



IOSUD - Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați
Școala doctorală de inginerie mecanică și industrială

TEZĂ DE DOCTORAT

REZUMAT

CERCETĂRI PRIVIND CARACTERISTICILE MECANICE ALE MATERIALELOR COMPOZITE ARMATE CU ȚESĂTURI ȘI MATRICE POLIMERICĂ CU GRADIENT DE ELASTICITATE

**Doctorand,
ing. Radu Bosoancă**

**Conducător științific,
Prof.univ.dr.ing. Iulian Gabriel BÎRSAN**

**Seria I 6: Inginerie Mecanică Nr. 61
Galați
2021**



TEZĂ DE DOCTORAT

REZUMAT

CERCETĂRI PRIVIND CARACTERISTICILE MECANICE ALE MATERIALELOR COMPOZITE ARMATE CU ȚESĂTURI ȘI MATRICE POLIMERICĂ CU GRADIENT DE ELASTICITATE

Doctorand,
ing. Radu Bosoancă

Președinte

Prof. univ.dr.ing. Mihaela BUCIUMEANU
Universitatea “Dunărea de Jos” din Galați

Coordonator științific

Prof. univ.dr.ing. Iulian Gabriel BÎRSAN
Universitatea “Dunărea de Jos” din Galați

Referenți oficiali

Prof. univ.dr.ing. Călin ROȘCA
Universitatea “Transilvania” din Brașov

Prof. univ.dr.ing. Gabriel NĂSTASE
Universitatea “Transilvania” din Brașov

Prof. univ.dr.fiz. Adrian Cîrciumaru
Universitatea “Dunărea de Jos” din Galați

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

Domeniul **ȘTIINȚE INGINEREȘTI**

Seria I 1: **Biotehnologii**

Seria I 2: **Calculatoare și tehnologia informației**

Seria I 3: **Inginerie electrică**

Seria I 4: **Inginerie industrială**

Seria I 5: **Ingineria materialelor**

Seria I 6: **Inginerie mecanică**

Seria I 7: **Ingineria produselor alimentare**

Seria I 8: **Ingineria sistemelor**

Domeniul **ȘTIINȚE ECONOMICE**

Seria E 1: **Economie**

Seria E 2: **Management**

Domeniul **ȘTIINȚE UMANISTE**

Seria U 1: **Filologie-Engleză**

Seria U 2: **Filologie-Română**

Seria U 3: **Istorie**

Cuprins

Cuprins	IV
Introducere.....	5
1. Direcții și orientări actuale în proiectarea materialelor compozite armate cu țesături.	8
1.1 Considerații generale privind materialele compozite	8
1.1.1 Aplicații ale materialelor compozite în domeniul construcțiilor de nave	8
1.1.2 Aplicații ale materialelor compozite în industria aeronautică	9
1.1.3 Aplicații ale materialelor compozite în domeniul construcțiilor civile	10
1.2 Clasificări ale materialelor compozite	10
1.2.1 Clasificarea materialelor compozite armate cu fibre.....	11
1.3 Tipuri de fibre	11
1.4 Rășini epoxidice.....	12
1.5 Materiale compozite armate cu țesături.....	13
1.6 Ruperea materialelor compozite laminate	16
1.7 Termografia materialelor compozite	17
1.8 Compozite armate – modele matematice pentru proprietăți	18
2. Obiectivele cercetării	19
3. Formarea materialelor compozite armate cu țesături	21
3.1. Ipoteza de lucru pentru formarea materialelor compozite și pregătirea țesăturii	21
3.2. Rășinile epoxidice utilizate.....	21
3.3. Solventul N-metil-2-Pirolidinonă	21
3.4. Formarea materialelor	22
4. Analiza proprietăților mecanice ale materialelor – teste de tracțiune	28
4.1. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip C	28
4.1.5. Concluzii pseudo-laminat C	28
4.2. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip E	30
4.2.5. Concluzii pseudo-laminat E	30
4.3. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip H	32
4.3.5. Concluzii pseudo-laminat H	32
4.4. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip L	34
4.4.5. Concluzii pseudo-laminat L.....	34
4.5. Analiza comparativă a pseudo-laminatelor.....	36
4.6. Concluzii – teste de tracțiune.....	41
5. Analiza proprietăților mecanice ale materialelor – teste de încovoiere (în trei puncte)	42
5.1. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip C	42
5.1.5. Concluzii pseudo-laminat C	42
5.2. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip E	45
5.2.5. Concluzii pseudo-laminat E	45
5.3. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip H	49
5.3.5. Concluzii pseudo-laminat H	49
5.4. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip L	52
5.4.5. Concluzii pseudo-laminat L.....	52
5.5. Analiza comparativă a pseudo-laminatelor.....	56
5.6. Concluzii – teste de încovoiere.....	62
6. Concluzii și direcții de cercetare	64
6.1. Concluzii finale.....	64
6.2. Contribuții personale	65
6.3. Direcții viitoare de cercetare	66
Bibliografie (selecții).....	67

Introducere

Diversitatea materialelor compozite cu matrice polimerică, dezvoltate și comercializate din ultimele decenii, au condus la o creștere economică fără precedent, ceea ce a dus și la un consum mai mare de combustibili fosili și, implicit, aceasta a dus la o creștere a poluării mediului înconjurător. De la necesitatea dezvoltării unor noi materiale care să conducă la reducerea masei produsului finit și până la punerea lor în operă, a fost doar un simplu pas, normal. Ponderea materialelor compozite, în domeniul aeronauticii și în industria autovehiculelor a crescut cu fiecare an. De asemenea și în cazul industriei navale, volumul de materiale compozite cu matrice polimerică utilizat a prezentat o creștere semnificativă. Acestea sunt utilizate la ambarcațiuni de dimensiuni reduse (agrement, sportiv, militare, ROV), dar și pentru nave cu dimensiuni medii (corvete militare), pentru apendici (elice, profile hidrodinamice pentru regimul de glisare) sau structuri marine (tubulatură subacvatică). De asemenea, rășina epoxidică este predominantă în acest domeniu, datorită proprietăților performante de care dispune.

Odată cu introducerea indexului de proiectare pentru eficiență energetică în domeniul naval (EEDI), armatorii au început să introducă din ce în ce mai mult în structurile și carenele navale, materiale compozite polimerice cu proprietăți similare cu compozitele cu matrice metalică pentru a respecta regulile de construire internaționale. Introdus prima dată în 2013, EEDI a intrat în a doua etapă, în care nivelul de noxe trebuie redus cu cel puțin 20%, față de anul de referință 2013. Compozitele cu matrice polimerică pot oferi o alternativă foarte bună pentru acest scop definit. De fapt, studiile recente urmăresc reducerea masei fără afectarea stabilității structurale. Așadar, materialele compozite cu matrice polimerică prezintă un interes deosebit pentru acest domeniu. Acestea pot fi folosite pentru a înlocui uși etanșe, panouri flotante, pereți, scări, paioluri, balustrade, tubulatură de foraj.

Utilizarea materialelor compozite cu matrice polimerică și armate cu țesături, este supravegheată de entități independente, denumite și societăți de clasificare. Acestea au rolul de a asigura o calitate superioară a produsului final. Astfel, orice material nou dezvoltat, trebuie supus unei serii întregi de teste și ulterior avizat de un astfel de organism. De la testarea la corozivitate în mediu salin, rezistență la incendiu, oboseala materialului în mediu salin, până la testarea mecanică a materialului care constă în determinarea modului de elasticitate, rezistența la solicitări axiale, rezistența la forfecare, rezistența la încovoiere acestea fiind elemente cheie pentru determinarea proprietăților unui material.

Tehnicile de formare sunt diverse în acest domeniu al materialelor compozite cu matrice polimerică termorigidă. Fiecare prezintă avantaje și dezavantaje. Formarea în autoclavă a materialelor compozite, poate conduce la un material performant, dar necesită costuri suplimentare pentru echipament precum și personal înalt calificat pentru operare. Formarea în sac sub acțiunea combinată vid-presiune reprezintă una din tehnicile recent dezvoltate pentru producția în masă a unor materiale cu forme complexe, dar de mici dimensiuni, întrucât pentru un produs de dimensiuni mai mari, forțele necesare pentru închiderea matriței sunt considerabil mai mari. Nu trebuie neglijată tehnica de stratificare manuală prin impregnare, care poate oferi laminate de înaltă calitate cu un minim de echipamente performante și cu o instruire rapidă a operatorului.

Prezenta lucrare poate fi considerată o continuare a unui studiu început la Centrul de Cercetare – Dezvoltare pentru Compozite cu Matrice Termorigide (CCDCOMT), din cadrul Universității Dunărea de Jos, din Galați. Ideea de la care a pornit dezvoltarea studiului amintit, a fost identificarea unui material compozit cu rezistență controlabilă pentru caroserii auto. Așadar, scopul studiului a fost acela de a dezvolta un material compozit cu matrice epoxidică diluată și armat cu țesătură din fibre și care prezintă un gradient de rezistență. Prezentul studiu este o încercare de continuare a cercetărilor începute în studiul amintit, prin includerea în dezvoltare a unui material inovativ. Mai mult, acest studiu cuprinde și o investigație a efectului pe care îl are tratamentul termic (coacere/recoacere) asupra proprietăților materialelor formate. Studiul menționat anterior a pornit de la ipoteza posibilității modificării comportamentului la încovoiere a unui material cu matrice polimerică armat cu țesături prin intervenția asupra proprietăților matricei. Rezultatele obținute au confirmat faptul că, pentru o armătură omogenă (același tip de țesătură utilizată pentru armarea compozitului) diluarea matricei (rășină epoxidică) cu 1-metil 2-pirolidinonă, la diferite niveluri conduce la răspunsuri diferite ale materialelor în funcție de sensul

de angajare (pe direcție perpendiculară pe direcția de armare) în cazul testelor de încovoiere în trei puncte.

Având în vedere complexitatea proiectării proprietăților materialelor compozite, studiul amintit, a fost unul destul de limitat deoarece una dintre căile cele mai lesnicioase de proiectarea a proprietăților compozitelor armate cu țesături este aceea a utilizării unor țesături din fibre diferite, așa cum a rezultat în urma altor studii desfășurate la CCDCOMT. Rășinile epoxidice – cele mai stabile și rezistente materiale polimerice, reprezintă cea mai valoroasă opțiune pentru armare cu atât mai mult cu cât manipularea lor este simplă și aproape complet lipsită de pericole pentru sănătatea organismului. Marele lor dezavantaj este acela legat de faptul că sunt rigide iar fracturarea matricei (în cazul unui compozit) conduce, de cele mai multe ori, la secționarea fibrelor armăturii. Studii realizate la CCDCOMT au indicat faptul că rezistența unei lamine depinde inclusiv de grosimea stratului de polimer (rășină epoxidică) în care armătura este imersată – trebuie menționat faptul că studiile amintite au avut ca subiect lamine armate cu țesături (adică un material armat cu un singur strat de țesătură).

Solventul utilizat – 1-metil 2-pirolidinonă (sau N-metil 2-pirolidinonă – NMP) – este unul destul de cunoscut în industria polimerilor fiind adesea utilizat ca agent de plastifiere pentru diverși polimeri termorigizi sau termoplastici. Fără a avea exclusivitate, la CCDCOMT, a fost studiat efectul *diluării* matricelor epoxidice cu diverși solvenți organici, unul dintre aceștia fiind chiar NMP, asupra proprietăților mecanice ale rășinilor epoxidice. Acest efect constă în reducerea rigidității și, pe cale de consecință, conduce la reducerea riscului de fracturare a fibrelor în cazul ruperii matricei.

Nu au fost efectuate studii cu privire la adeziunea rășinii epoxidice *diluate* la armături (diverse tipuri de țesături) dar presupunerea rezonabilă că prezența NMP (în cantități mici) nu modifică această proprietate remarcabilă a rășinilor epoxidice poate reprezenta un punct de pornire pentru un studiu al comportamentului mecanic al materialelor compozite armate cu țesături și cu matrice epoxidică *diluată* cu NMP. Mai mult, și aici îmi asum un concept adesea utilizat la CCDCOMT, pseudo-laminele formate ar trebui să prezinte aceleași calități ale interfazelor matrice-țesătură. Cum însă este știut, calitatea interfazelor depinde și de tratamentele aplicate post-formare și, în acest caz, este necesară cunoașterea comportamentelor mecanice atât ale materialelor consolidate, cât și ale materialelor neconsolidate prin tratamente speciale.

Pornind de la acestea și motivat de diversitatea aplicațiilor materialelor compozite cu matrice polimerice în domeniul construcțiilor navale, am inițiat studiul ale cărui rezultate sunt prezentate în continuare fără a realiza – de la bun început – complexitatea acestuia. Bănuiesc, și cred că nu sunt singurul doctorand care are această convingere – că, la început, niciun student doctorand nu își poate forma o imagine suficient de largă asupra a ceea ce are de făcut. Studiul surselor bibliografice este copleșitor, fiecare nouă sursă de informații aducând noi perspective asupra domeniului cercetat și conducându-te spre o derută informațională care, aparent, nu poate fi oprită. Momentul deciziei este unul critic, este momentul în care informația este suficient de extinsă pentru a-ți permite să faci o selecție și a decide direcția sau direcțiile în care vei continua studiul bibliografic. Cred – și sunt convins că nu sunt singurul – că acela este unul dintre cele mai importante momente din viața unui student doctorand. Acela este momentul în care am început să am încredere că pot. Acela a fost momentul în care educația și autoeducația mi-au permis să lucrez independent.

Momentul critic următor a fost acela al formării materialelor, al lucrului direct cu materiale scumpe. Deși, în aparență, simplu procesul se dovedește complicat pentru că ridică probleme ce trebuie rezolvate uneori în timp real. Nu m-aș fi gândit că așezarea strat peste strat a unor țesături într-o matrită poate fi atât de complexă și de cronofagă. Încă o dată, experiența și realizările celor de la CCDCOMT s-au dovedit a fi esențiale.

Într-un tipar de acum obișnuit la CCDCOMT am început studiul astfel încât să realizez caracterizarea completă a materialelor formate și aceasta înseamnă – proprietăți electromagnetice, proprietăți termice, proprietăți mecanice. Am realizat chiar toate testele electrice, pe toate materialele formate și am înțeles că proprietățile electromagnetice ca și cele termice depind în mai mare măsură de armătură decât de matrice și cum armăturile sunt identice diferențele măsurate sunt foarte mici și, din nefericire, pot fi puse pe seama erorilor de măsurare. Mai mult, efectuarea testelor mecanice mi-a dezvăluit o altă complexitate (de comportamente) ce trebuia explicată astfel că, cele ce urmează reprezintă o analiză a

răspunsurilor mecanice ale materialelor formate (teste de tracțiune și teste de încovoiere în trei puncte) alături de încercările de a explica aceste comportamente pornind de la proprietățile rășinilor epoxidice folosite și de la proprietățile țesăturilor utilizate ca elemente de armare.

1. Direcții și orientări actuale în proiectarea materialelor compozite armate cu țesături.

1.1 Considerații generale privind materialele compozite

Dintotdeauna, dezvoltarea tehnologică a depins de progresul din domeniul materialelor componente, de orice natură. Chiar și cel mai avansat proiect al unei instalații, mașini sau ambarcațiuni, nu poate fi foarte performant dacă nu sunt disponibile materialele adecvate pentru a suporta condițiile și eforturile de utilizare. Oricare ar fi domeniul de interes, limitarea finală a avansării tehnologiei, depinde de materiale. Materialele compozite în această privință nu reprezintă altceva decât un pas uriaș în efortul mereu constant de optimizare a materialelor [1].

1.1.1 Aplicații ale materialelor compozite în domeniul construcțiilor de nave

Aplicabilitatea materialelor compozite în domeniul naval este diversă, de la ambarcațiuni de agrement (șalupe, hidro biciclete, veliere, iahturi și super-iahturi), ambarcațiuni destinate sporturilor nautice (competiții motorizate sau cu vele), nave comerciale (de pasageri, vrachiere, petroliere, tancuri chimice), nave tehnice (de salvare, PSV), nave militare (de patrulare, corvete, ROV), structuri marine (platforme de foraj sau subansamble), până la balize de semnalizare sau carcase ale torpilelor militare.

Necesitatea dezvoltării de noi materiale compozite armate, o demonstrează și proiectul RAMSSES (Realisation and Demonstration of Advanced Material Solutions for Sustainable and Efficient Ships), finanțat cu fonduri europene și care și-a propus introducerea de polimeri armați cu fibre în construcția navală a navelor de pasageri, de croazieră sau LNG, cu scopul de a obține o reducere a greutății totale de până la 40%, ceea ce implică costuri mai mici de operare a navelor, un consum de combustibil scăzut și cel mai important aspect, reducerea nivelului emisiei de CO₂. Aplicabilitatea acestor materiale ușoare se regăsește în pereții suprastructurii navei, care, în cazul navelor de croazieră moderne, poate ajunge până la câteva mii de m². Într-adevăr, legislația actuală nu permite utilizarea la scară largă a materialelor compozite armate în domeniul naval, dar și acesta este un obiectiv al proiectului RAMSSES, iar un prim pas a fost deja efectuat de șantierul naval DAMEN din Gorinchem, Țările de Jos, prin construirea unei carene personalizate pentru nave offshore, sub îndrumarea societății de clasificare Bureau Veritas. Întreaga structură a corpului navei, este formată din laminate groase, de până la 6 m înălțime având în componență materiale compozite armate și folosind o rășină inovativă, dezvoltată special pentru acest scop. Trebuie menționat faptul că proiectul încă se află în faza de implementare[5]–[7].

Competiția internațională Americas Cup, a propulsat cercetarea și dezvoltarea materialelor compozite din acest domeniu, încă din anii 1988, prin impunerea unor restricții de construcție [8], cum ar fi grosimea și greutatea maximă a învelișului carenei navei precum și temperatura sau presiunea maximă raportat la timpul de gel. Astfel, în același an, Bruce Farr a proiectat pentru deplasare în regim de deplasament un monocorp, utilizând fibră de carbon și Kevlar/Nomex în structură sandwich [12]. O dovadă incontestabilă a progresului din domeniul ambarcaunilor de competiții, îl regăsim chiar în această regată, care, după aproape 30 de ani, încă oferă soluții tehnologice de actualitate, atât în domeniul ingineriei materialelor, sau hidrodinamicii, cât și în domenii conexe. Astfel, pentru ediția cu numărul 36 a competiției Americas Cup, care a avut loc în 2021 [13], a fost proiectat un glisor de tipul AC75, având lungimea maximă de 22,86 m, lățimea maximă de 4,87 m și o greutate redusă. Ultimul parametru este crucial, ținând cont că această ambarcațiune poate să atingă viteze de peste 90 km/h în regim de glisare. Deplasarea navei este asigurată de propulsia activă în formă de velatură dublă care formează astfel o aripă. Corpul glisorului precum și apendicii au fost fabricați din fibră de carbon și rășini epoxidice.

În [14], este prezentat un catamaran semi-glisor, destinat transportului de persoane, cu o capacitate de până la 52 de pasageri, inclusiv echipaj. Carena a fost fabricată din poliester armat cu fibră de sticlă (PAFS). Această ambarcațiune, a fost construită de Spatyard srl, din Galați.

De asemenea, materialele compozite armate sunt folosite și pentru propulsia navelor. Propulsoarele pentru nave sau submarine, sunt fabricate de obicei, din aliaj de nichel-aluminiu-bronz (NAB), datorită performanțelor ridicate de rezistență la coroziune precum și limită de curgere ridicată. Utilizarea materialelor compozite armate [15], [17]–[21], în fabricarea elicelor, ar conduce la o serie de îmbunătățiri. De exemplu, prelucrarea aliajului NAB, chiar prin intermediul mașinilor cu CNC, este un proces foarte complex, dar mai ales, costisitor. Elicele din NAB, sunt predispuse la apariția fisurilor, datorită oboselii materialului și prezintă și un grad scăzut de amortizare acustică, ceea ce poate implica probleme de zgomot datorate vibrațiilor la bordul navei. Avantajele elicelor din materiale compozite armate sunt legate de: costuri reduse de fabricație pentru elicele în serie, greutate redusă de până la 5 ori [22], față de NAB, de asemenea și diametrul arborelui va fi mai mic datorită unui moment de inerție scăzut al elicei, bune proprietăți de amortizare a vibrațiilor și implicit, confort ridicat la bordul navei pentru personalul navigant, rezistență la coroziune, inițierea cavitației la viteze mai ridicate, prin utilizarea unor pale mai groase și mai flexibile. Elicele construite din materiale compozite armate cu fibre de carbon, pot fi atât cu pas fix, cât și cu pas reglabil.

Materialele compozite armate sunt folosite pe toate tipurile de nave, fie că vorbim despre ambarcațiuni de agrement, de competiții motorizate sau cu vele, de transport de pasageri, de pescuit, de uz comercial, nave tehnice, nave de salvare, nave de cercetare sau ROV-uri, chiar și structuri marine pentru offshore, inclusiv nave de uz militar.

