012, 2011, doi: 10.1088/0022-3727/44/3/034012.
- [69] R. Ecault, Etude expérimentale et numérique du comportement dynamique de composites aéronautiques sous choc laser . Optimisation du test d'adhérence par ondes de choc sur les assemblages composites collées, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2013.
- [70] E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, and M. Trombini, Study of the response of CFRP composite laminates to a laser-induced shock, *Composites Part B: Engineering*, vol. 64, pp. 108–115, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.04.004.
- [71] M. Ghrib, L. Berthe, N. Mechbal, M. Rébillat, M. Guskov, R. Ecault, and N. Bedreddine, Generation of controlled delaminations in composites using symmetrical laser shock configuration, *Composite Structures*, vol. 171, pp. 286–297, 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.03.039.
- [72] J. Harding and L. M. Welsh, A tensile testing technique for fibre-reinforced composites at impact rates of strain, *Journal of Materials Science*, vol. 18, no. 6, pp. 1810–1826, 1983,

- doi: 10.1007/BF00542078.
- [73] J. Kwon, J. Choi, H. Huh, and J. Lee, Evaluation of the effect of the strain rate on the tensile properties of carbon–epoxy composite laminates, *Journal of Composite Materials*, vol. 51, no. 22, pp. 3197–3210, 2017, doi: 10.1177/0021998316683439.
 - [74] A. Gilat, R. K. Goldberg, and G. D. Roberts, Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite, *Composites Science and Technology*, vol. 62, no. 10–11, pp. 1469–1476, 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(02)00100-8.
 - [75] R. M. White, Generation of elastic waves by transient surface heating, *Journal of Applied Physics*, vol. 34, no. 12, pp. 3559–3567, 1963, doi: 10.1063/1.1729258.
 - [76] J. P. Romain and D. Zagouri, Laser-shock studies using an electromagnetic gauge for particle measurements, in *Shock Compression of Condensed Matter–1991*, Elsevier, 1992, pp. 801–804. doi: 10.1016/b978-0-444-89732-9.50183-7.
 - [77] L. Tollier, E. Bartnicki, and R. Fabbro, Experimental and numerical study of laser-driven spallation with visar diagnostic, in *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 1996, pp. 1265–1268. doi: 10.1063/1.50867.
 - [78] F. Cottet and M. Boustie, Spallation studies in aluminum targets using shock waves induced by laser irradiation at various pulse durations, *Journal of Applied Physics*, vol. 66, no. 9, pp. 4067–4073, 1989, doi: 10.1063/1.343991.
 - [79] M. Boustie, F. Cottet, and J. P. Romain, Spalling due to a strong shock wave decay process in solid targets irradiated by a pulsed laser, in *Shock Compression of Condensed Matter–1991*, Elsevier, 1992, pp. 805–808. doi: 10.1016/b978-0-444-89732-9.50184-9.
 - [80] J. Yuan and V. Gupta, Measurement of interface strength by the modified laser spallation technique. I. Experiment and simulation of the spallation process, *Journal of Applied Physics*, vol. 74, no. 4, pp. 2388–2396, 1993, doi: 10.1063/1.354698.
 - [81] J. C. J. Duke, E. G. I. Henneke, and W. W. Stinchcomb, Ultrasonic stress wave characterization of composite materials - NASA-CR-3976, Cleveland, Ohio, 1986.
 - [82] I. A. . Novikov S.A., Divnov I.I., The Study of Fracture of Steel, Aluminum, and Copper under Explosive Loading, *Physics of Metals and Metallography*, vol. 21(4), pp. 608–6015, 1966.
 - [83] L. M. Barker and R. E. Hollenbach, Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface, *Journal of Applied Physics*, vol. 43, no. 11, pp. 4669–4675, 1972, doi: 10.1063/1.1660986.
 - [84] P. D. Sargis, N. E. Molau, D. Sweider, M. E. Lowry, and O. T. Strand, Photonic Doppler Velocimetry, 1999.
 - [85] E. Gay, Comportement de composites sous choc induit par laser : développement de l’essai d’adhérence par choc des assemblages de composites collés, ’École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers Paris, 2011.
 - [86] M. Scius-Bertrand, Endommagements maîtrisés par chocs laser symétriques et désassemblages des collages, HESAM Université, 2021.
 - [87] R. Amacher, J. Cugnoni, J. Botsis, L. Sorensen, W. Smith, and C. Dransfeld, Thin ply composites: experimental characterization and modeling of size-effects, *Composites Science and Technology*, vol. 101, pp. 121–132, 2014, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.06.027.
 - [88] V. M. Cuartas, M. Perrin, M.-L. Pastor, H. Weleman, A. Cantarel, M. Karama, and V. Munoz, Determination of the elastic properties in CFRP composites: comparison of different approaches based on tensile tests and ultrasonic characterization, *Advances in*

- Aircraft and Spacecraft Science*, vol. 2, no. 3, pp. 249–260, 2014, doi: 10.12989/aas.2015.2.3.249i.
- [89] J. Bora and S. Kirtania, Comparative study of elastic properties and mode I fracture energy of carbon nanotube/epoxy and carbon fibre/epoxy laminated composites, *Micro and Nano Systems Letters*, vol. 8, no. 1, pp. 1–10, 2020, doi: 10.1186/S40486-020-00120-1.
- [90] C. Venkateshwar Reddy, C. Joseph S Raju, P. Ramesh Babu, and R. Ramnarayan, Mechanical Characterization of Carbon/Epoxy Unidirectional and Bidirectional Composites for Structural Application, *Journal of Engineering Research and Application*, vol. 8, no. 7–III, pp. 21–24, 2018, doi: 10.9790/9622-080703212421|P.
- [91] G. A. Bibo, P. J. Hogg, and M. Kempb, Mechanical Characterisation Of Glass-and Carbon-Fibre-Reinforced Composites Made With Non-Crimp Fabrics, *Composite Science and Technology*, vol. 57, no. 9–10, pp. 1221–1241, 1997, doi: 10.1016/S0266-3538(97)00053-5.
- [92] N. Tual, Durability of carbon / epoxy composites for tidal turbine blade applications, Université de Bretagne Occidentale, 2015.
- [93] G. Tahan, M. Arrigoni, P. Bidaud, L. Videau, and D. Thévenet, Evolution of failure pattern by laser induced shockwave within an adhesive bond, *Optics & Laser Technology*, vol. 129, p. 106224, 2020, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2020.106224.
- [94] M. Ayad, S. Ünaldi, M. Scius-Bertrand, C. Le Bras, B. Fayolle, and L. Berthe, Dynamical modeling of bi-layer Aluminium adhesive tape for laser shock applications, *Optics & Laser Technology*, vol. 163, p. 109366, 2023, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2023.109366.
- [95] L. Berthe, R. Fabbro, P. Peyre, L. Tollier, and E. Bartnicki, Shock waves from a water-confined laser-generated plasma, *Journal of Applied Physics*, vol. 82, no. 6, pp. 2826–2832, 1997, doi: 10.1063/1.366113.
- [96] C. S. Alexander, C. T. Key, and S. C. Schumacher, Dynamic response and modeling of a carbon fiber - Epoxy composite subject to shock loading, *Journal of Applied Physics*, vol. 114, no. 22, p. 223515, 2013, doi: 10.1063/1.4846116.
- [97] J. A. Smith, J. M. Lacy, D. Lévesque, J. P. Monchalín, and M. Lord, Use of the Hugoniot elastic limit in laser shockwave experiments to relate velocity measurements, *AIP Conference Proceedings*, vol. 1706, no. 1, p. 47, 2016, doi: 10.1063/1.4940537/585873.