1.1.2 Aplicații ale materialelor compozite în industria aeronautică

Elementele structurale compozite [23], [24] sunt acum utilizate într-o varietate de componente pentru structuri aerospațiale sau aeronautice. Proiectanții de aeronave militare au fost printre primii care au realizat potențialul extraordinar al compozitelor cu rezistență specifică ridicată și rigiditate specifică ridicată, deoarece performanța și manevrabilitatea acestor vehicule depind atât de mult de masă. Construcția din materiale compozite duce, de asemenea, la suprafețe netede (fără nituri sau tranziții ascuțite ale suprafețelor ca în construcția metalică), care reduc rezistența la înaintare. De când fibrele de bor și grafit au fost dezvoltate pentru prima dată la începutul anilor 1960, aplicațiile compozitelor avansate în avioanele militare s-au accelerat rapid.

Elemente structurale compozite din fibră de carbon [23], cum ar fi stabilizatoare orizontale și verticale, clapete, învelișul aripilor precum și diferite suprafețe de control au fost utilizate în avioane de luptă de mai mulți ani. Mai recent, fuzelajul compozit din fibră de carbon și structurile de aripi au fost încorporate în avioane de vânătoare, cum ar fi F-35 Lightning II Joint Strike Fighter și în întreaga structură a bombardierului B2.

Aplicațiile materialelor compozite în aeronavele comerciale au crescut constant pe măsură ce costurile materialelor au scăzut, pe măsură ce tehnologia de proiectare și fabricație evoluează și pe măsură ce experiența cu materialele compozite în aeronave continuă să se dezvolte [25]. Un raport al NASA din 1994 a indicat o performanță excelentă în exploatarea componentelor compozite în aeronavele comerciale pe o perioadă de evaluare de 15 ani, iar astfel de rezultate au încurajat utilizarea crescută a compozitelor în structurile aeronavelor, inclusiv aeronavele de mici dimensiuni business precum și aeronavele comerciale mari și de transport. Utilizarea inițială în aceste aeronave a fost limitată la structuri secundare mai mici, ușor încărcate, dar în ultimul timp, compozitele sunt utilizate din ce în ce mai mult în structuri primare mari, puternic încărcate, cum ar fi aripile și fuzelajul. De exemplu, Cirrus SR-22 având un singur motor, este un avion ce poate transporta patru pasageri și are fuzelajul precum și aripile formate din materiale compozite. Fiind un exemplu excelent de design inovator făcut posibil de compozite, utilizarea acestora pentru construcția acestui avion a dus la o reducere semnificativă a greutății astfel încât a fost acceptată adăugarea unei greutăți suplimentare a unui sistem de parașută a aeronavei pentru coborâre sigură a întregului avion în caz de pierdere a puterii motorului [23].

Nivelul de sofisticare atins în construcția aeronavelor prin intermediul materialelor compozite este ilustrat în mod izbitor de lama rotorului unui elicopter în cartea lui Gibson [23]. Câteva elemente realizate din materiale compozite sunt: înveliș exterior din carbon, întărituri frontale din fibre unidirecționale din fibră de sticlă, întărituri laterale din laminate hibride cu fibre unidirecționale de sticlă/carbon, înveliș din țesături de fibre de sticlă, fagure de hârtie aramidică.

Datorită costului extraordinar pe unitate de greutate pentru plasarea unui obiect în spațiu, valoarea greutății economisite este și mai mare pentru navele aerospațiale. Astfel, compozitele sunt extrem de atractive pentru aplicațiile acestei industrii. Naveta spațială NASA are o serie de piese compozite, incluzând ușile magaziiilor de marfă, formate din grafit/rășină epoxidică precum și carcase experimentale pentru motoare formate tot din grafit/rășină epoxidică. Pentru structurile aerospațiale mari, cum ar fi stația spațială internațională, sau altele, proprietățile cheie ale materialelor structurale sunt raportul ridicat de rigiditate/densitate, coeficient de dilatare termică scăzut și caracteristici bune de amortizare a vibrațiilor. În toate aceste trei zone, compozitele oferă avantaje semnificative față de materialele metalice convenționale [23].

SpaceShipOne de la Scaled Composite, prima navă aerospațială cu echipaj privat care a realizat zborul suborbital, este construită în principal din materiale compozite și promise să conducă drumul către călătoriile spațiale cu echipaj comercial. În alte componente ale navei aerospațiale, cum ar fi reflectoarele de precizie, sunt utilizate structuri compozite speciale, cum ar fi izogriile întărite cu fibră de carbon, pentru caracteristicile lor superioare de stabilitate dimensională. După cum se știe, unele fibre avansate, precum carbonul, au coeficienți de dilatare termică extrem de mici (și, în unele cazuri, negativi), ceea ce face posibilă proiectarea structurilor compozite cu stabilitate dimensională excelentă [23].

1.1.3 Aplicații ale materialelor compozite în domeniul construcțiilor civile

Materialele compozite au fost, sunt și vor fi utilizate pe scară largă în domeniul autovehiculelor. Masa structurală este, foarte importantă în vehiculele auto, iar utilizarea componentelor compozite pentru automobile continuă să crească. Polimerii întăriți cu fibră de sticlă continuă să domine piața compozitelor auto, dar compozitele avansate cu armătură din fibră de carbon primesc o atenție sporită pe măsură ce costul fibrelor de carbon continuă să scadă [23], [27].

În cazul camioanelor de marfă, greutatea redusă a componentelor compozite se traduce prin creșterea sarcinilor utile, care pot avea un impact economic semnificativ. De exemplu, tamburul mixerului de beton compozit (pentru autovehiculele utilizate la transportul betonului proaspăt), construit din materiale compozite avansate armate cu fibră de carbon [28], cântărește cu 900 kg mai puțin decât tamburul convențional din oțel pe care l-a înlocuit. Potrivit producătorului, acest lucru înseamnă că se poate transporta suplimentar $1/3 \text{ m}^3$ de beton pe cursă, ceea ce se traduce printr-un câștig de productivitate semnificativ [23].

Economiile de greutate pe anumite componente, cum ar fi arcurile compozite, pot depăși 70% în comparație cu arcurile din oțel (arcurile compozite s-au dovedit a fi mai rezistente la oboseală). În cadrul unor proiecte de cercetare, a fost realizat un bloc motor din materiale compozite termoplastice armate cu grafit, dar scopul final este un motor compozit ceramic care nu ar necesita răcirea cu apă. Compozitele mai sunt folosite și în sistemul de alimentare cu combustibil, finisaje interioare ale bordului sau capitonaje, precum și la sistemul de frânare, unde discurile de frână formate din materiale compozite armate cu fibră de carbon, s-au dovedit a fi extrem de eficiente prin pricina coeficientului de frecare care crește odată cu temperatura. Până în prezent, aplicațiile compozitelor în vehiculele auto au fost în principal în elemente structurale secundare și piese de caroserie, iar întregul potențial al structurilor primare compozite rămâne de explorat. Odată cu interesul crescut pentru vehiculele electrice apare nevoia de structuri compozite pentru a reduce greutatea structurală a vehiculului pentru a compensa bateriile grele care sunt necesare deplasării acestuia. [23].

Turbinele eoliene primesc o atenție sporită ca surse de energie alternativă [31], reprezentând o metodă atractivă din punctul de vedere al protecției mediului, iar lamele lor sunt realizate de obicei din compozite datorită raportului ridicat rezistență-densitate, raportului ridicat rigiditate-densitate, amortizare excelentă a vibrațiilor și rezistență la oboseală.

Șasiurile vehiculelor mari de transport în masă, cum ar fi mijloacele de transport persoane din aeroport, sunt adesea fabricate din materiale compozite. De asemenea, materialele compozite armate, sunt utilizate și la trenurile de mare viteză.

1.2 Clasificări ale materialelor compozite

În literatura de specialitate, cercetătorii clasifică [2], [4], [23], [32], [33] materialele compozite după diverse criterii. Cu cât explorăm mai mult bibliografia de specialitate, cu atât găsim diverse definiții sau clasificări ale materialelor compozite. De fapt, orice sistem de clasificare, presupune alegerea unui criteriu: tehnic (care poate fi fizic, chimic, proprietăți termice), economic (preț, scop final), în funcție de utilizare sau chiar și alfabetic. Astfel, este foarte dificilă clasificarea materialelor compozite, în funcție de proprietățile lor. Gama acestor proprietăți este atât de largă, încât nu se poate cataloga într-un mod omogen. De asemenea, nu este foarte practică nicio catalogare alfabetică. Astfel încât, cel mai operativ mod de clasificare este în funcție de preț, calitate sau structură moleculară, așa cum prezintă autorul în [34].

Polimerii termorigizi conțin [35], de obicei, două sau mai multe componente: întăritor și catalizator. Polimerizarea sau solidificarea începe odată cu amestecarea componentelor la temperatura camerei sau la o temperatură superioară. Reacția chimică rezultată, produce o rețea reticulată rigidă. Câteva avantaje și dezavantaje ale utilizării unei rășini epoxidice termorigide în formarea unui material sunt prezentate în [32], [35].

Materialele compozite armate, formează faze discontinue. Acestea se pot forma cu diverse mărimi și forme de armatură, având ca rezultat un compozit cu formă structurală diferită.

Compozitele laminate sunt realizate din mai multe lamine subțiri, stivuite și lipite împreună. Astfel, se pot forma diferite compozite laminate (plastic armat cu țesături, bimetale, lemn laminat/stratificat). În compozitele laminate armate cu țesături, fiecare lamină/strat este un plastic întărit, de obicei, cu fibre unidirecționale [38]. Armătura poate fi unidirecțională, bidirecțională sau multidirecțională. În anumite cazuri, sunt folosite lamine armate cu fibre scurte, caz în care fibrele sunt orientate dezordonat [33], [39].

1.2.1 Clasificarea materialelor compozite armate cu fibre

Această grupă de materiale compozite este alcătuită dintr-o fază complementară sub formă de fibre dure, rigide și fragile distribuite uniform într-o matrice mai ductilă. Matricea are rolul de a transmite forța fibrelor, asigurând ductilitatea și tenacitatea compozitului, în timp ce fibrele suportă o mare parte a forței aplicate. Fibra reprezintă un filament fin de material cu diametrul de aproximativ 10 micrometri și raportul lungime/diametru cuprins între 100 și infinit (fibre continue). Materialele aduse la diametre micrometrice au o rezistență foarte ridicată, mult mai ridicată decât rezistența aceluiași material în formă brută. Fenomenul se datorează faptului că în materialul brut planele de alunecare sunt largi, în timp ce în fibrele aceluiași material, aceste plane sunt reduse la suprafața minimă ce corespunde secțiunii transversale a fibrei. De asemenea, multe procese de manufacturare, implică răsucirea și întinderea fibrelor, timp în care se produc unele orientări microstructurale importante. Efectul imediat implică îmbunătățirea proprietăților mecanice, cum ar fi, rezistența precum și modulul de elasticitate al armăturii fibroase. Alte caracteristici ale fibrelor sunt: rigiditatea, densitatea (scăzută), duritatea (mare), flexibilitatea și coeficientul (factorul) de formă [33], [40]–[46].

În conceperea unui material compozit [40], se urmărește a se obține o înaltă rezistență și rigiditate raportate la unitatea de masă, parametri exprimați prin două caracteristici: rezistența specifică și modulul specific. Lungimea fibrei influențează proprietățile mecanice ale compozitelor cu fibre.

Armătura simplă, fără matrice, nu este utilizabilă ca parte structurală [33]. Proprietățile mecanice ale matricei sunt inferioare fibrelor, cu toate acestea, influențează unele proprietăți mecanice ale compozitului, cum ar fi: rezistență transversală, rezistență de forfecare, rezistență de compresiune, caracteristici de oboseală [47], rezistență la forfecare interlaminară și coeficient de dilatare termică. Matricea materialului compozit, are unele funcționalități critice. Pulberile de aditivare conduc nu numai la îmbunătățirea proprietăților electrice ci și a celor termice, inclusiv rezistența termică și a celor mecanice [2], [32].

1.3 Tipuri de fibre

Un material compozit armat cu fibre este cel mai important grup tehnologic, în care faza dispersată este sub forma unei fibre. În aceste sisteme, fibrele preiau sarcina principală și funcția matricei se limitează în principal la distribuția sarcinii și la transferul acesteia către fibre, precum și la menținerea lor în distribuția proiectată inițial. În general, obiectivele de proiectare

pentru un material compozit armat cu fibre includ rigiditatea și / sau rezistența ridicată, ambele raportate la masa materialului și care sunt denumite, modul specific (raportul dintre modulul de elasticitate și densitate) și rezistența specifică (raportul dintre rezistența la tracțiune și densitate) [35], [48]–[52].

Matricea dintr-un compozit este faza continuă care asigură o distribuție uniformă a sarcinii către constituenții de întărire. Matricea, în plus față de protejarea constituenților de întărire, protejează suprafața compozită împotriva abraziunii, deteriorării mecanice și coroziunii mediului. Distribuția uniformă a sarcinii se datorează existenței unei aderențe adecvate între constituenții diferiți, care poate fi minimă sau maximă (ca în majoritatea cazurilor), în funcție de aplicație. Matricea în sine ar trebui să ofere suficientă rezistență la rupere sau ductilitate și performanță optimă la cald/umed. Deoarece caracteristicile termomecanice finale ale compozitului sunt guvernate în principal de cele ale matricei, rezistența termică și proprietățile termice ale acesteia din urmă sunt de asemenea foarte importante. În plus, este de așteptat ca o matrice din rășină de înaltă performanță să aibă un modul de cel puțin 3GPa pentru rezistență și un modul de forfecare suficient de ridicat pentru a preveni flambarea componentelor armate cu fibre, în special atunci când este sub compresie, cu toate că, este cunoscut, matricea joacă un rol minor în răspunsul mecanic al unui compozit. Matricea are o influență majoră asupra forfecării interlaminare (deosebit de importantă pentru structurile sub sarcini de încovoiere) și asupra proprietăților de forfecare în plan (importante pentru structurile sub sarcini de torsiune) [35], [55].

1.4 Rășini epoxidice

Una din cele mai importante clase de rășini utilizate sunt rășinile epoxidice, dezvoltate acum peste 60 de ani. Sunt mai scumpe decât rășinile poliesterice, dar au proprietăți mecanice superioare și o bună rezistență la condiții alcaline. Rășinile epoxidice sunt de departe cea mai utilizată matrice polimerică pentru fibrele de carbon și constituie în prezent peste 90% din materialul rășinii matricei utilizate în compozite avansate [48], [101], [102].

De mult timp, rășinile epoxidice au prezentat un interes major din punct de vedere tehnic dar și științific. Ele reprezintă o familie de materiale termorigide care sunt folosite la scară largă ca adezivi, acoperiri și compozite cu matrice polimerică din cauza vâscozității scăzute, a proprietăților bune de izolare ale materialului finit chiar și la temperaturi înalte, precum și a rezistenței termice și chimice bune [103]–[105].

Datorită forțelor de adeziune ridicate și costurilor scăzute, rășinile de tip epoxi, au fost matrice primare ale adezivilor și a diversilor agenți curanți cum ar fi azot (amide și poliamide), oxigen (anhidride) și sulf (mercaptani) [104], [106].

Agenții curanți, cum ar fi amine aromatice și alifatice, care sunt cel mai des folosite pentru întărirea epoxi, sunt cunoscute ca fiind toxice, iar pentru reducerea toxicității, câteodată sunt folosite amine. Recent, a fost demonstrată fezabilitatea utilizării aminoacizilor, ca un mijloc ecologic de reticulare a rășinilor epoxidice. Prin urmare, dezvoltarea de sisteme epoxi prietenoase cu mediul, este de o importanță majoră pentru proiectarea materialelor biocompatibile în diverse aplicații [104], [107].

Înțelegerea fundamentală a sinergiei în performanțe tribologice [2], printre diverse funcționalități, este esențială pentru aplicarea cu succes în acest domeniu. Comportamentul tribologic al matricelor epoxidice, poate fi îmbunătățit semnificativ prin adaosul de materiale cum ar fi lizina și izoleucina. Pe lângă tipul materialului, forma și dimensiunea acestuia influențează proprietățile tribologice [104].

În cadrul Centrului de Cercetare-Dezvoltare pentru Compozite cu Matrice Termorigide (CCDCOMT), au fost dezvoltate numeroase studii privind formarea materialelor compozite precum și aditivarea acestora cu diverși agenți de modificare a structurii matricei.

Într-un astfel de studiu de la CCDCOMT, a fost utilizat adaos de lizină și izoleucină în formarea materialelor compozite cu rășină epoxidică. Deoarece lizina nu este miscibilă cu rășina epoxidică, în cadrul acestui studiu, aceasta a fost dispersată în metanol. O concluzie a studiului este că lizina în concentrație de 1% sau 3% și utilizată în rășina epoxidică tip C, nu a influențat coeficientul de frecare, acesta rămânând constant la o forță aplicată de 10N. De asemenea, aceeași observație este valabilă și pentru rășina epoxidică tip C cu 5% izoleucină pentru forțe aplicate de 10N, 15N sau 20N. Un alt material testat a fost rășina epoxidică tip H

(Ht) cu 3% lizină, material care a avut un coeficient de frecare nesatisfăcător, la o forță aplicată de 20N. În cele din urmă autorii au ajuns la concluzia că este obligatorie efectuarea unor teste mecanice pentru o mai bună înțelegere a efectului acestor aminoacizi în matricea epoxidică [104].

Rășinile epoxidice au proprietăți unice, aderență la majoritatea suprafețelor, rezistență mecanică [108] și chimică bună. Rășinile epoxidice sunt folosite la acoperirea suprafețelor, în industria electrică și electronică, în industria aerospațială precum și ca matrice pentru materiale compozite armate cu fibre, compozite aditivare sau compozite hibride. Datorită caracteristicilor chimice ale acestora, rășinile epoxidice termorigide sunt folosite pentru aplicații în inginerie. Pe lângă avantajele prezentate de acestea ca absorbție redusă de umiditate, rezistență mecanică și termică, rășinile au o proprietate nedorită. Datorită structurii rețelei cristaline ele sunt fragile având astfel o rezistență scăzută la fracturare. Una din problemele abordate de cercetători, în ceea ce privește această clasă de materiale, a fost creșterea tenacității. O soluție la această problemă este înglobarea (aditivarea) matricei epoxidice cu diferiți aditivi sau chiar prin combinarea a doua clase de polimeri diferite, termorigizi cu termoplastici. Odată cu folosirea unei categorii de aditivi, materialului i se induc caracteristici corespunzătoare aditivului, scade rezistența mecanică, în cazul aditivării cu particule moi, sau maleabilitatea, în cazul aditivării cu particule rigide. Găsirea unei rețete optime pentru obținerea unui material cu caracteristici dorite e o provocare pentru inginerie. Răspunsul dat de materialul format ține direct de interfața fazelor [78], [105], [109].

Rășinile epoxidice au proprietăți mecanice excelente, contracție scăzută și formează legături adecvate cu fibrele. Acestea prezintă, pentru o scurtă perioadă, o vâscozitate redusă în timpul polimerizării, ceea ce permite utilizarea tehnicilor de turnare manuală. Sistemele epoxidice care sunt tratate termic la temperaturi de 120°C și 180°C, prezintă temperaturi superioare de lucru de 100°C, respectiv 130-150°C [51]. De asemenea, sistemele epoxidice C, Epiphen RE4020/DE4020, H și L se folosesc la formarea materialelor prin impregnare și stratificare, acestea polimerizează la temperatura camerei, au rezistență foarte bună la umiditate și radiație ultravioletă, aderență excelentă, rezistență termică bună după polimerizare și un aspect transparent și clar [110]–[116].

1.5 Materiale compozite armate cu țesături

Pentru a înțelege comportamentul la tracțiune al straturilor individuale de țesătură pentru armarea materialelor compozite, trebuie să existe informații comparative pentru aceeași termeni.

Maier din cadrul centrului de cercetare și inovare al grupului BMW [73], împreună cu coautorii, au studiat unele materiale compozite armate cu țesătura din fibră de sticlă și fibră de carbon, denumite și materiale hibride. Scopul cercetării a fost acela de a identifica efecte hibride ale proprietăților mecanice la încovoiere ale profilelor hibride, comparate cu profile dintr-un singur material. Rezultatul a fost acela că materialele formate au prezentat o deformație la rupere care depinde în mare măsură de tipul de fibre de la exteriorul laminatului, și care se majorează în general, cu creșterea fracțiunii de fibră de sticlă.

În [117], autorii au realizat un studiu privind construcția unei carene din materiale compozite armate ca o alternativă la construcția clasică a ambarcațiunilor de agrement armate cu fibre de sticlă. Astfel au fost studiate 6 structuri de tip sandwich și 3 structuri hibride. Concluzionând rezultatele studiului, se poate spune că structurile din materiale compozite armate cu fibră de sticlă utilizate în ambarcațiunile de agrement pot fi îmbunătățite prin dispuneri alternative de structuri sandwich, iar aceste îmbunătățiri pot fi evaluate în etape timpurii de proiectare într-o manieră sistematică folosind instrumente numerice adecvate [118]–[121].

În [122], autorii au realizat un studiu cu scopul de a determina modul în care tipul de arhitectură a materialelor a influențat rezistența la tracțiune a fibrei de carbon. Astfel, utilizând rășina epoxidică RE 4020/DE 4020 precum și țesătură de carbon simplă, bidirecțională și twill, au fost formate laminate. A fost utilizată metoda hand lay-up, iar polimerizarea a avut loc într-o pungă vidată la o presiune constantă de 0.9 bari și tratate ulterior în etuvă la 80°C, timp de 8 ore. Folosind mașina de tăiat cu jet de apă, au fost extrase câte 5 epruvete din fiecare laminat. Efortul maxim obținut la tracțiune a fost de 1050MPa pentru laminatul cu țesătură

unidirecțională, 570MPa pentru laminatul cu țesătură simplă și 525MPa pentru laminatul cu țesătură twill. Verificarea la microscop a microstructurii materialului a indicat o impregnare foarte bună a fibrei de carbon și o bună compatibilitate între fibre și matrice.

În [123], autorii au realizat un studiu privind proprietățile mecanice la compresiune și tracțiune, a unor laminate armate hibride formate cu țesătură din fibra de sticlă și fibră de carbon și utilizând rășină epoxidică, prin metoda wet lay-up. Concluzia finală fiind că în comparație cu materialele compozite armate cu fibră de sticlă, compozitele hibride au dovedit proprietăți mecanice excelente. Prin urmare, acest compozit armat cu fibră hibridă poate fi utilizat ca înlocuitor al materialului armat doar cu fibră de sticlă acolo unde este nevoie de proprietăți mecanice bune. Materialele compozite armate cu amestec de fibră de sticlă și fibră de carbon au crescut rezistența și stabilitatea materialului.

În [124], autorii au realizat un studiu cu scopul de a determina comportamentul de tracțiune și încovoiere al compozitelor epoxidice, care au fost armate cu fibre de poliacrilonitril oxidate (oxidized polyacrylonitrile fibers) și fibre de înaltă performanță (carbon, sticlă și Kevlar). În compozitele hibride, parametrii hibridizării prezintă efecte hibride pozitive sau negative asupra proprietăților sale mecanice. Astfel, în realizarea materialelor a fost utilizată rășină epoxidică și metoda hand lay-up, țesătura din fibră de sticlă fiind simplă, țesătura cu fibre de poliacrilonitril oxidate a fost unidirecțională, iar țesătura din fibră de carbon și aramidică a fost de tipul twill. În acest mod, laminatele formate au fost atât sub formă hibridă, cât și simple, de control. Astfel, au fost formate patru laminate simple, cu patru straturi de fibră de carbon, cu patru straturi de fibră aramidică, cu patru straturi de fibră de sticlă și în final cu patru straturi de fibră de poliacrilonitril oxidate. Primele laminate hibride au avut următoarea configurație și anume un strat fibră de poliacrilonitril oxidată, trei straturi fibră de carbon. Aceeași configurație fiind valabilă și pentru laminatul hibrid format cu fibră de sticlă și fibră aramidică. Următoarele laminate au avut două straturi de fibră de poliacrilonitril oxidată, două straturi de fibră de carbon. Similar și celelalte laminate hibride au avut aceeași configurație. Ultimele laminate hibride formate, au avut în componență trei straturi de fibră de poliacrilonitril oxidată, un strat de fibră de carbon, aceeași configurație fiind valabilă și pentru laminatul hibrid format cu fibră de sticlă și fibră aramidică. Una din concluziile studiului evidențiază faptul că fibrele de carbon, sticlă și aramidă prezintă suprafețe de rupere fragile în compozitele hibride, în timp ce fibrele de poliacrilonitril oxidate, prezintă suprafețe de rupere ductile. Concluziile studiului subliniază importanța *hibridizării* armăturii pentru obținerea unor materiale îmbunătățite și confirmă ipoteza utilizării diverselor tipuri de armătură încă din etapa proiectării.

În compozitele stratificate, ordinea de aranjare a straturilor poate afecta proprietățile materialului. În lucrarea lui *Chawla* regăsim un astfel de exemplu în care un compozit testat la solicitarea de tracțiune la temperatură ambientală, prezintă fluaș pentru 2 tipuri de materiale stratificate. La un anumit efort, laminatul având fibră de carbon orientată la $\pm 45^\circ$, prezintă o deformație mai mare de fluaș față de laminatul format cu straturi $0^\circ/90^\circ/\pm 45^\circ$. Motivul pentru aceasta a fost că, în stratificarea de $\pm 45^\circ$, matricea epoxidică a avut contribuții la deformația de fluaș de la tensiunile axiale, forfecare la unghiurile de $\pm 45^\circ$, precum și stratificarea țesăturii într-un mod în care a fost favorizată forfecarea bruscă. Straturile orientate la 0° și 90° , nu contribuie la rotația indusă de forfecare din cauza absenței cuplării tensiune-forfecare în acest laminat special ortotrop. Astfel, adăugarea straturilor orientate la 0° și 90° reduce deformația la forfecare a matricei. În aceeași măsură, pentru creșterea rezistenței la fluaș, este de preferat stratificarea $0^\circ/90^\circ/\pm 45^\circ$ în locul stratificării la unghiuri de $\pm 45^\circ$. De asemenea, o stratificare diferită ($0^\circ/\pm 30^\circ/\pm 60^\circ/90^\circ$, $0^\circ/60^\circ/-60^\circ$, $0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ$) poate oferi proprietăți cvasi-izotropice în plan [1]. Trebuie menționat că un laminat cvasi-izotrop, în planul xy, este izotrop. Într-un astfel de laminat, rigiditatea matricei la tracțiune se comportă ca cea a unui material izotrop [A]. Celelalte două matrice de rigiditate [B] și [D] s-ar putea să nu se comporte precum materiale izotrope [33]. Totuși trebuie ținut cont că deși stratificarea manuală reprezintă un proces suficient de calitativ, este prin natura sa de durată și implică un volum consistent de manoperă [56].

Materialele compozite laminate formate cu fibre și având proprietăți diferite, se mai numesc și pseudo-laminate sau hibride [84], [124], [125] și pot prezenta un grad suplimentar de flexibilitate [126]. Acestea pot fi folosite și pentru a reduce costul final al materialului prin atenta proiectare a acestuia [127], [128] precum și alegerea fibrelor corecte pentru a obține o rezistență mai mare în zonele cu eforturi concentrate [129]–[132]. Astfel, în compozitele hibride,

costul final poate fi optimizat prin reducerea conținutului de fibre de carbon [76], în timp ce se păstrează cele mai bune performanțe obținute prin stratificarea și orientarea optimă a fibrelor [1].

În literatură, sunt prezentate diverse studii privind comportarea materialelor compozite armate cu țesătură din fibră de carbon. *Zhou* și coautorii [133], au efectuat o serie de teste la tracțiune pentru 3 tipuri de compozite formate cu fibră de carbon și rășină epoxidică pentru a investiga comportamentul mecanic și relațiile structură-proprietate. Același *Zhou*, a studiat și încovoierea unui material format cu fibră de carbon și rășină epoxidică, astfel fiind observate delaminări ale straturilor de țesătură [134].

În cadrul Centrului de Cercetare-Dezvoltare pentru Compozite cu Matrice Termorigide (CCDCOMT), au fost dezvoltate numeroase studii privind formarea materialelor compozite precum și armarea acestora cu diverse tipuri de țesături sau modificarea cu agenți a structurii matricei. În continuare se vor prezenta ultimele cercetări de la CCDCOMT privind dezvoltarea de noi materiale compozite armate cu țesături.

Astfel, în [135] autorii, și-au propus cercetarea prin analiza comparativă a 8 tipuri de țesături pentru formarea unor lamine și laminate. Țesătura utilizată în lucrarea de mai sus, a fost țesătură cu 100% fibră de carbon, diferențierea fiind doar de densitate, iar sistemul epoxidic utilizat a fost epiphen RE4020-DE4020. Cele 8 țesături utilizate sunt CF120, CF160, CF240, CS61, ST72, TF60, TF76, T160, unde cifrele reprezintă densitatea specifică a materialului în g/m^2 , acestea fiind achiziționate de la diverși producători. Totodată, trebuie ținut cont de faptul că, lucrarea de mai sus este una empirică și a fost dezvoltată pentru a înțelege mai bine comportarea la tracțiune a laminelor armate cu țesături și eventual pentru a identifica modul în care comportamentul mecanic influențează matricea pentru cazurile când laminele sunt stratificate într-un material armat cu matrice polimerică. Una din concluziile studiului arată că laminatele prezintă un modul de elasticitate mai mic față de cel al laminelor. Acest lucru poate fi datorat efectului de aglomerare al diferitelor straturi (nesting) din cauza tehnicii de formare a materialului, sau laminatele prezintă bule de aer în interiorul matricei, iar acest lucru conduce la ipoteza că amestecul pre-polimeric nu ajunge în interiorul fibrelor. De asemenea, în cazul laminatelor, epruvetele încărcate pe direcție axială au cedat perpendicular pe aceasta. Totodată, pentru laminate există diferențe semnificative în ceea ce privește aspectul zonelor de rupere pentru țesăturile obișnuite și materialele armate cu țesături speciale.

În [136], autorul arată că matricea, armătura și aditivul sunt, de cele mai multe ori, materiale de naturi diferite, astfel încât va exista întotdeauna o zonă spațială de trecere de la un material la altul (de la un set de proprietăți la altul) numită interfață. Răspunsul macroscopic al materialului compozit depinde esențial de modul în care interfața permite transferul solicitărilor (mecanice, termice, electromagnetice) între cele două componente. Este bine cunoscut faptul că proprietățile mecanice ale materialelor compozite polimerice depind nu doar de proprietățile mecanice ale componentelor, dar în mare măsură de natura suprafețelor aditivilor și de mecanismul de transfer de sarcină de la matrice la aditiv [137]. Calitatea interfeței determină integritatea structurală, răspunsul la acțiunea mediului ambiant și proprietățile fizice și mecanice ale materialului compozit.

În [138], autorii au format o serie de materiale armate cu fibră de carbon, fibră mixtă și fibră aramidică, utilizând rășinile epoxidice C, epiphen RE 4020, H, și L în vederea supunerii testării la tracțiune și încovoiere. De asemenea, în amestecul pre-polimeric a fost adăugat un solvent cu proprietăți de modificare a răspunsului mecanic la testele mai sus menționate. Utilizarea solventului N-metil-2-pirolidinonă (NMP), poate introduce în matrice unele proprietăți specifice, precum memoria formei [139] sau modificarea răspunsului mecanic la tracțiune și încovoiere, în sensul că prezintă valori diferite ale modului de elasticitate la tracțiune/încovoiere, față de sistemele epoxidice în general. Una din concluziile studiului a fost că prezența NMP, a permis controlul asupra rezistenței compozitului. De asemenea, folosind metoda de formare wet lay-up, a fost obținut un gradient de concentrație al NMP și, ca o consecință, o rezistență graduală a materialului, determinat de gradientul de rezistență al matricei. Deopotrivă, modulul de elasticitate la încovoiere nu depinde de direcția de aplicare a forței, totuși, comportarea la încovoiere a materialului depinde într-o mare măsură de direcția de aplicare a forței. De regulă, modulul de elasticitate la tracțiune depinde de natura matricei, totuși, în cadrul studiului, modulul de elasticitate pare a fi independent de natura matricei și, mai degrabă, depinde foarte mult de tipul armaturii.

În [140], autorii au studiat răspunsul la impact cu viteză redusă, al unor materiale compozite epoxidice armate cu țesături simple sau hibride (fibre de carbon, aramidă și sticlă precum și fire de cupru) și amestecuri pre-polimerice în matricea epoxidică (pulbere de aramidă, amidon de cartofi, ferită de bariu și negru de fum). Scopul acestui studiu a fost de a caracteriza și evalua efectele orientării fibrelor la diferite unghiuri și amestecuri pre-polimerice în matricea epoxidică asupra răspunsului la impact. Toate testele au fost efectuate la energie de impact constantă, și anume 90,629 J. Rezultatele au indicat faptul că orientarea fibrelor la diferite unghiuri are un efect pozitiv asupra răspunsului la impact, în principal în cazul compozitelor armate cu țesături aramidice. În ceea ce privește influența modificării amestecului pre-polimeric cu diverși agenți pulverulenți a rezultat o îmbunătățire a răspunsului la impact al compozitelor armate cu armături hibride în comparație cu compozitele armate cu același tip de țesătură.

1.6 Ruperea materialelor compozite laminate

Atunci când se studiază modul în care un laminat se rupe [136], de fapt se analizează deformația și solicitarea la tracțiune a laminatului prin creșterea efortului până când se produce ruperea. Scopul acestei analize este de a determina rezistența laminatului, reprezentat de sarcina maximă la momentul ruperii materialului. Trebuie menționat că ruperea laminatului depinde de ruperea laminelor constituate, ruperea tuturor laminelor nu se întâmplă simultan, iar ruperea unui singur strat nu conduce neapărat la ruperea tuturor straturilor [141], [142]. După cum se știe un laminat este format din lamine, astfel că rezistența structurală a laminatului depinde de ruperea individuală a laminelor constituate. Uneori, laminele se desprind unele de altele datorită forfecării interlaminare chiar dacă laminele individuale rămân intacte. Laminele sunt stratificate la orientări unghiulare diferite, iar laminele constituate pot fi din diferite materiale, drept urmare și caracteristicile de rezistență și rigiditate ale diferitelor lamine sunt diferite [143]. Fiecare lamină răspunde la sarcinile aplicate conform propriilor caracteristici de rezistență/rigiditate astfel că se poate aștepta ca fiecare lamină să aibă propriile sarcini la rupere, iar ruperea tuturor laminelor din laminat să nu aibă loc simultan [144]. Atunci când o lamină se rupe, efortul aplicat pe aceasta va trebui preluat de celelalte lamine intacte iar astfel se vor determina creșteri ale tensiunilor și deformațiilor. În cazul în care tensiunile și deformațiile din laminele rămase se află încă în limitele de siguranță, laminatul, în ansamblu, continuă să preia sarcini mai mari până la ruperea finală a laminatului din cauza ruperii tuturor laminelor. Astfel, așa cum este menționat mai sus, este clar că procesul de rupere al unui laminat nu este predictibil, ci mai degrabă este un proces gradual, iar ruperea, se poate spune, că are loc în punctul când s-a inițiat ruperea, în punctul când aceasta s-a terminat, sau între cele două momente. Astfel, sarcina de rupere a unui laminat depinde de filosofia adoptată privind ruperea laminatului. În linii mari, există două moduri de a defini ruperea laminatului, ruperea primului strat și ruperea ultimului strat. Ruperea primului strat este definită ca ruperea unui laminat atunci când procesul de rupere al laminei începe cu ruperea primului strat [145]. Această metodă este o abordare destul de conservatoare a proiectării unui produs compozit și este utilizat în general în structurile primare. Ruperea ultimului strat, este definită ca ruperea unui laminat atunci când toate straturile cedează. Aceasta metodă expune capacitatea maximă de încărcare a unui laminat [33].

Metodele dezvoltate inițial pentru realizarea materialelor cu matrice polimerică și armate cu fibră de sticlă, au fost adoptate și pentru proiectarea altor materiale armate cu diferite fibre. Compozitele polimerice armate cu fibră de sticlă reprezintă cea mai mare clasă de compozite cu matrice polimerică. Materialele polimerice cu matrice termorigidă se întăresc în timpul polimerizării. Polimerizarea sau reticularea, are loc la termorigide prin adăugarea unor agenți chimici, sau prin aplicarea unui tratament termic sau a unui gradient de presiune. Aceste procese pot produce unele probleme cum ar fi solicitări reziduale precum și perioade lungi de polimerizare. Solicitățile reziduale pot produce probleme serioase în compozitele laminate nesimetrice sau groase cu matrice polimerică, unde pot să apară deformări în direcția urzelii, ondularea fibrelor, micro fisurarea fibrelor precum și delaminarea [1], [146], [147]. De asemenea, mai întâlnim și alte posibile defecte structurale în procesul de formare a materialelor compozite cu matrice polimerică, cum ar fi regiuni cu surplus de rășină (implicit un deficit de rășină lângă fibre), cavități (la încrucișarea fibrelor din direcția urzelii cu fibrele din direcția bății, precum și între laminele poziționate la unghiuri diferite). După cum se poate imagina, aceasta

este o problemă care trebuie evitată dacă se dorește obținerea unui material cu cavități reduse și cu performanțe îmbunătățite de rezistență la forfecare. Trebuie evitată micro fisurarea laminatului sau a matricei, acest fenomen poate apărea din pricina solicitărilor din timpul polimerizării sau a absorbției de umezeală din timpul formării laminatului. Un alt posibil defect ar mai putea fi și separarea sau delaminarea unor regiuni din laminat, precum și variații în alinierea fibrelor [1].

1.7 Termografia materialelor compozite

Înainte de a lua în considerare proprietățile termice convenționale, cum ar fi conductivitatea, este necesar să se ia în considerare pe scurt, efectul temperaturii asupra proprietăților mecanice ale materialelor plastice. A fost menționat mai devreme că proprietățile materialelor compozite depind în mod semnificativ de temperatură. Acest lucru se datorează structurii lor moleculare. Luând în considerare un material compozit amorf în care lanțurile moleculare au o configurație aleatorie, în interiorul materialului, chiar dacă nu este posibil să le vizualizăm, știm că moleculele se află într-o stare de mișcare continuă. Pe măsură ce materialul este încălzit, moleculele primesc mai multă energie și crește mișcarea lor relativă. Acest lucru face ca materialul să fie mai flexibil. În schimb, dacă materialul este răcit, atunci mobilitatea moleculară scade și materialul devine mai rigid [3], [148].

Termografia sau imagistica termică se bazează pe principiul că conductivitatea termică a unui material este modificată local datorită prezenței unor defecte, cum ar fi delaminări sau incluziuni. Dacă materialul care conține astfel de defecte este supus unei surse de căldură uniformă pe o suprafață, trecerea căldurii prin acesta grosime va fi inegală ca urmare a variației locale a conductivității termice. Aceasta va duce la o distribuție neuniformă a temperaturii pe suprafață, care este detectată și legată de prezența defectelor în interiorul materialului. De exemplu, fluxul de căldură obstrucționat de o zonă delaminată crește temperatura suprafeței deasupra zonei delaminate în comparație cu cea din zona înconjurătoare. Cea mai frecventă tehnică în termografie este aplicarea unei surse de căldură uniformă pe o suprafață a materialului și înregistrarea conturilor de temperatură tranzitorie pe cealaltă suprafață, fie prin cristale lichide, fie cu o cameră de detectare a căldurii în infraroșu. Sursa de căldură poate fi la fel de simplă ca pungile cu apă caldă, uscător cu aer cald, un stand de becuri sau un pistol fotografic. Localizarea plană și dimensiunea plană a defectului pot fi ușor detectate de la termogramă [56], [105], [149]–[173].

În [174], autorii au dezvoltat un studiu privind caracterizarea defectelor și comportamentul termomecanic al unor materiale polimerice armate cu fibră de sticlă, care au fost supuse unor încărcări statice la solicitări de tracțiune, utilizând o tehnică pasivă de termografie în spectrul infraroșu. Termografia în spectrul infraroșu este o tehnică fără contact și poate fi utilizată cu ușurință în condiții de inspecție/verificare sau mentenanță. Aceasta permite o inspecție rapidă și în timp real (beneficiind de trasabilitatea zonei inspectate) și poate examina o zonă relativ mare a unei structuri. Astfel, analiza imaginilor din spectrul infraroșu, permit identificarea unor defecte pe suprafața materialului, dar, doar în condiții de încărcare >250MPa. Totuși, această metodă prezintă o limitare în ceea ce privește caracterizarea materialului la încărcări scăzute, din pricina variației mici a temperaturii. În cadrul studiului amintit, materialul testat a fost format cu fibră de sticlă unidirecțională, straturile fiind orientate la 0° și 90°. Analiza convențională a imaginilor din spectrul infraroșu, a permis identificarea unor defecte ale materialului (delaminare interfazică și interlaminară) numai la niveluri ridicate ale efortului. Pentru nivelurile de solicitare reduse ($\sigma < 250$ MPa), nu a fost identificat un defect în imaginile din spectrul infraroșu, chiar dacă există cu adevărat. Pentru a completa informațiile oferite de imaginile în spectrul infraroșu privind caracterizarea defectelor în timpul procesului de încărcare maximă, cercetarea a fost orientată pe studiul comportamentului termomecanic al materialului. S-a arătat că coeficientul termoelastic al materialului se schimbă de fiecare dată când tensiunea aplicată depășește valoarea pragului de inițiere a deteriorării materialului ($\sigma_D = 50$ MPa). Această variație a coeficientului termoelastic a fost utilizată, pentru a evalua cantitativ starea globală de deteriorare a materialului chiar dacă este precoce. Prin urmare, această variabilă descrie bine starea de deteriorare a materialului, nu starea sa de solicitare și poate fi utilă în cazul monitorizării deteriorării componentelor mecanice supuse încărcărilor statice de diferite amplitudini. Cu toate acestea, nu este capabil să identifice și să localizeze daunele

create în material. O combinație între imaginile din spectrul infraroșu și analizele de variație a coeficientului termoelastic este recomandată pentru un diagnostic termografic IR mai fiabil.

O formă modificată de termografie se numește vibrotermografie [175]–[177], în care vibrațiile mecanice cu amplitudine mică sunt utilizate pentru a induce încălzirea localizată în material. Autorii au observat că încălzirea localizată are loc preferențial în jurul defectelor interne, cum ar fi delaminările și fisurile mari ale matricei.

1.8 Compozite armate – modele matematice pentru proprietăți

Materialele compozite stratificate și armate cu fibre sunt considerate din punct de vedere macroscopic, ca fiind neomogene și anizotrope, adică au proprietăți distincte pe direcții diferite, ce pornesc dintr-un același punct. Sub sarcină, materialele compozite pot fi considerate ca fiind corpuri liniar-elastice, deci relațiile dintre tensiuni și deformații specifice sunt cele corespunzătoare legii lui Hooke [32], [178]–[189].

O scurtă prezentare generală este descrisă în [141] cu privire la informații relevante referitoare la mecanica fracturilor. Desigur, o serie de cărți de specialitate sunt disponibile în acest domeniu.

Într-un studiu anterior, desfășurat la CCDCOMT [50], [136], au fost prezentate o serie de modele teoretice privind comportarea materialelor armate, din punct de vedere mecanic.

O alternativă la determinarea proprietăților mecanice ale materialelor compozite armate, poate fi utilizarea metodelor FEM [190]. Astfel, există posibilitatea modelării numerice a unor compozite armate stratificate, pornind de la noi concepte bazate pe alte abordări și alte ipoteze inițiale. Totuși, această metodă prezintă unele limitări datorită sistemului de interpolare al discretizării. De exemplu, atunci când există deformații în sistemul modelat, apar distorsiuni ale discretizării suprafețelor mari și sunt necesare discretizări rafinate pentru a rezolva structuri cu geometrii și discontinuități complexe. Astfel, față de metoda elementelor finite, au fost dezvoltate unele metode care nu necesită discretizarea suprafețelor. Interpolarea în metodele fără discretizare, se bazează pe o serie de noduri împrăștiate, această caracteristică unică, permite eliminarea parțială a dezavantajelor metodelor FEM. Una din primele metode fără discretizare a fost hidrodinamica particulelor fine (HPF). Alte metode au fost dezvoltate având la bază HPF, acestea având aplicații în diverse probleme ingineresti, precum simularea impactului la viteze mari, simularea tensiunilor de suprafață sau formarea metalelor. *Nayroles*, a prezentat o metodă fără discretizare, intitulată metoda elementelor difuze (MED), care folosește aproximări ale deplasării celui mai mic pătrat. De asemenea, *Belytschko* a prezentat o metodă ce include derivările și interpolările omise de MED, astfel dezvoltând o metodă mult mai precisă de interpolare, denumită metoda Galerkin fără elemente (GFE), aceasta având aplicații în analiza plăcilor subțiri, învelișurilor subțiri și fracturării dinamice ale acestora. Metodele amintite mai sus, sunt prezentate pe larg în literatura de specialitate [185], [191].

Ținând cont de studiile bibliografice prezentate, se poate contura o lucrare de cercetare privind materialele compozite armate cu țesături, prin care s-ar putea evidenția proprietățile mecanice precum și o analiză comparativă între tipurile de rășini epoxidice, precum și o analiză comparativă între materiale modificate cu solvent și materiale nemodificate. Astfel pornind de la studiile existente în domeniul materialelor compozite armate cu țesături, se pot aduce îmbunătățiri și putem optimiza aceste materiale prin metode experimentale, ceea ce a condus la alegerea temei acestei lucrări denumită: **Cercetări privind caracteristicile mecanice ale materialelor compozite armate cu țesături și matrice polimerică cu gradient de elasticitate.**

2. Obiectivele cercetării

Obiectivul principal al prezentei lucrări, este stabilirea unei metodologii de obținere a unui nou material compozit armat cu țesături și cu matrice termorigidă flexibilă, prin introducerea în matricea epoxidică a unui agent de modificare și de flexibilizare. De asemenea, am avut în vedere și identificarea diferențelor dintre materiale cu aceeași structură de armare, dar cu diferite tipuri de rășini epoxidice ca matrice.

Pentru realizarea acestui obiectiv principal, am ales următoarele obiective specifice:

- a) studierea literaturii de specialitate privind formarea de materiale compozite armate cu țesături din fibră de carbon, fibră de sticlă, fibră aramidică și fibră mixtă precum și influența diferitelor tipuri de stratificări și orientări ale țesăturii;
- b) studierea literaturii de specialitate privind influența matricei epoxidice în formarea materialelor compozite armate cu țesături;
- c) studierea literaturii de specialitate privind influența modificării matricei epoxidice cu N-metil-2-pirolidinonă în formarea materialelor compozite armate cu țesături;
- d) formarea materialelor compozite armate cu țesături și cu matrice epoxidică;
- e) efectuarea analizei experimentale pentru caracterizarea materialelor formate;
- f) interpretarea și studierea rezultatelor obținute.

Pentru fiecare din obiectivele specifice propuse sunt realizate studii teoretice și vor fi efectuate analizele experimentale următoare:

- în urma analizei literaturii de specialitate, am ales arhitectura pseudo-laminatelor în vederea obținerii unui material nou format cu matrice flexibilă;
- în urma analizei literaturii de specialitate, am ales tehnica pentru introducerea și fixarea țesăturilor în matrice;
- în urma analizei literaturii de specialitate, am ales rășinile epoxidice pentru matricea de testare;
- formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică de control. Astfel, din fiecare tip de rășină utilizată, am format un pseudo-laminat care *nu a fost supus* tratării termice și nici *nu a fost modificat* cu N-metil-2-pirolidinonă;
- formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică și tratate termic. Astfel, din fiecare tip de rășină utilizată, am format un pseudo-laminat care *a fost supus* tratării termice dar *nu a fost modificat* cu N-metil-2-pirolidinonă;
- formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică și modificat cu N-metil-2-pirolidinonă. Astfel, din fiecare tip de rășină utilizată, am format un pseudo-laminat care *nu a fost supus* tratării termice dar *a fost modificat* cu N-metil-2-pirolidinonă;
- formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică, tratat termic și modificat cu N-metil-2-pirolidinonă. Astfel, din fiecare tip de rășină utilizată, am format un pseudo-laminat care *a fost supus* tratării termice și *a fost modificat* cu N-metil-2-pirolidinonă;
- stabilirea metodei de testare mecanică a pseudo-laminatului nou format;
- debitarea pseudo-laminatelor, în vederea obținerii epruvetelor de testare pentru încercări mecanice;
- efectuarea testelor la tracțiune, pentru pseudo-laminatele armate cu țesături;
- determinarea temperaturii maxime la rupere din timpul testului de tracțiune, utilizând camera de termoviziune;
- efectuarea testelor la încovoiere în trei puncte, pentru pseudo-laminatele armate cu țesături;
- determinarea temperaturii maxime la încovoiere din timpul testului de încovoiere în 3 puncte, utilizând camera de termoviziune;
- compararea rezultatelor testelor în vederea stabilirii proprietăților mecanice;
- identificarea rolului matricei asupra comportamentului la tracțiune și încovoiere al pseudo-laminatelor (atâta timp cât toate au aceeași structură de armare);
- identificarea influenței tratamentului termic asupra comportamentului la tracțiune și încovoiere al materialului (deoarece pentru fiecare tip de matrice un pseudo-laminat format a fost tratat termic, iar celălalt nu);
- identificarea influenței solventului NMP asupra comportamentului la tracțiune și încovoiere al materialului (deoarece pentru fiecare tip de matrice un pseudo-laminat format a fost modificat cu NMP, iar celălalt nu);

- urmărirea efectelor interfazice și observarea efectului solventului asupra matricei. cunoscând faptul în momentul cedării matricei, fibrele se supun efectului de ghilotină, acest studiu urmărește și efectele NMP asupra matricei, pentru ca aceasta să se întindă odată cu fibra, astfel încât rezistența să crească.

3. Formarea materialelor compozite armate cu țesături

3.1. Ipoteza de lucru pentru formarea materialelor compozite și pregătirea țesăturii

În diferite studii realizate la CCDCOMT din ultimul deceniu, au fost caracterizate materiale compozite polimerice armate cu țesături și cu matrice din rășini epoxidice care au prezentat rezultate mecanice remarcabile [98], [136], [192]–[206], astfel, acest studiu propune caracterizarea comportamentului materialelor compozite armate cu țesături din fibre de carbon, fibre mixte, fibre aramidice, fibre de sticlă și matrice epoxidică omogenă și eterogenă. Considerând avantajele și dezavantajele tipurilor de țesături selecționate, am format pseudo-laminate. Aceste pseudo-laminate, au fost create cu scopul a obține materiale cu un grad mic de flexibilitate. Pentru formarea materialelor au fost stabilite: tipul matricei polimerice, tipurile de țesături și solventul (agentul de modificare), care se vor utiliza cu scopul îmbunătățirii gradului de flexibilitate (gradientului de elasticitate), a proprietăților mecanice, a coeficientului de dilatare termică și a conductivității electrice. Principalul avantaj al pseudo-laminatelor este că, pe baza tehnicii de formare, permit o distribuție liberă a aranjamentului fibrelor [207].

Astfel, pentru a obține stabilitate structurală a pseudo-laminatului [34], [35], [208], [209], au fost selecționate țesături bidirecționale cu împletitura simplă, care de asemenea asigură și aceeași rezistență mecanică atât în direcția bătăii cât și în direcția urzelii [62], [210]–[213], precum și rezistență la delaminare [51]. Utilizând diferite tipuri de fibre pentru armarea matricei, a rezultat un compozit, care prezintă suma avantajelor fiecărei fibre constituente precum și atenuarea dezavantajelor, cu un anumit grad.

Totuși, trebuie ținut cont de faptul că, produsul finit va avea o rezistență maximă echivalentă cu cel mai slab constituent al său.

3.2. Rășinile epoxidice utilizate

Rolul matricei este acela de a transfera o mare parte din efortul aplicat pseudo-laminatului, către fibrele din laminele sau straturile constituente [1], [193], [210], [214]. Astfel, rolul matricei este vital pentru performanța pseudo-laminatului. Din acest motiv pentru formarea materialelor compozite am ales matricea polimerică epoxidică. Avantajele și dezavantajele acestei rășini au fost prezentate în capitolul 1. Din categoria rășinilor epoxidice a fost utilizat sistemul bicomponent EPIPHEN: componenta de bază EPIPHEN RE 4020 (bisfenol A) și întăritor EPIPHEN DE 4020 (amină alifatică modificată), produsă de Resoltech (denominată mai departe cu rășină tip E), datorită proprietăților rășinii de impregnare înainte/după polimerizare, care sunt prezentate în [110]. Celelalte rășini epoxidice bicomponente utilizate în acest studiu, produse de R&G GmbH Waldenbuch sunt denumite rășină tip C cu întăritor C, rășină tip HT2 cu întăritor HT2, precum și rășină tip L cu întăritor GL1 (denominate mai departe rășină tip C, H și L). Proprietățile rășinilor sunt prezentate în [110]–[115].

3.3. Solventul N-metil-2-Pirolidinonă

Capacitatea unei rășini fragile de a absorbi energia fără rupere definitivă, poate fi crescută fie prin flexibilizare, fie prin întărire. Flexibilizarea se realizează prin amestecarea rășinii cu plastifianți compatibili cu lanț lung, construirea segmentelor de lanț lung în structura rășinii pentru a crește distanța dintre site-urile de legătură încrucișată sau utilizarea agenților de întărire cu amine flexibile. Flexibilizarea conduce la sacrificarea rezistenței rășinii, a rigidității și durității, în mod deosebit la temperaturi înalte. Întărirea, ca și în cazul flexibilizării, îmbunătățește capacitatea sistemului de rășină de a rezista la solicitări mecanice și termice. Cu toate acestea, spre deosebire de flexibilizare, proprietățile brute ale matricei sunt aproape neafectate. Astfel, compromisul este redus în ceea ce privește rezistența, rigiditatea, duritatea sau rezistența la temperatură pentru creșterea tenacității. Întărirea se realizează prin dispersarea unei cantități mici de elastomer ca fază discretă de particule microscopice încorporate în matricea continuă de rășină [48].

N-metil-2-Pirolidinonă (NMP) este un compus organic format dintr-o lactamă cu cinci membri. Este un lichid incolor, deși probele impure pot părea galbene. Este miscibil cu apa și cu cei mai frecvenți solvenți organici. Poate fi folosit pentru a dispersa grafenul în NMP, ceea ce conferă un gradient de flexibilizare a materialului [215]–[220] mai ales pentru cele cu memoria formei [221]–[224]. De asemenea, aparține clasei de solvenți aprotici dipolari, cum ar fi dimetilformamida și dimetil sulfoxidul.

Solventul utilizat la formarea materialelor a fost NMP. Acesta reprezintă materie primă chimică importantă [227], [229], un solvent polar cu proprietăți bune de selectivitate și stabilitate, toxicitate redusă, punct de fierbere ridicat, solvabilitate puternică, neinflamabilă, are multe avantaje, cum ar fi biodegradarea, reutilizarea, siguranța în utilizare și adecvate pentru multe tipuri de aplicații medicale.

3.4. Formarea materialelor

În vederea proiectării și formării materialelor pentru studiu, a fost aleasă metoda de stratificare manuală, cunoscută sub denumirea de hand lay-up sau wet lay-up [193], deoarece este cea mai potrivită tehnică atunci când se dorește utilizarea unei rășini cu timp de gel îndelungat, astfel asigurându-se o impregnare bună a pre-polimerului între firele de țesătură. Rășinile epoxidice sunt în general polimeri, care în faza solidă sunt obținuți prin reacții chimice dezvoltate într-un amestec de două lichide, amestecul pre-polimeric. Astfel că fragilitatea polimerului este mai mare atunci când timpul de gel este mai scurt, ceea ce poate conduce la o calitate mai redusă a interfeței polimer – armătură [207].

Stratificarea manuală prezintă un avantaj important și anume, fiind un proces foarte simplu, necesită foarte puține echipamente speciale iar matrițele pot fi fabricate din gips, lemn, tablă sau chiar din materiale compozite armate. Primul pas este de a acoperi matrița cu un agent de demulare pentru a preveni adeziunea materialului la matriță. Acesta este urmat de un strat subțire de rășină care are o serie de funcții. De exemplu, acoperă forma neregulată a fibrelor și îmbunătățește aspectul fizic al pseudo-laminatului după ce va fi scos din matriță. De asemenea, protejează armătura de efectele umezelii care ar tinde să distrugă interfața fibră/rășină. Se continuă cu aplicarea armăturii și impregnarea acesteia cu rășină strat după strat. În procesul de eliminare a bulelor de aer dintre straturi se poate folosi o rolă sau o racletă. Avantajul acestei metode este că rezistența și rigiditatea compozitului pot fi controlate prin creșterea grosimii cu alte straturi de material și rășină, în funcție de aplicație. Polimerizarea are loc la temperatura camerei, dar uneori se aplică un tratament termic pentru a accelera acest lucru [3].

Această metodă de formare, prezintă avantaje benefice pentru acest studiu, cum ar fi flexibilitate în procesul de proiectare, ușurința prin care pot fi introduse armăturile în matriță, unelte semi-profesionale, investiții minimale în echipamente performante, dimensiunile relativ mari la care pot fi produse pseudo-laminate, instruirea operatorului este minimă și nu în ultimul rând, versatilitatea prin care se poate modifica proiectarea inițială a pseudo-laminatului. Totuși, nu trebuie să neglijăm dezavantajele acestei metode, de exemplu volumul mare de ore necesare pre-procesării și formării compozitului, calitatea produsului finit care depinde în mare măsură de pregătirea și experiența operatorului, sunt necesari timpi mai îndelungați pentru procesare dar și pentru polimerizare, iar pierderea de material poate fi însemnată [208]. De asemenea, trebuie menționat faptul că această tehnică de formare a fost perfecționată în cadrul CCDCOMT.

Astfel, în urma consultării literaturii de specialitate și ținând cont de ultimele progrese din domeniul materialelor compozite armate, a fost stabilită o anumită dispunere a straturilor de armătură (țesături simple din fibre de carbon, fibre mixte, fibre aramidice și fibre de sticlă). Pasul următor a fost acela de a decupa lamine din țesături cu dimensiunile 210×294mm. Laminele au fost decupate astfel încât orientarea fibrelor să fie la 90°, 30°, 45°, -30° și 0° față de direcția urzelii.

Pentru a realiza un pseudo-laminat cu suprafețe cu rugozitate redusă, a fost decisă utilizarea unor plăci de sticlă, una pentru partea inferioară pentru a asigura o suprafață uniformă a produsului final, și una pentru a închide matrița. Dimensiunea plăcilor de sticlă a fost de 250×340mm, iar pentru a asigura etanșeitarea matriței, a fost folosită o garnitură din cauciuc sintetic Iveolar tip EPDM (etilenă-propilenă-dienă modificată). Dimensiunile garniturii au fost de 8×10mm cu profil tip D. Extragerea pseudo-laminatului din matriță, este în sine un proces laborios și din acest motiv, pentru a facilita un proces cât mai rapid, am amplasat o folie de

polietilenă (aceasta fiind de calitate superioară, utilizată pentru imprimare, astfel încât grosimea foliei este aproape constantă fiind în prealabil laminată) între placa de sticlă și primul strat de armătură sau rășină deoarece rășina epoxidică nu aderă la suprafața polietilenei și facilitează extragerea materialului din matriță, după polimerizarea naturală a matricei (14 zile). Trebuie menționat faptul că pe suprafața plăcii de sticlă a fost aplicat un strat subțire de agent de demulare cu ceară, astfel încât placa să poată fi îndepărtată cu ușurință, în acest mod putând fi refolosită. În plus, este mai facilă desprinderea foliei de polietilenă de proba formată decât desprinderea plăcii de sticlă.

În **Tabelul 1**, sunt prezentate țesăturile utilizate în formarea pseudo-laminatelor, orientarea țesăturilor la diferite unghiuri, precum și concentrația de solvent adăugată în fiecare pachet de țesături. Toate țesăturile sunt simple – adică sunt realizate prin trecerea firelor de bătătură în mod alternativ pe sub câte un fir și peste câte un fir din urzeală.

Tabelul 1 Arhitectura pseudo-laminatelor

	Țesătură	Straturi aplicate (unghi de tăiere a țesăturii)					Concentrație solvent NMP
1	Țesătură fibră de carbon C ₂₄₀	90°	30°	45°	-30°	0°	0%
2	Țesătură mixtă C/A ₆₈	90°	30°	45°	-30°	0°	3%
3	Țesătură fibră aramidică A ₆₁	90°	30°	45°	-30°	0°	6%
4	Țesătură fibră de sticlă S ₁₆₃	90°	30°	45°	-30°	0°	9%
5	Țesătură mixtă C/A ₆₈	90°	30°	45°	-30°	0°	12%
6	Țesătură fibră aramidică A ₆₁	90°	30°	45°	-30°	0°	15%
7	Țesătură fibră de carbon C ₂₄₀	90°	30°	45°	-30°	0°	18%

În tabelul de mai sus, cifrele alăturate acronimului ce definește tipul țesăturii, identifică densitatea specifică a materialului în g/m².

În vederea formării pseudo-laminatului, a fost pregătită și rășina epoxidică. Astfel, așa cum am specificat și în capitolele anterioare, rășinile utilizate au fost sisteme polimerice bicomponent, fiind necesare rășina propriu-zisă precum și un întăritor. Aceste componente au fost pregătite în recipiente de unică folosință. De asemenea, pentru materialele modificate cu NMP, în această etapă a fost pregătit și solventul într-un recipient de unică folosință și fiind în cantitate procentuală, în funcție de cantitatea de rășină utilizată pentru pachetul respectiv. Cantitatea de rășină utilizată a fost stabilită în concordanță cu recomandările producătorului. Cele două componente ale amestecului pre-polimeric (trei pentru materialele modificate cu NMP) au fost amestecate cu ajutorul unui mixer, timp de 5 minute, până când s-au omogenizat.

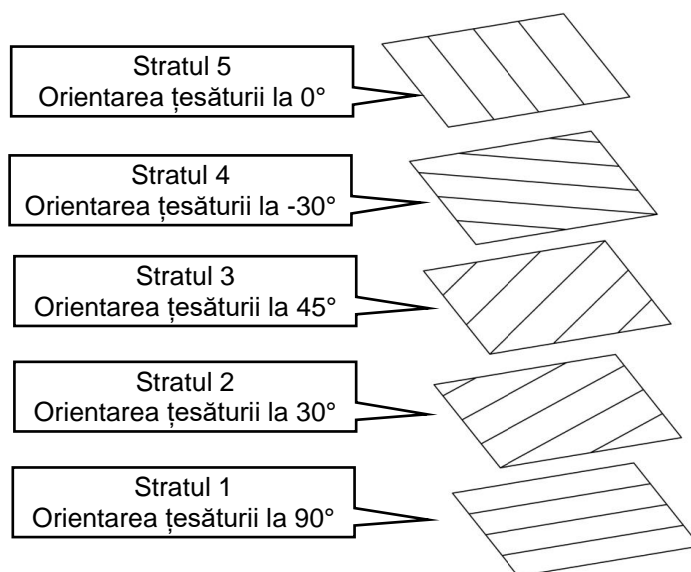


Fig. 1 Orientarea fibrelor în fiecare pachet de 5 țesături

Stratificarea în matriță a început prin poziționarea foliei de polietilenă, urmată de prima țesătură din fibră de carbon C₂₄₀ orientată la 90° (orientarea este relativă la direcția urzelii țesăturii în raport cu latura mai lungă a matriței). A urmat a doua țesătură din C₂₄₀ orientată la

30°. Cea de-a treia țesătură C_{240} orientată la 45° a fost și ea poziționată. Ulterior, am poziționat și a patra țesătură C_{240} orientată la -30°. Ultima țesătură poziționată în matriță din acest pachet C_{240} a fost orientată la 0°. Această secvență de plasare în matriță se respectă pentru toate tipurile de țesătură utilizate pentru armare, conform informațiilor din **Tabelul 1**. Trebuie specificat faptul că, pentru materialele modificate cu NMP, în fiecare pachet din același tip de armătură, am adăugat solvent în concentrație conform informațiilor din **Tabelul 1**, iar acesta a fost dispersat în amestecul pre-polimeric. De asemenea, laminele au fost impregnate cu rășină. Ulterior introducerii tuturor laminelor în matriță, aceasta a fost închisă, așa cum este specificat mai sus, cu o a doua placă de sticlă. Matrița a fost prinsă în cleme metalice și amplasată în poziție verticală, pentru a facilita eliminarea gazelor. Excedentul de rășină a fost înlăturat prin intermediul a două fante de ~4 mm poziționate în două capete opuse pe diagonală.

Așa după cum aminteam încă din *Introducere*, materialele formate sunt, în aparență, pseudo-laminate, fiind alcătuite din mai multe straturi de țesături impregnate cu amestec pre-polimeric. Deosebirea esențială de laminate este aceea că straturile nu sunt lipite între ele ci matricea polimerică (sau polimerică modificată) este continuă prin oricare strat spre straturile adiacente astfel că se poate considera că este angajată în totalitate la momentul încărcării. Acest lucru este diferit față de teoria laminatelor unde încărcarea exterioară se distribuie pe lamine și pe adezivul care asigură integritatea interlaminară.



Fig. 2 Formarea pseudo-laminatelor prin metoda hand lay-up (de la stânga la dreapta: stratificare; evacuare gaze; polimerizare în matriță)

Au fost formate 16 materiale compozite anizotrope cu armătură identică, dintre care doar opt materiale au fost modificate cu N-metil-2-Pirolidinonă. Din cele opt modificate cu NMP, doar patru materiale (câte unul pentru fiecare tip de rășină epoxidică utilizată ca matrice) au fost tratate termic. Din cele opt nemodificate cu NMP, doar patru au fost tratate termic. Astfel rezultă cele 16 materiale formate conform **Tabelul 2**. Ulterior formării, vor fi analizate proprietățile pseudo-laminatelor pentru a determina influența tipurilor de țesături utilizate, orientării fibrelor laminelor la diferite unghiuri și modificării matricei epoxidice asupra performanței pseudo-laminatului. Toate pseudo-laminatele au fost formate din 35 straturi după structura din **Tabelul 1**.

Tabelul 2 Tratamente aplicate materialului

Nr. Crt.	Rășina utilizată	Pseudo-laminat tratat termic	Pseudo-laminat modificat cu N-metil 2- pirolidinonă	Codificarea pseudo-laminatului
1.	C	-	-	C1
2.		x	-	C2
3.		-	x	C3
4.		x	x	C4
5.	E	-	-	E1
6.		x	-	E2
7.		-	x	E3
8.		x	x	E4
9.	H	-	-	H1
10.		x	-	H2
11.		-	x	H3
12.		x	x	H4
13.	L	-	-	L1

14.		x	-	L2
15.		-	x	L3
16.		x	x	L4

Pentru a înțelege mai bine modul în care sunt codificate aceste pseudo-laminate, am ales varianta atribuirii unei cifre, pe lângă litera care definește rășina. Astfel, pentru pseudo-laminatul de control, în cazul rășinii C, am utilizat codul C1. Pentru pseudo-laminatul tratat termic, am utilizat C2. Pentru pseudo-laminatul modificat cu NMP, am utilizat C3, iar pentru pseudo-laminatul tratat termic și modificat cu NMP, am utilizat C4. Pentru celelalte pseudo-laminate formate cu rășină epoxidică, am păstrat aceeași codificare, în care am schimbat doar litera corespunzătoare tipului de rășină, așa cum este prezentat în **Tabelul 2**.

După cum a fost specificat mai sus, în funcție de rășina epoxidică utilizată (C, E, H, L), au fost formate câte patru pseudo-laminate cu fiecare tip de rășină. Ca urmare a utilizării sistemului epoxidic, pentru finalizarea polimerizării matricei epoxidice și îmbunătățirea proprietăților mecanice, se recomandă tratarea termică a materialelor formate. Astfel, câte două dintre cele patru materiale formate cu fiecare rășină, au fost tratate termic în etuvă, după 30 de zile de la formare. Astfel, conform recomandării producătorului, materialele au fost introduse într-o etuvă încă dinainte de a fi îndepărtate din matriță pentru o primă etapă de tratate termică. Ulterior îndepărtării matriței, pseudo-laminatele au fost tratate termic într-o nouă etapă.

Deoarece pseudo-laminatul este *asimetric* și ținând cont de arhitectura lui prezentată în **Tabelul 1**, cele două fețe ale fiecărei plăci trebuie să fie identificabile (mai ales din perspectiva testelor de încovoiere). Astfel, fața corespunzătoare pachetelor de armătură $C_{240}-C/A_{68}-A_{61}$ față de pachetul cu fibră de sticlă va fi notată **I**, iar fața corespunzătoare pachetelor $C_{240}-A_{61}-C/A_{68}$, față de pachetul cu fibră de sticlă va fi notată **II**. Această notație va fi importantă la analiza proprietăților mecanice pentru testele de încovoiere.

Ipoteza de lucru, pentru prezentul studiu, a fost identificarea unui material compozit polimeric cu matrice epoxidică și gradient de elasticitate. Astfel, după cum a fost specificat anterior, am format pseudo-laminatele, după care mi-am pus problema metodologiei de testare a ipotezei de lucru. Având în vedere cele propuse și ținând cont de dotările CCDCOMT și studiile efectuate anterior, mi-am propus să efectuez teste mecanice de tracțiune și încovoiere, pentru a caracteriza, din aceste puncte de vedere, materialele formate. Dat fiind faptul că aveam nevoie de epruvete pentru testele de tracțiune și încovoiere după dimensiunile din **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**, am proiectat plăci compozite cu dimensiunile 210×294mm. După ce am format materiale, așa cum am specificat mai sus, doar opt pseudo-laminate au fost tratate termic. Din motive independente de mine, nu am avut posibilitatea de a debita plăcile, decât după aproximativ 12 luni și, pe cale de consecință, ele au fost testate, practic, după 14-16 luni de la formare. Astfel rezultând și un timp suficient pentru polimerizarea naturală pentru cele opt plăci netratate termic.



Fig. 3 Etapele de extragere ale epruvetelor, utilizând mașina de tăiat cu jet de apă (de la stânga la dreapta: pseudo-laminat extras din matriță; debitarea pseudo-laminatului; epruvetele înainte de extragerea din pseudo-laminat)

În vederea extragerii epruvetelor, după cum se poate observa și din **Error! Reference source not found.**, pentru determinarea proprietăților mecanice ale materialelor formate, am utilizat mașina de tăiat cu jet de apă MAXIEM 2040. De asemenea, trebuie menționat faptul că

debitarea a fost efectuată atât cu jet de apă cât și cu grit de sablare (pulbere abrazivă specială, utilizată în debitare pentru mașinile cu jet de apă). Debitarea în exclusivitate cu jet de apă, care la unele probe a fost posibilă (acestea nu au fost introduse în prezentul studiu), a evidențiat faptul că linia de tăiere nu poate fi continuă datorită prezenței, mai ales, a fibrelor aramidice, care au rezistență mare la forfecare. Acestea deviau jetul de apă astfel încât marginea epruvetei nu a fost continuă, ci a fost ondulată, ceea ce conducea la obținerea unor epruvete neviabile din punctul de vedere al testelor mecanice deoarece marginile sinuoase pot fi considerate amorse de fisuri. Introducerea gritului de sablare, nu a însemnat altceva decât mărirea densității pe fluxul de debitare. Muchiile abrazive ale granulelor gritului de sablare au tăiat fibrele aramidice și astfel au rezultat margini netede ale epruvetelor acestea fiind viabile pentru testare.

Pornirea echipamentului și implicit, a jetului de apă, a fost efectuată în exteriorul câmpului plăcii astfel încât să se reducă la minim efectul mecanic al jetului de apă (apropiat de comportamentul unui proiectil de mici dimensiuni) asupra materialului. Până să pătrundă jetul, rezistența la forfecare (în acest caz indusă de apă), a fiecărui strat, împiedică jetul să pătrundă (în tot materialul) și atunci gritul ar fi fost împrăștiat în interiorul laminatului, care, odată cu presiunea apei, poate induce o primă delaminare [230]–[234].

În principiu, nu există standarde pentru materiale compozite cu matrice termorigidă cum sunt rășinile epoxidice, astfel că am ales să folosesc standardul ISO 527-1:2019, aplicat, de obicei, materialelor compozite cu matrice termoplastică, iar din punctul de vedere al acestui standard, în ceea ce privește solicitarea la tracțiune, pot fi folosite atât epruvete rectangulare cât și epruvete standard.

Studiul dezvoltat de autorul Boboc în lucrarea de la CCDCOMT [194], în ceea ce privește alegerea tipului de epruvetă, ne-a arătat că dacă avem un material format cu țesături, direcția de solicitare influențează foarte mult răspunsul materialului și ține de orientarea țesăturilor.

Din fiecare material format, au fost extrase un număr de opt epruvete pentru solicitarea la tracțiune și un număr de douăsprezece epruvete pentru solicitarea la încovoiere, așa cum se poate observa în **Fig. 4**.

Testarea epruvetelor pe mașina de încercări mecanice, folosind echipamentul INSTRON 8802 și având capacitatea maximă de încărcare a mașinii de 100kN, a fost realizată în conformitate cu standardul ISO 527-1:2019, pentru solicitarea la tracțiune, și în conformitate cu standardul 178:2003, pentru solicitarea la încovoiere.

Astfel, toate testele de tracțiune pentru materialele cuprinse în acest studiu, au avut aceiași parametri setați în echipamentul de testare și anume: viteza de deplasare a bacului superior de 5mm/min iar condiția de oprire fiind scăderea forței cu 50% sau o deplasare a bacului superior mai mare de 50mm, dimensionarea epruvetelor realizându-se ca în **Error! Reference source not found.**

De asemenea, pentru solicitarea la încovoiere a epruvetelor, parametri setați în echipamentul de testare au fost: viteza de deplasare a bacului superior de 5 mm/min iar condiția de oprire fiind deplasarea bacului superior după 37mm, dimensionarea epruvetelor realizându-se ca în **Error! Reference source not found.**

Materialele formate, au fost testate aproximativ după douăsprezece luni de la formarea lor, astfel putem spune că procesul de polimerizare a fost finalizat într-un ritm lent. Trebuie reamintit faptul ca, opt din cele șaisprezece materiale, au fost tratate termic în etuvă, așa cum a fost prezentat în **Error! Reference source not found.**



Fig. 4 Pseudo-laminat având epruvetele notate, înainte de a fi extrase

Toate testele de tracțiune au fost filmate cu ajutorul a două echipamente de înregistrare video, pentru a identifica cu exactitate momentul ruperii epruvetei. Prima cameră video a fost astfel poziționată, pentru a înregistra una din fețele (suprafețele) epruvetei, iar cea de-a doua a fost poziționată pentru a înregistra partea laterală (grosimea) epruvetei. Această decizie a fost luată pe baza necesității de corelare a unor puncte critice de pe curba de încărcare, cu momentele de rupere ale unor straturi ale epruvetei. Pentru solicitarea la încovoiere a fost utilizată o singură cameră video, fiind astfel poziționată pentru a înregistra grosimea epruvetei, în vederea corelării momentelor semnificative (de exemplu, delaminarea centrală, alunecarea relativă a unor straturi, fracturarea unor straturi).

Pentru solicitarea la încovoiere, întrucât materialul nu este simetric, am ales ca testarea epruvetelor să fie efectuată cu forța aplicată din ambele direcții: pe suprafața I, respectiv pe suprafața II. Astfel, efortul va fi sub formă de compresiune pe suprafața aplicării forței și sub formă de întindere pe suprafața opusă. Această metodă este interesantă mai ales în cazul pseudo-laminatelor modificate cu solvent NMP.

Momentul de încovoiere, în cazul testului de încovoiere în 3 puncte, crește de la extremitatea epruvetei, la un maxim al valorii la mijlocul ei. Efortul maxim este atins de-a lungul unei linii aflată pe centrul epruvetei. Fibrele pot fi dispuse în lungul epruvetei sau perpendicular la aceasta. Atunci când fibrele sunt dispuse perpendicular la lungimea epruvetei, obținem o valoare a rezistenței transversale pentru interfaza fibră – matrice. Rezistența la forfecare rămâne constantă, iar valoarea maximă a acesteia va corespunde încărcării maxime [1].

În **Error! Reference source not found.**, sunt reprezentate straturile de fibră din pseudo-laminat, precum și direcția de aplicare a forței asupra materialului.

În ceea ce privește materialele formate, trebuie făcută mențiunea că fenomenul de delaminare pentru pseudo-laminate, este un proces asemănător delaminării. Acesta nu constă în delaminarea clasică, adică în ruperea adezivului dintre 2 lamine, în acest caz, cedează polimerul dintre 2 lamine.

Printre obiectivele studiului propus, se numără investigarea comportamentului materialelor formate la solicitări de încovoiere și tracțiune. Influența rășinii este de asemenea de interes, dar și tipul de țesătură, precum și alternarea numărului de lamine sau modificarea unghiurilor. Toate acestea vor determina performanța pseudo-laminatului.

4. Analiza proprietăților mecanice ale materialelor – teste de tracțiune

Principalul avantaj al utilizării pseudo-laminatelor armate cu țesături este că oferă proprietăți care sunt mai echilibrate în direcțiile 0° și 90° decât laminatele unidirecționale. Deși laminatele cu mai multe straturi pot fi, de asemenea, proiectate pentru a produce proprietăți echilibrate, timpul de fabricare (stratificare) pentru laminatele formate cu țesături este mai mic decât cel al unui laminat multistrat. Însă, rezistența la tracțiune și modulul de elasticitate ale unui laminat din țesături sunt, în general, mai mici decât cele ale laminatelor cu mai multe straturi ortotrope. Motivul principal pentru proprietățile de întindere mai mici este prezența undulației fibrelor în țesături, deoarece fasciculele de fibre din direcția urzelii traversează pe deasupra și pe dedesubtul fasciculelor de fibre din direcția bății pentru a crea o structură interblocată. În urma solicitărilor la tracțiune, aceste fibre ondulate tind să se îndrepte, ceea ce creează solicitări mari în interfață, la încărcări reduse. Pe măsura creșterii încărcării, apar micro fisuri ale interfeței, care, ulterior, se propagă în matrice. Acest lucru este evidențiat și de apariția unui sau mai multor vârfuri în diagramele solicitare-deformare ale laminatelor formate cu țesături [56], [236], [237]. Pentru testarea epruvetelor, acestea sunt supuse la solicitări axiale, până la rupere iar deformațiile apărute pe direcția longitudinală și transversală sunt înregistrate într-un flux continuu cu ajutorul componentei software *BlueHill* de control al echipamentului de încercări mecanice. Determinarea constantelor mecanice se face prin analizarea curbelor încărcare – alungire (sau efort – deformare). Calculul parametrilor mecanici la tracțiune se face doar în zona liniară, considerată zonă elastică [136], [238]–[240].

4.1. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip C

4.1.5. Concluzii pseudo-laminat C

În cazul materialelor cu matrice epoxidică C nemodificată din **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**, se poate observa cu ușurință că, în cazul materialelor polimerizate natural (C1), rezultatele obținute (curbele σ/ϵ) sunt mai răspândite decât rezultatele obținute pentru materialul tratat termic (C2), dar diferențele nu sunt semnificative. Epruveta cu cel mai diferit rezultat a fost epruveta 8, atât pentru C1 cât și pentru C2, adică cele situate la marginea pseudo-laminatului și, din această cauză, poate că structura lor a fost afectată de jetul de apă de înaltă presiune care a străpuns câmpul plăcii, ținând cont că debitarea a început cu aceste epruvete. După ce au fost extrase cele 8 epruvete, rigiditatea pseudo-laminatului este redusă și este mai puțin probabil să afecteze următoarele probe.

Trebuie spus că, în ceea ce privește epruvetele cu aproximativ același comportament, epruveta numerotată cu 5 a prezentat cea mai mare creștere a valorii temperaturii (față de temperatura mediului ambiant), atât pentru materialele natural polimerizate (C1), cât și pentru cele tratate termic (C2). Diferența dintre cele mai mari (epruveta 5) și cele mai mici (epruveta 6) temperaturi (față de temperatura mediului ambiant) pentru materialul compozit polimerizat natural (C1) este de 18.63°C , în timp ce celelalte două epruvete au înregistrat valori ale temperaturii în jurul mediei extreme. Pe imaginea în spectrul infraroșu al materialului C1, se observă faptul că încălzirea epruvetei 5 este extinsă între cele două puncte de fractură. În graficul curbei medii pentru materialele C2 (tratate termic), diferențele dintre valorile extreme ale temperaturii sunt de 5.74°C (48.49°C pentru epruveta 5 și 42.75°C pentru epruveta 6). În acest caz, pentru epruveta 2 a fost înregistrată o valoare de 48.47°C (practic la fel ca pentru epruveta 5), iar pentru ultima epruvetă valoarea înregistrată a fost de 45.09°C . Analizând doar aspectele termice, am putea spune că tratamentul termic contribuie la consolidarea materialelor compozite ducând la o calitate mai bună a interfațelor. În general, pentru materialele C1 și C2, în cazul epruvetelor medii, pachetul central al armăturii (S_{163}) nu este afectat, fiind protejat de pachetele exterioare de țesătură C_{240} .

În **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**, sunt prezentate curbele materialelor cu matrice epoxidică C modificată cu NMP, rezultate în urma solicitării la tracțiune. Epruveta 6, atât pentru materialul C3 cât și pentru C4, prezintă cel mai diferit răspuns la tracțiune.

Pentru pseudo-laminatul C3, epruveta 3 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (24.7°C), în timp ce epruveta 7 a avut cea mai mică creștere (16.2°C).

Pentru pseudo-laminatul C4, epruveta 5 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (19.2°C), în timp ce epruveta 2 a avut cea mai mică creștere (12.9°C).

În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit C3, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (44.7°C) și cea mai mică (36.2°C), a fost de 8.5°C .

În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului C4, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (43°C) și cea mai mică (36.7°C), a fost de 6.3°C .

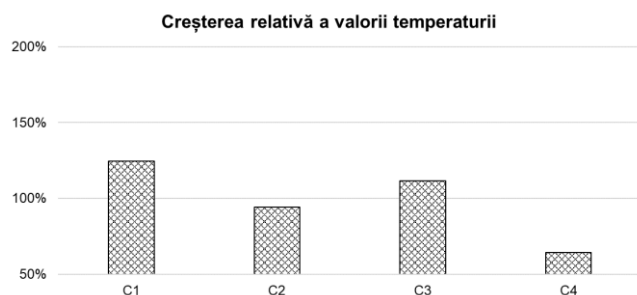


Fig. 5 Creșterea relativă a valorii temperaturii, pentru materialele formate cu rășină tip C

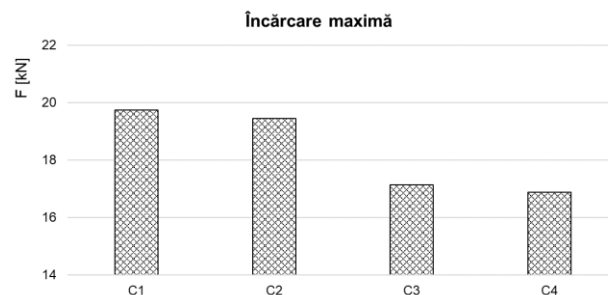


Fig. 6 Încărcare maximă pentru materialele formate cu rășină tip C

În **Fig. 5**, se poate observa faptul că materialul C1 a prezentat cele mai mari creșteri ale valorii temperaturii față de mediul ambiant, deoarece acest pseudo-laminat nu a fost tratat termic sau modificat cu NMP, rezultând astfel un material mai rigid comparativ cu C4, care, acesta a fost atât tratat termic cât și modificat cu NMP.

Din punct de vedere mecanic, este ușor de observat cum comportamentul epruvetelor este mai răspândit în cazul materialelor tratate termic (C4), decât în cazul materialelor polimerizate natural (C3). În imaginea din spectrul infraroșu al materialului C3, se observă faptul că încălzirea epruvetei 3 este extinsă între cele două puncte de fractură.

Analizând rezultatele medii ale forței la încărcarea maximă din **Fig. 6** ale materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, C1. Totuși, poate că acest deziderat era cunoscut încă de la început. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost C3, adică materialul format cu rășină tip C, modificat cu NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural și testat un an mai târziu de la formarea acestuia. Materialul C3 prezintă o valoare a forței la încărcarea maximă cu 1.6% mai mare față de materialul C4.

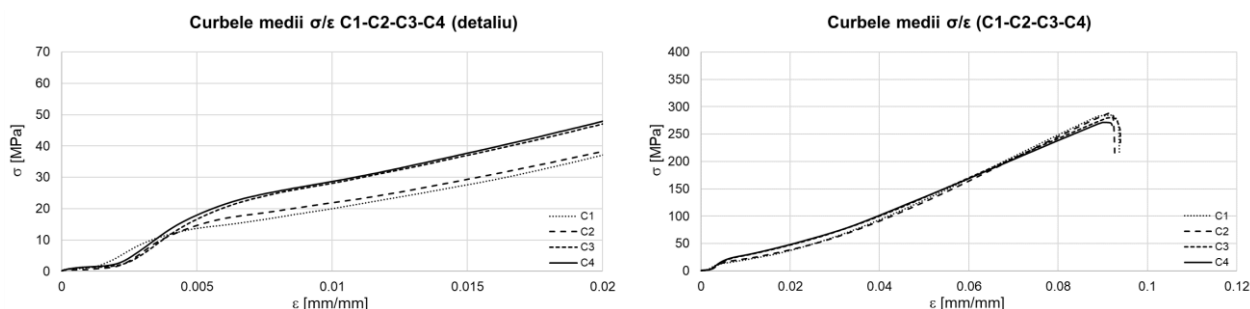


Fig. 7 Comparație între materialele C1-C2-C3-C4

În graficul curbelor medii σ/ϵ C1, C2, C3 și C4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la tracțiune a epruvetelor selectate și extrase din materialele compozite. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează

performanța compozitului într-un mod pozitiv, dar doar într-o mică măsură, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

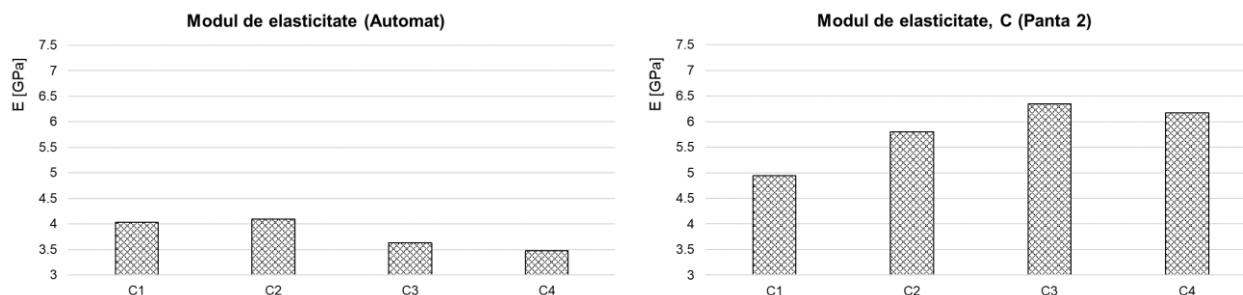


Fig. 8 Modul de elasticitate al pseudo-laminatelor formate cu rășină tip C

Analizând modulul de elasticitate rezultat din curbele medii σ/ϵ , din Fig. 7 - Fig. 8 al materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul modificat cu NMP dar netratat termic, C3. Trebuie menționat faptul că în calculul curbei medii σ/ϵ , au fost incluse doar epruvetele cu comportament similar. De asemenea, în Fig. 8, este prezentat un grafic cu modulele de elasticitate obținute automat de software-ul utilizat de mașina de tracțiune, iar observația principală de aici este că cel mai bun material din punct de vedere al modulului de elasticitate ar fi C2, dar având o valoare mai mare cu 1.6% față de C1, sau dacă facem referire și la gradientul de elasticitate, C3, dar și acesta fiind mai mare față de C4 doar cu 4.5%. Astfel, dacă nu s-ar analiza datele obținute printr-un studiu aprofundat, am putea ajunge la soluții nerealiste, costisitoare, sau materiale care se pot fractura sub anumite condiții extreme.

În Fig. 8, sunt prezentate valorile modulului de elasticitate calculat pentru fiecare material format cu rășină tip C. Materialele tratate termic ar trebui să prezinte o valoare mai mare a modulului de elasticitate (calculat) față de cele netratate termic, ceea ce, în cazul materialelor nemodificate cu NMP, C1 și C2, se verifică, C2 fiind mai mare cu 17.3% față de C1. În cazul materialelor modificate cu NMP, situația este exact inversă, adică modulul de elasticitate al materialului C4, este cu 2.8% mai mic față de C3, diferența nefiind semnificativă.

Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost C3, adică materialul format cu rășină tip C, modificat cu NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, dar care a fost testat un an mai târziu de la formarea acestuia. C3 are un modul de elasticitate (calculat) mai mare decât C4 cu 2.9%, față de C1 mai mare cu 28.3%, față de C2 mai mare cu 9.4%.

4.2. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip E

4.2.5. Concluzii pseudo-laminat E

În Error! Reference source not found. și Error! Reference source not found. sunt prezentate curbele σ/ϵ ale materialelor cu matrice epoxidică E, rezultate în urma solicitării la tracțiune. Materialul E2, spre deosebire de E1, a fost tratat termic. Epruveta 6 pentru materialul E1, respectiv epruveta 8 pentru materialul E2, prezintă cel mai slab răspuns la tracțiune. În ceea ce privește răspunsul slab al epruvetei 6, probabil comportamentul său se datorează unor defecte interne (lipsa pre-polimerului între două sau mai multe straturi de armare), iar fractura epruvetei a afectat ambele pachete de straturi de armare externe cu deplasarea lor în sens opus pachetului central (S_{163}) de armătură. Diferența valorilor temperaturii de încălzire pentru materialul E1 este de 17.43°C (între epruveta 1 și epruveta 8). În cazul materialului E2 (epruveta 3 și, respectiv, epruveta 6), diferența de temperatură este de 3.31°C, dar cea mai mare valoare este atinsă în cazul epruveta 4 și este de 51.68°C.

În Error! Reference source not found. și Error! Reference source not found., sunt prezentate curbele σ/ϵ ale materialelor cu matrice epoxidică E modificată cu NMP rezultate în urma solicitării la tracțiune. Materialul E4, spre deosebire de E3, a fost tratat termic. Epruveta 1

pentru materialul E3, respectiv epruveta 3 pentru materialul E4, prezintă cel mai slab răspuns la tracțiune, deși ambele au fost incluse în calculul comportamentului mediu al materialelor. Pentru pseudo-laminatul E3, epruveta 8 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (29.89°C), în timp ce epruveta 1 a avut cea mai mică creștere (15.29°C). Pentru pseudo-laminatul E4, epruveta 4 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (29.26°C), în timp ce epruveta 8 a avut cea mai mică creștere (14.47°C). În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit E3, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (51.59°C) și cea mai mică (36.99°C) a fost de 14.6°C. În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit E4, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (50.96°C) și cea mai mică (36.17°C) a fost de 14.79°C. Din punct de vedere mecanic, este ușor de observat cum comportamentul epruvetelor este mai răspândit în cazul materialelor natural polimerizate (E1 și E3) decât în cazul materialelor tratate termic (E2 și E4).

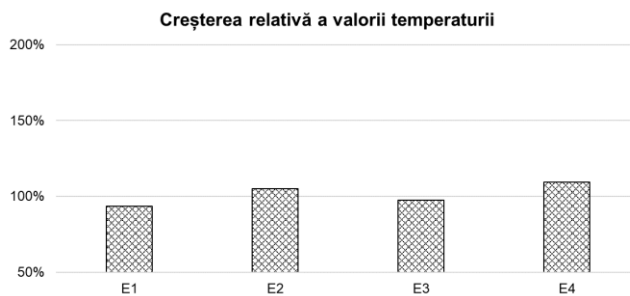


Fig. 9 Creșterea relativă a valorii temperaturii, pentru materialele formate cu rășină tip E

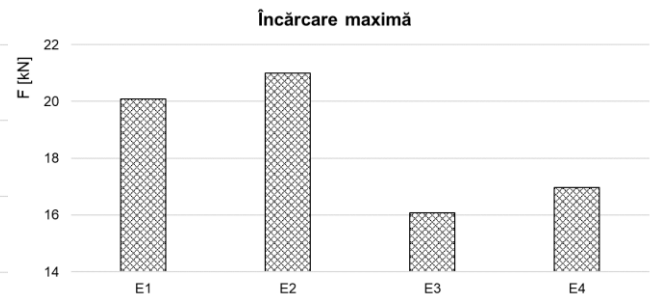


Fig. 10 Încărcare maximă pentru materialele formate cu rășină tip E

În figura **Fig. 9**, se poate observa faptul că materialul E4 a prezentat cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant, în timp ce la materialul format cu rășină tip C, cea mai mare creștere relativă a valorii temperaturii s-a înregistrat la pseudo-laminatul netratat termic și nemodificat, C1 (24.4°C). În cazul materialelor formate cu rășină tip E, cea mai mare creștere a valorii temperaturii s-a înregistrat la opusul primului, adică materialul tratat termic și modificat cu NMP, E4 (23.8°C).

Analizând rezultatele medii ale forței la încărcarea maximă din **Fig. 10** ale materialelor formate cu rășină tip E, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP, dar a fost tratat termic, E2. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost E4, adică materialul format cu rășină tip E, modificat cu NMP și supus unui tratament termic și care a fost testat un an mai târziu de la formarea acestuia. Materialul E4 prezintă o forță la încărcarea maximă cu 5.5% mai mare față de materialul E3, iar față de pseudo-laminatul cu cel mai bun răspuns, E2, mai mic cu 19.2%.

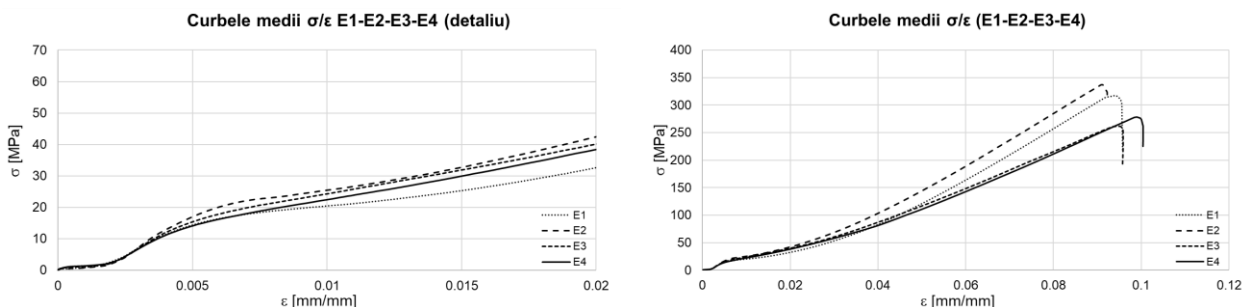


Fig. 11 Comparăție între materialele E1-E2-E3-E4

În graficul curbelor medii σ/ϵ E1, E2, E3 și E4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la tracțiune a epruvetelor selectate și extrase din materialele compozite. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod pozitiv, pentru materialele nemodificate cu NMP (E1, E2),

în timp ce pentru materialele modificate cu NMP (E3, E4), tratamentul termic nu este benefic, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

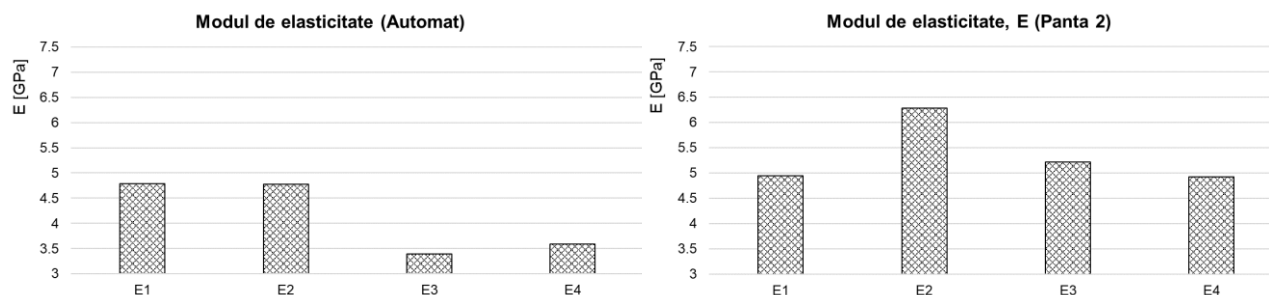


Fig. 12 Modul de elasticitate al pseudo-laminatelor formate cu rășină tip E

Analizând modulul de elasticitate rezultat din curbele medii σ/ϵ , din Fig. 12, al materialelor formate cu rășină tip E, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul nemodificat cu NMP dar tratat termic, E2. Trebuie menționat faptul că în calculul curbei medii σ/ϵ , au fost incluse doar epruvetele cu comportament similar. De asemenea, în Fig. 12, este prezentat un grafic cu modulele de elasticitate obținute automat de software-ul utilizat de mașina de tracțiune, iar observația principală de aici este că cel mai bun material din punct de vedere al modulului de elasticitate ar fi tot E2, dar având o valoare mai mare cu 1.1% față de E1, sau dacă facem referire și la gradientul de elasticitate, E4, dar și acesta fiind mai mare față de E3 doar cu 3.5%. Astfel, dacă nu s-ar analiza datele obținute printr-un studiu aprofundat, am putea ajunge la soluții nerealiste, costisitoare, sau materiale care se pot fractura sub anumite condiții extreme.

În Fig. 12, sunt prezentate valorile modulului de elasticitate calculat pentru fiecare material format cu rășină tip E. Materialele tratate termic ar trebui să prezinte o valoare mai mare a modulului de elasticitate (calculat) față de cele netratate termic, ceea ce, în cazul materialelor nemodificate cu NMP, E1 și E2, se verifică, E2 fiind mai mare cu 27.3% față de E1. În cazul materialelor modificate cu NMP, situația este exact inversă, adică modulul de elasticitate al materialului E4, este cu 5.5% mai mic față de E3, diferența nefiind semnificativă.

Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost E3, adică materialul format cu rășină tip E, modificat cu NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, dar care a fost testat un an mai târziu de la formarea acestuia. E3 are un modul de elasticitate mai mare decât E4 cu 5.8%, față de E1 mai mare cu 5.5%, față de E2 mai mic cu 17.1%.

4.3. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip H

4.3.5. Concluzii pseudo-laminat H

În ceea ce privește materialele matricei H, rezultatele sunt prezentate în **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**. Ca și în cazul altor materiale prezentate, comportamentul epruvetelor în urma testării la tracțiune este mai răspândit în cazul materialului polimerizat natural (H1) și, la fel ca și în rezultatele deja prezentate, pentru aceste materiale fractura a afectat ambele pachete de straturi de armare (cele realizate din țesătură din fibră de carbon C₂₄₀), dar în unele cazuri (precum cele cu cel mai scăzut răspuns – epruveta 4 pentru H1 și, epruveta 8 pentru H2), pachetul central al materialului (S₁₆₃) este, de asemenea, afectat. Curbele medii pentru aceste materiale sunt realizate pe cinci epruvete, în cazul materialului H1, și pe trei epruvete, în cazul materialului H2.

Efectul de încălzire la fracturarea epruvetelor este de asemenea prezent și are cea mai mare valoare de 19.07°C (67.10°C pentru epruveta 1 și 45.82°C pentru epruveta 5, respectiv epruveta 6 de 45.93°C) pentru materialul H1, iar pentru H2, cea mai mare valoare este de 4.52°C (pentru epruveta 5 și epruveta 7).

În **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**, sunt prezentate curbele materialelor cu matrice epoxidică H modificată cu NMP rezultate în urma solicitării la tracțiune. Epruveta 8, pentru materialul H3, respectiv epruveta 7, pentru materialul H4, prezintă cel mai slab răspuns la tracțiune. Pentru pseudo-laminatul H3, epruveta 2 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (21.15°C), în timp ce epruveta 3 avut cea mai mică creștere (15.48°C). Pentru pseudo-laminatul H4, epruveta 4 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (28.07°C), în timp ce epruveta 5 avut cea mai mică creștere (13.63°C). În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit H3, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (42.85°C) și cea mai mică (37.18°C), a fost de 5.67°C. În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit H4, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (49.77°C) și cea mai mică (35.33°C), a fost de 14.44°C.

Din punct de vedere mecanic, este ușor de observat cum comportamentul epruvetelor este mai răspândit în cazul materialelor natural polimerizate (H1), decât în cazul materialelor tratate termic (H2), iar pentru materialele cu matrice H și modificate cu NMP, efectul pare a fi invers.

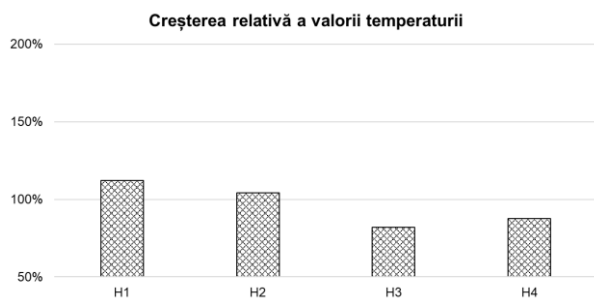


Fig. 13 Creșterea relativă a valorii temperaturii, pentru materialele formate cu rășină tip H

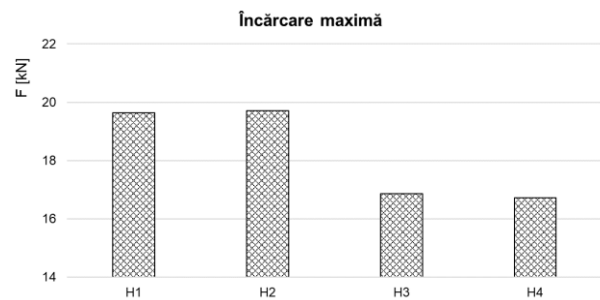


Fig. 14 Încărcare maximă pentru materialele formate cu rășină tip C

În **Error! Reference source not found.**, se poate observa faptul că materialul H1 a prezentat cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant, la fel ca în cazul materialului format cu rășină tip C, unde, cea mai mare creștere relativă a valorii temperaturii s-a înregistrat la pseudo-laminatul netratat termic și nemodificat, C1 (24.4°C). Pentru materialul H1, valoarea creșterii de temperatură a fost de 25.5°C.

Analizând rezultatele medii ale forței la încărcarea maximă din **Fig. 14**, ale materialelor formate cu rășină tip H, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP, dar a fost tratat termic, H2. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost H3, adică materialul format cu rășină tip H, modificat cu NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural și testat un an mai târziu de la formarea acestuia. Materialul H3 prezintă un efort la încărcare maximă cu 0.9% mai mare față de materialul H4, iar față de pseudo-laminatul cu cel mai bun răspuns, H2, mai mic cu 14.4%.

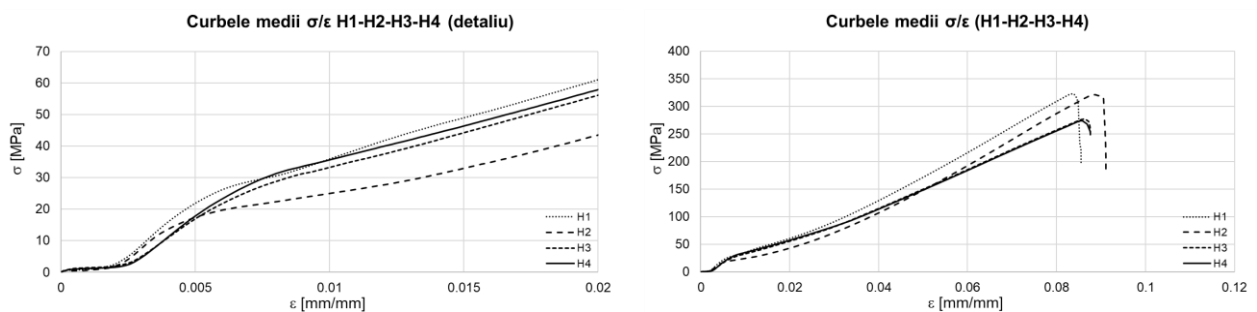


Fig. 15 Comparație între materialele H1-H2 și H3-H4

În graficul curbelor medii σ/ϵ H1, H2, H3 și H4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la tracțiune a epruvetelor selectate și extrase din materialele compozite. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod pozitiv, pentru materialele modificate cu NMP (H3, H4), în timp ce pentru materialele nemodificate cu NMP (H1, H2), tratamentul termic nu este benefic, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

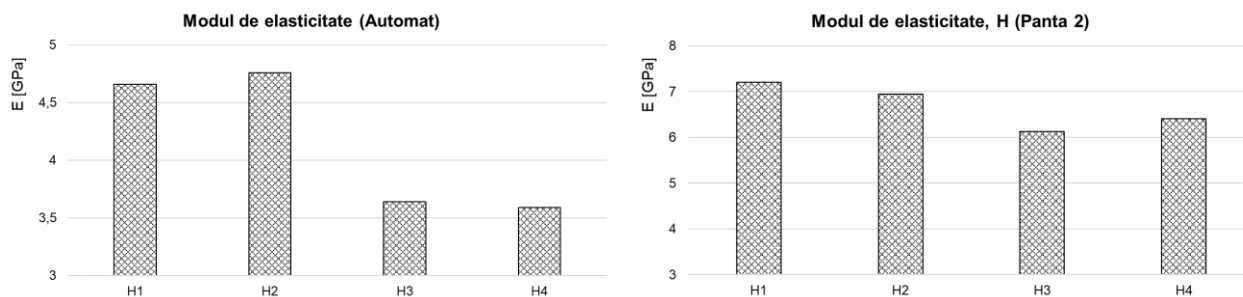


Fig. 16 Modul de elasticitate al pseudo-laminatelor formate cu rășină tip H

Analizând modulul de elasticitate rezultat din curbele medii σ/ϵ , din Fig. 15 - Fig. 16, al materialelor formate cu rășină tip H, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul nemodificat cu NMP și netratat termic, H1. Trebuie menționat faptul că în calculul curbei medii σ/ϵ , au fost incluse doar epruvetele cu comportament similar. De asemenea, în Fig. 16, este prezentat un grafic cu modulele de elasticitate obținute automat de software-ul utilizat de mașina de tracțiune, iar observația principală de aici este că cel mai bun material din punct de vedere al modulului de elasticitate ar fi H2, dar având o valoare mai mare cu 3.8% față de H1, sau dacă facem referire și la gradientul de elasticitate, H3, dar și acesta fiind mai mare față de H4 doar cu 1.8%. Astfel, dacă nu s-ar analiza datele obținute, printr-un studiu aprofundat, am putea ajunge la soluții nerealiste, costisitoare, sau materiale care se pot fractura sub anumite condiții extreme.

În Fig. 15, sunt prezentate valorile modulului de elasticitate calculat pentru fiecare material format cu rășină tip H. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost H4, adică materialul format cu rășină tip H, modificat cu NMP și care a fost supus unui tratament termic, dar care a fost testat un an mai târziu de la formarea acestuia. H4 are un modul de elasticitate mai mare decât H3 cu 4.6%, față de H1 mai mic cu 11.0%, față de H2 mai mic cu 7.6%.

4.4. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip L

4.4.5. Concluzii pseudo-laminat L

Ultimele patru materiale - doar pentru că am ales să le prezint alfabetic - sunt prezentate în Error! Reference source not found., Error! Reference source not found., Error! Reference source not found. și Error! Reference source not found.. Pentru primele două, este ușor de observat că răspândirea epruvetelor polimerizate în mod natural nu a permis o medie peste mai mult de trei epruvete. În cazul materialului cu matrice L1, cel mai scăzut răspuns este, din nou, cel al epruvetei 8, în timp ce în cazul materialului cu matrice L2, cel mai mic răspuns a fost considerat cel al epruvetei 7. Pentru aceste materiale compozite, am observat că pachetul central (S_{163}) al armăturii este afectat de testele de tracțiune (în ambele cazuri de matrice polimerizată natural - L1 și matrice tratată termic - L2). În ceea ce privește creșterea relativă a valorii temperaturii, a fost înregistrată o diferență de 8.07°C, pentru materialul matricei L1 și, de 13.02°C, pentru materialul matricei L2 (care pare a fi opus celorlalte trei materiale). Trebuie menționat faptul că cele mai ridicate valori de temperatură atinse în timpul acestor teste de materiale au fost 62.20°C pentru materialul L1, epruveta 7 și, 65.09°C pentru epruveta 2 al materialului E2.

În **Error! Reference source not found.** și **Error! Reference source not found.**, sunt prezentate curbele materialelor cu matrice epoxidică L **modificată** cu NMP rezultate în urma solicitării la tracțiune. Epruveta 2, pentru materialul L3, respectiv epruveta 4 pentru materialul L4, prezintă cel mai slab răspuns la tracțiune, deși ambele au fost incluse în calculul comportamentului mediu al materialelor. Pentru pseudo-laminatul L3, epruveta 2 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (36.11°C), în timp ce epruveta 8 avut cea mai mică creștere (15.57°C). Pentru pseudo-laminatul L4, epruveta 3 prezintă cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant (24.43°C), în timp ce epruveta 6 avut cea mai mică creștere (16.68°C). În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit L3, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (59.01°C) și cea mai mică (38.47°C) a fost de 20.54°C . În cazul epruvetelor incluse în comportamentul mediu al materialului compozit L4, diferența de temperatură dintre cea mai mare valoare (47.33°C) și cea mai mică (39.58°C) a fost de 7.75°C .

Din punct de vedere mecanic, este ușor de observat cum comportamentul epruvetelor este mai răspândit în cazul materialelor natural polimerizate (L1) decât în cazul materialelor tratate termic (L2), iar pentru materialele cu matrice L și modificate cu NMP, efectul pare a fi aproximativ similar.

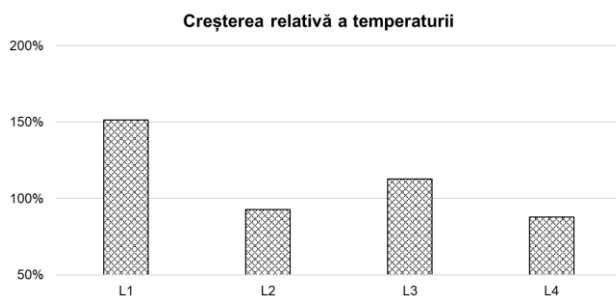


Fig. 17 Creșterea relativă a valorii temperaturii, pentru materialele formate cu rășină tip L

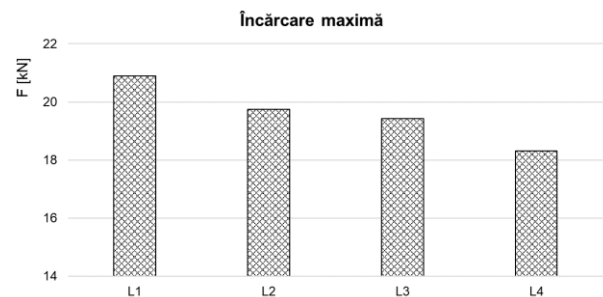


Fig. 18 Încărcare maximă pentru materialele formate cu rășină tip L

În **Fig. 17**, poate observa faptul că materialul L1 a prezentat cea mai mare creștere a valorii temperaturii față de mediul ambiant. Aceste creșteri ale valorii temperaturii s-au înregistrat, în cazul materialelor formate cu rășină epoxidică tip C și H, tot la materialul polimerizat natural. Astfel, pentru materialul format cu rășină tip C, cea mai mare creștere relativă a valorii temperaturii s-a înregistrat la pseudo-laminatul netratat termic și nemodificat, C1 (24.4°C). Iar pentru materialul format cu rășină tip H, cea mai mare creștere relativă a valorii temperaturii s-a înregistrat la pseudo-laminatul netratat termic și nemodificat, H1 (25.5°C).

Analizând rezultatele medii ale forței la încărcarea maximă din **Fig. 18**, ale materialelor formate cu rășină tip L, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul polimerizat natural și care nu a fost modificat cu NMP, L1. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost L3, adică materialul format cu rășină tip L, modificat cu NMP, polimerizat natural și testat un an mai târziu de la formarea acestuia. Materialul L3 prezintă o forță la încărcare maximă cu 6.1% mai mare față de materialul L4, iar față de pseudo-laminatul cu cel mai bun răspuns, L1, mai mic cu 7.1%.

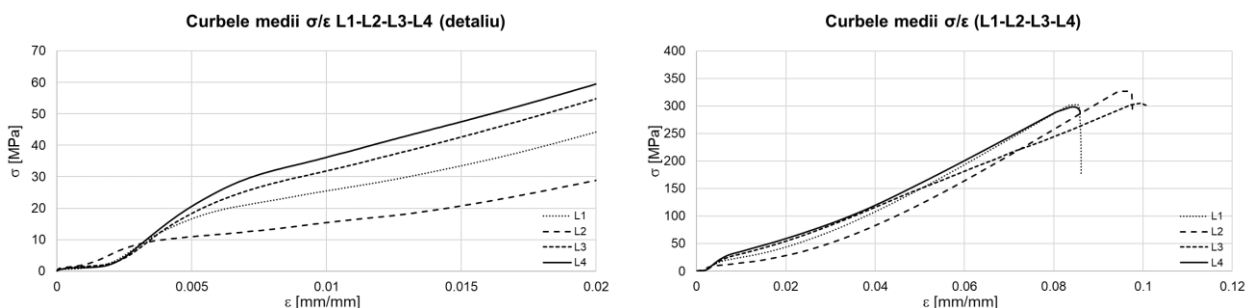


Fig. 19 Comparație între materialele L1-L2-L3-L4

În graficul curbelor medii σ/ε L1, L2, L3 și L4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la tracțiune a epruvetelor selectate și extrase din materialele compozite. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod pozitiv, pentru materialele modificate cu NMP (L3, L4), în timp ce pentru materialele nemodificate cu NMP (L1, L2), tratamentul termic nu este benefic, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

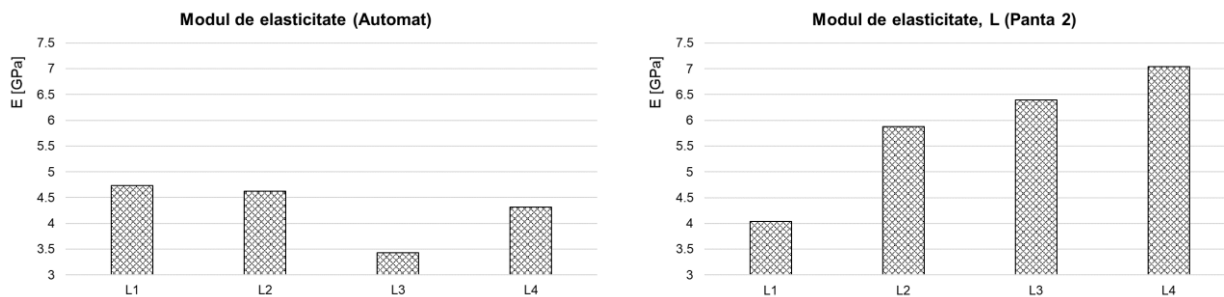


Fig. 20 Modul de elasticitate al pseudo-laminatelor formate cu rășină tip L

Analizând modulul de elasticitate rezultat din curbele medii σ/ε , din Fig. 19 - Fig. 20, al materialelor formate cu rășină tip L, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul nemodificat cu NMP, dar tratat termic, L2. Trebuie menționat faptul că în calculul curbei medii σ/ε , au fost incluse doar epruvetele cu comportament similar. De asemenea, în Fig. 20, este prezentat un grafic cu modulele de elasticitate obținute automat de software-ul utilizat de mașina de tracțiune, iar observația principală de aici este că cel mai bun material din punct de vedere al modulului de elasticitate ar fi L1, dar având o valoare mai mare cu 4.0% față de L2, sau dacă facem referire și la gradientul de elasticitate, L4, dar și acesta fiind mai mare față de L3 cu 24.4%. Astfel, dacă nu s-ar analiza datele obținute, printr-un studiu aprofundat, am putea ajunge la soluții nerealiste, costisitoare, sau materiale care se pot fractura sub anumite condiții extreme.

În Fig. 20, sunt prezentate valorile modulului de elasticitate calculat pentru fiecare material format cu rășină tip L. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de tracțiune efectuate, cel mai bun material a fost L4, adică materialul format cu rășină tip L, modificat cu NMP și care a fost supus unui tratament termic, dar care a fost testat un an mai târziu de la formarea acestuia. L4 are un modul de elasticitate mai mare decât L3 cu 10.1%, față de L1 mai mare cu 74.1%, față de L2 mai mare cu 19.8%.

4.5. Analiza comparativă a pseudo-laminatelor

Analizând curbele medii ale materialelor, putem identifica unele pante ale comportamentului mecanic al tuturor epruvetelor. Prima pantă este foarte scurtă și aproape orizontală și ar putea corespunde cu prinderea epruvetei între bacurile pneumatice împreună cu începutul încărcării. A doua pantă corespunde răspunsului elastic al materialului în timp ce pantele trei, patru și cinci, ar putea corespunde defecțiunilor anumitor interfețe, cum ar fi panta patru, care ar putea fi asociată cu detașarea straturilor de fibră de carbon de celelalte din pachetul central. Ultima pantă pentru fiecare material corespunde răspunsului liniar al țesăturilor din fibre de carbon în afara matricei. Chiar și în acest caz, este dificil să analizăm toate încărcările mecanice, deoarece aspectul fracturilor pachetelor de armare a fibrelor de carbon la straturile exterioare arată, în principal, ca fracturi induse de încovoiere și, pentru unele epruvete după fractură, acestea se rotesc relativ la pachetul central (care este menținut în poziția de încărcare de prindere), semnalând că apar unele eforturi de forfecare. În Tabelul 3, valorile tuturor pantelor sunt prezentate pentru fiecare curbă medie și, desigur, doar a doua ar putea fi considerată modul de elasticitate.

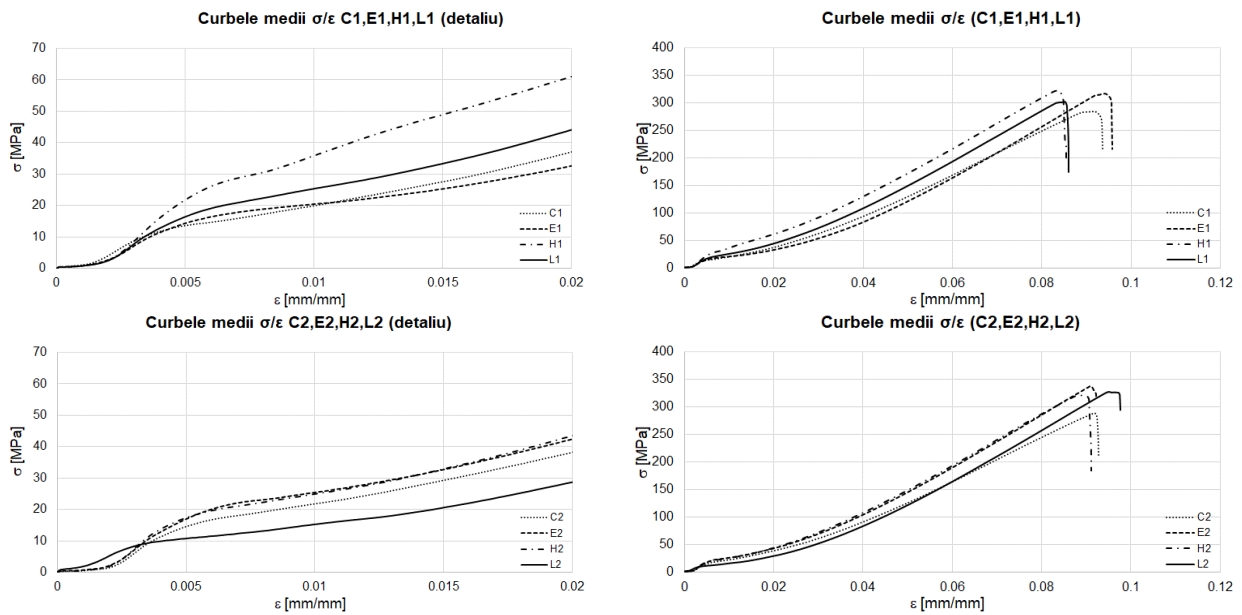


Fig. 21 Analiza comparativă a curbelor medii ale materialelor tratate/netratate termic

În cazul pseudo-laminatelor polimerizare natural și nemodificate cu NMP, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii σ/ϵ , cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip H, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns, urmat foarte aproape de materialul format cu rășină tip C.

Pentru pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al al curbelor medii σ/ϵ , cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, fiind urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip H, în timp ce materialul format cu rășină tip L prezintă cel mai slab răspuns.

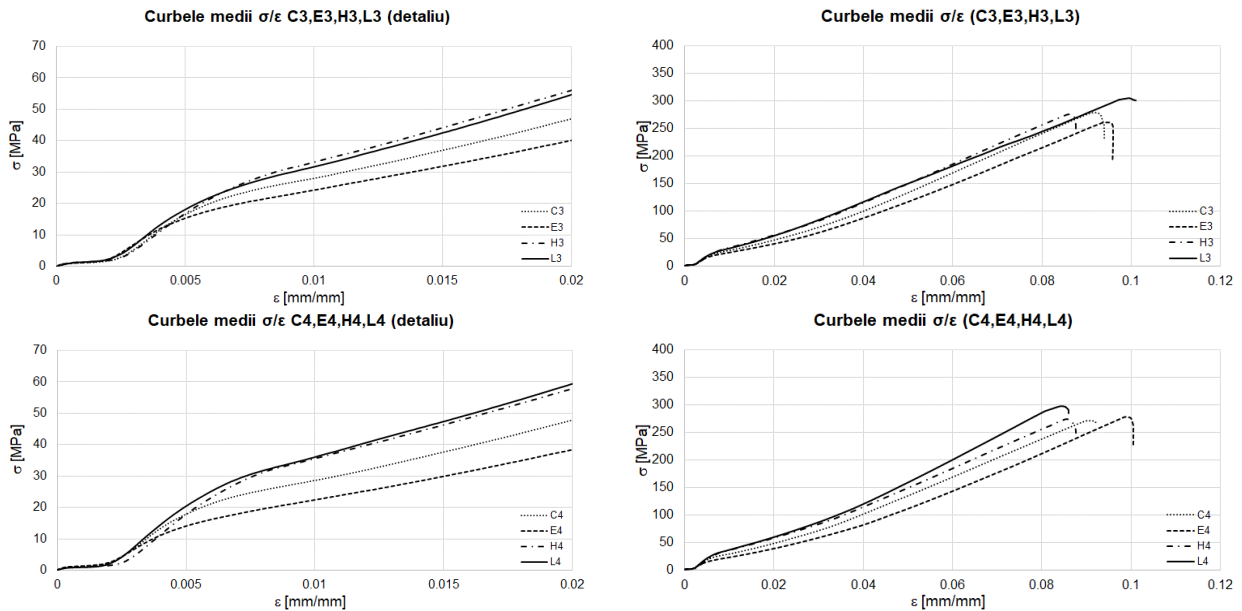


Fig. 22 Analiza comparativă a curbelor medii ale materialelor modificate cu NMP și tratate/netratate termic

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii σ/ϵ , cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip H, urmat foarte aproape de materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns.

Pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii σ/ϵ , cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, fiind urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip H, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns.

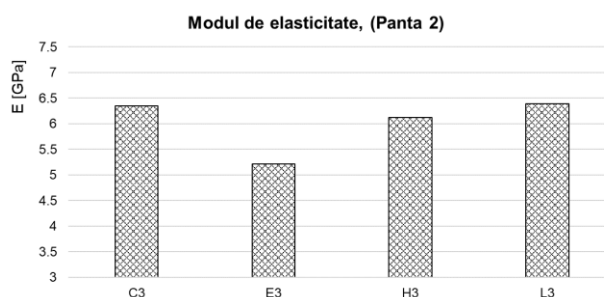
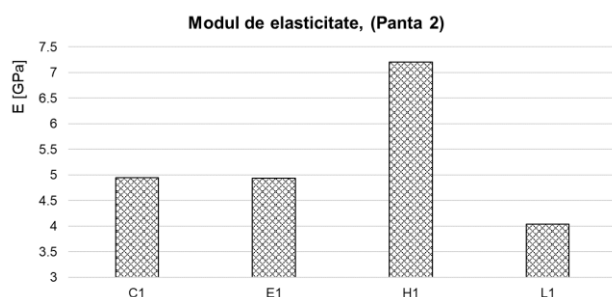
Material	E (panta 2)	Material	E (panta 2)	Material	E (panta 2)	Material	E (panta 2)
C1	4.95	E1	4.94	H1	7.20	L1	4.04
C2	5.80	E2	6.29	H2	6.94	L2	5.88
C3	6.35	E3	5.21	H3	6.13	L3	6.39
C4	6.17	E4	4.92	H4	6.41	L4	7.04

Modulul de elasticitate pare a fi mai ridicat pentru materialele nemodificate, dar tratate termic, cu excepția materialului matricei H. Astfel, C2 este mai mare față de C1 cu 17.3%, E2 este mai mare față de E1 cu 27.3%, H2 este mai mic față de H1 cu 3.7%, L2 este mai mare față de L1 cu 45.3%.

Materialele tratate termic ar trebui să prezinte o valoare mai mare a modului de elasticitate (calculat) față de cele netratate termic, ceea ce, în cazul materialelor nemodificate cu NMP și formate cu rășină tip C, E și L, se validează, excepție făcând doar materialele formate cu rășina tip H, unde efectul pare a fi invers. Astfel, pentru acesta, trebuie să analizăm ce se întâmplă diferit, față de celelalte tipuri de rășini. Ținând cont de timpul de gel al rășinii H de doar 60 de minute, acesta fiind destul de redus, rezultatul poate conduce la un material finit mai rigid. Aplicarea unui tratament termic poate influența dilatarea și contractarea fibrelor din cauza faptului că rășina H este foarte rigidă dar și din cauza faptului că tratamentul termic rigidizează polimerul și astfel materialul poate fi slăbit iar fisurile se propagă și secționează fibrele.

De asemenea, o concluzie asemănătoare putem formula și pentru materialele modificate cu NMP, urmărind influența tratamentului termic aplicat, asupra modului de elasticitate. În acest mod, din rezultatele testelor putem concluziona că tratamentul termic pentru materialele modificate cu NMP, a condus la valori mai ridicate ale modului de elasticitate doar pentru materialele formate cu rășină tip H și L, în timp ce pentru materialele formate cu rășină tip C și E, efectul pare a fi invers. Astfel, C4 este mai mic față de C3 cu 2.8%, E4 este mai mic față de E3 cu 5.5%, H4 este mai mare față de H3 cu 4.6%, L4 este mai mare față de L3 cu 10.1%.

Pentru ultimele trei rășini (matricea E, matricea H și matricea L) din **Error! Reference source not found.-Error! Reference source not found.**, intervalele finale (al cincilea și al șaselea) sunt îmbinate, astfel încât sunt prezentate aceleași valori ale pantei corespondente. Ultimul interval arată aproape aceeași valoare care confirmă faptul că răspunsul final al materialului este un răspuns din fibră. Valoarea mai mare a modului de elasticitate este atinsă pentru materialele cu matrice H, în cazul materialelor nemodificate cu NMP și netratate termic, dar și pentru materialele nemodificate cu NMP, dar tratate termic. De asemenea, valoarea mai mare a modului de elasticitate este atinsă pentru materialele cu matrice L, în cazul materialelor modificate cu NMP și netratate termic, dar și pentru materialele modificate cu NMP, dar tratate termic.



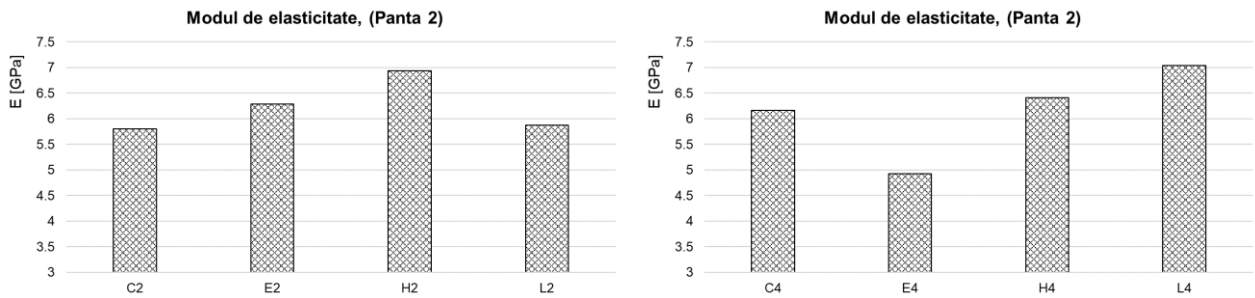


Fig. 23 Modul de elasticitate al pseudo-laminatelor

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip H, în timp ce materialul format cu rășină tip L prezintă cel mai slab răspuns. Materialul H1 are modulul de elasticitate mai mare față de C1 cu 45.5%, mai mare față de E1 cu 45.8% și mai mare față de L1 cu 78.1%.

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă tot materialul format cu rășină tip H, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul H2 are modulul de elasticitate mai mare față de C2 cu 19.6%, mai mare față de E2 cu 10.4% și mai mare față de L2 cu 18.1%.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip C, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L3 are modulul de elasticitate mai mare față de C3 cu 0.7%, mai mare față de E3 cu 22.7% și mai mare față de H3 cu 4.4%.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L4 are modulul de elasticitate mai mare față de C4 cu 14.1%, mai mare față de E4 cu 43.0% și mai mare față de H4 cu 9.8%.

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punctul de vedere al forței la încărcare maximă, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L1 prezintă o forță la încărcare maximă cu 6.4% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, H1. Față de celelalte materiale, L1 prezintă o forță mai mare cu 5.9% față de C1, și cu 4.1% față de E1.

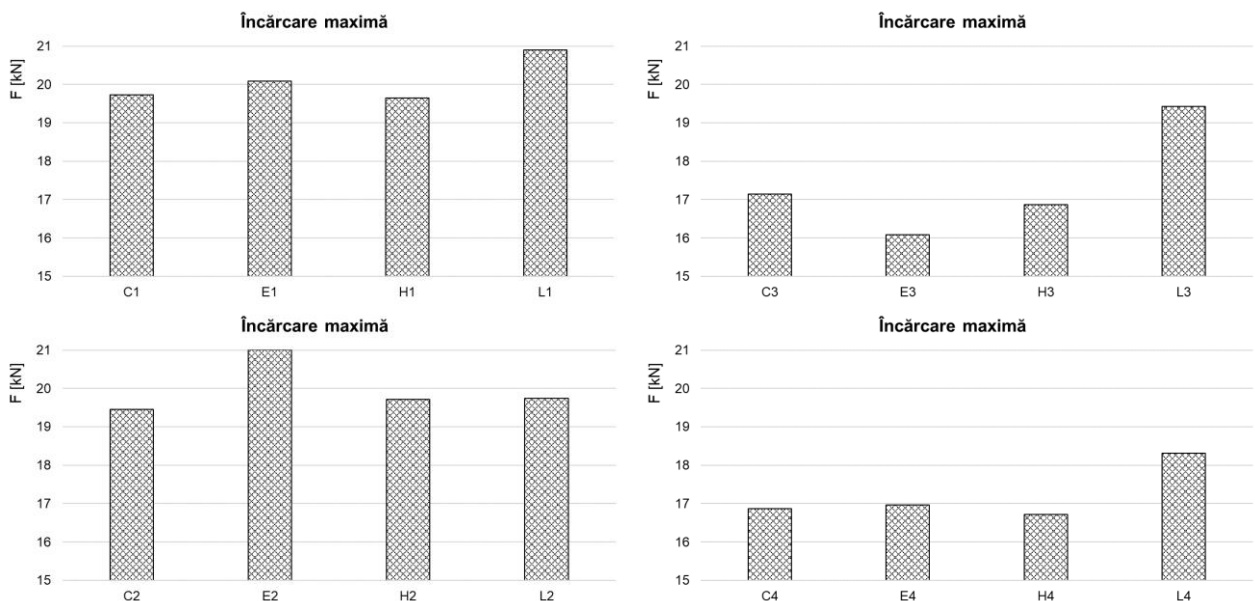


Fig. 24 Încărcarea maximă, analiză comparativă

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al forței la încărcare maximă, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul E2 prezintă o forță la încărcare maximă cu 7.9% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C2. Față de celelalte materiale, E2 prezintă o forță mai mare cu 6.5% față de H2, și cu 6.4% față de L2.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și polimerizate natural, se poate observa că din punct de vedere al forței la încărcare maximă, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L3 prezintă o forță la încărcare maximă cu 20.7% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, E3. Față de celelalte materiale, L3 prezintă o forță mai mare cu 15.1% față de H3, și cu 13.3% față de C3.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al forței la încărcare maximă, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L4 prezintă o forță la încărcare maximă cu 9.5% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, H4. Față de celelalte materiale, L4 prezintă o forță mai mare cu 8.5% față de C4, și cu 7.9% față de E4.

În general, se poate observa cum valoarea medie a temperaturii este puțin mai mare în cazul materialelor tratate termic. Excepție fac materialele C3 și C4, care prezintă o diferență mică de temperatură, precum și L1 și L3, care prezintă o valoare medie a temperaturii mai mare pentru materialul polimerizat natural.

Din studiile anterioare, se cunoaște că polimerii H și L (rășină epoxidică H și rășină epoxidică L), sunt mai rigizi decât celelalte două rășini și o explicație ar putea fi găsită în acest sens, ceea ce înseamnă că micro fracturile matricei duc la încălzirea locală a materialelor, rezultând o temperatură mai ridicată la sfârșit.

Din **Tabelul 4**, se poate observa faptul că modificarea matricei cu solventul NMP, a dus la o scădere a valorii temperaturii înregistrate, ceea ce poate fi asociat cu un răspuns mecanic mai slab, din punct de vedere al solicitărilor la tracțiune. Această observație este valabilă atât în cazul temperaturii medii a celor opt epruvete, cât și pentru epruvetele selectate. Totuși, ipoteza că putem corobora creșterea valorii temperaturii cu unele efecte mecanice induse de solicitarea la tracțiune, nu se confirmă atunci când analizăm rezultatele prezentate în **Tabelul 4**.

Tabelul 4 Variația valorii temperaturii la rupere, față de mediul ambiant.

Material	Temperatura medie a epruvetelor selectate [°C]	Creșterea valorii temperaturii	Material	Temperatura medie a epruvetelor selectate [°C]	Creșterea valorii temperaturii
C1	24.39		C1	24.39	
C3	21.53	-11.7%	C2	22.40	-8.1%
C2	22.40		C3	21.53	
C4	15.30	-31.7%	C4	15.30	-28.9%
E1	22.22		E1	22.22	
E3	21.14	-4.9%	E2	25.00	12.5%
E2	25.00		E3	21.14	
E4	23.78	-4.9%	E4	23.78	12.5%
H1	22.45		H1	22.45	
H3	17.76	-20.9%	H2	24.79	10.4%
H2	24.79		H3	17.76	
H4	19.01	-23.3%	H4	19.01	7.0%
L1	29.65		L1	29.65	
L3	25.80	-13.0%	L2	22.09	-25.5%
L2	22.09		L3	25.80	
L4	20.10	-9.0%	L4	20.10	-22.1%

4.6. Concluzii – teste de tracțiune

În subcapitolele 4.1 - 4.4, sunt prezentate imagini corespondente momentului ruperii epruvetelor (ruperea pachetului exterior format cu țesătura din fibră de carbon), atât imagine frontală, imagine laterală, cât și o imagine în spectrul infraroșu (cea din urmă fiind inclusă pentru a evidenția temperatura maximă obținută). De asemenea, în funcție de modul de orientare al camerei de termoviziune, a fost posibilă doar vizualizarea unor zone de temperatură ridicată care corespund în principal straturilor de armare exterioare (pachetele din fibră de carbon), pentru toate materialele studiate. În subcapitolele menționate anterior, sunt prezentate valorile temperaturii la rupere, pentru toate epruvetele testate, iar aceste valori ar trebui interpretate ca efecte mecanice, urmând ca într-un studiu ulterior să fie comparate cu valorile capacității termice specifice a materialelor.

De asemenea, anterior ruperii epruvetei, am observat emisii acustice [249]–[251] care pot fi asociate cedării fibrelor individuale din matrice, pentru toate materialele testate. Această metodă de control nedistructiv al epruvetei poate oferi informații privind defectele materialului, cum ar fi fracturarea, delaminarea, ruperea fibrelor sau dezlipirea straturilor. Această ipoteză a fost studiată și au fost corelate anumite frecvențe emise de un material supus unei solicitări mecanice cu un posibil defect.

În ceea ce privește încălzirea epruvetelor la fracturare, am putea presupune că valoarea finală a temperaturii este legată atât de calitatea interfeței matrice-armătură, cât și de cantitatea de energie degajată atunci când fibrele de carbon se rup.

Un alt punct important în caracterizarea materialului îl presupune și analiza termografică a suprafeței epruvetelor, în timpul solicitărilor la tracțiune. Acest lucru a fost efectuat cu același echipament amintit mai sus, Fluke Ti400. Astfel, analizând imaginile din spectrul infraroșu, se pot observa mici zone încălzite care apar înainte de fracturarea matricei. Aceste zone, pot anticipa, într-o oarecare măsură, locația unde va avea loc fracturarea epruvetei, deoarece aceste creșteri ale valorii temperaturii pe suprafața materialului pot reprezenta fie dezlipirea matricei de fibră (efect de cedare la nivel de interfață), fie zone de descărcare a energiei. Materialul prezintă deformare plastică, deformare care va descărca toată energia în mediu, din pricina faptului că materialul nu prezintă și o componentă elastică. Astfel, când descărcarea are loc în mediu, prima consecință este încălzirea locală a zonei unde s-a fracturat. Acest fenomen se repetă în cazul tuturor materialelor testate în prezentul studiu dar necesită o continuare mai detaliată, eventual utilizând o cameră de termoviziune de înaltă rezoluție.

Materialele formate cu rășină tip C, E și L dar nemodificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante. În timp ce, doar materialele formate cu rășină tip H și L modificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante.

Materialul L4, cel modificat cu NMP și tratat termic, prezintă, din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns la tracțiune. Acesta are modulul de elasticitate (calculat) mai mare față de E4 cu 43.0%, mai mare față de C4 cu 14.1%, și mai mare față de H4 cu 9.8%.

5. Analiza proprietăților mecanice ale materialelor – teste de încovoiere (în trei puncte)

5.1. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip C

5.1.5. Concluzii pseudo-laminat C

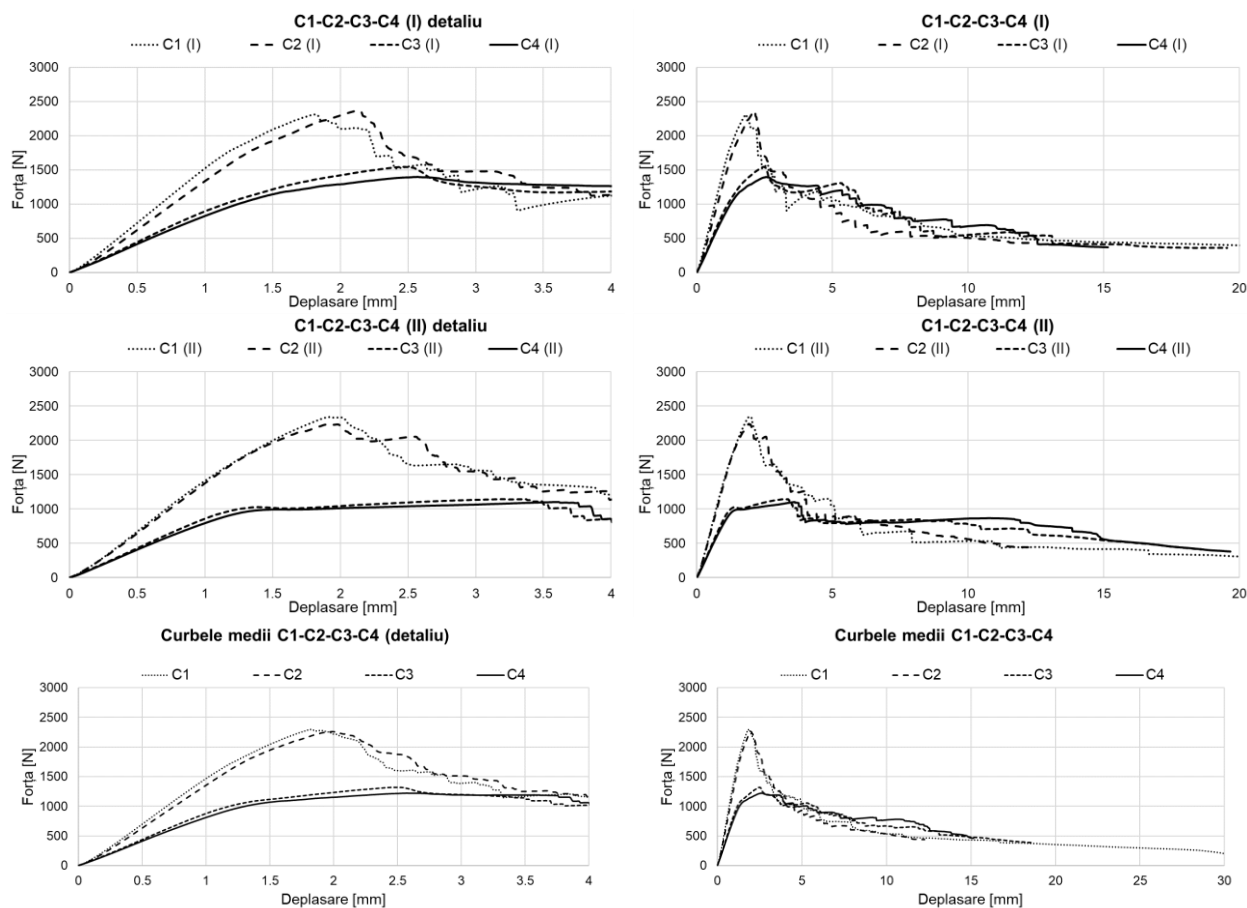


Fig. 25 Comparație între materialele C1-C2-C3 și C4 privind curbele medii la încovoiere

În graficul curbelor medii C1, C2, C3 și C4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la încovoiere. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod negativ, dar doar într-o mică măsură, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

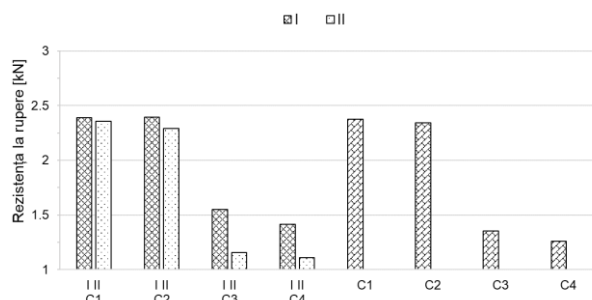


Fig. 26 Rezistența la rupere pentru materialele formate cu rășină tip C

În Fig. 26, se poate observa cum rezistența la rupere prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața

II. Astfel, pentru materialul doar polimerizat natural, C1, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 1.4% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic, C2, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 4.4% față de media pe suprafața II. Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, C3, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 34.3% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, C4, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 27.5% față de media pe suprafața II.

Pentru materiale formate cu rășină tip C (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la rupere, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul C1 este mai mare cu 1.3% față de C2. Pentru materialul modificat cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la rupere, față de materialul nemodificat cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul C3 este mai mare față de C4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la rupere pentru pseudo-laminatul C1 este mai mare cu 75.3% față de C3. În cazul materialului C2, s-a înregistrat o valoare a rezistenței la rupere mai mare cu 85.9% față de C4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la rupere din **Fig. 26** ale materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, C1. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost C3, adică materialul format cu rășină tip C, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul C3 prezintă o valoare a rezistenței la rupere cu 7.4% mai mare față de materialul C4.

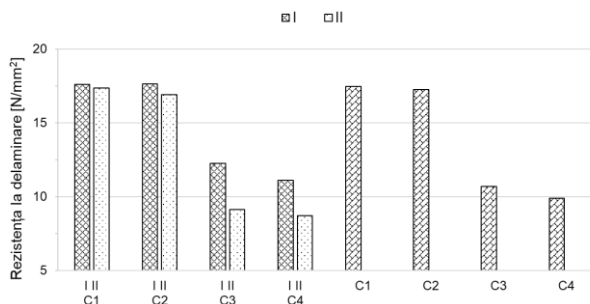


Fig. 27 Rezistența la delaminare pentru materialele formate cu rășină tip C

În **Fig. 27**, se poate observa cum rezistența la delaminare prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. În ceea ce privește media pe suprafața I, față de suprafața II, se păstrează aceleași valori procentuale ca în cazul rezistenței la rupere.

Pentru materiale formate cu rășină tip C (atunci când considerăm media pe întreg pseudo-laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la delaminare, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul C1 este mai mare cu 1.1% față de C2. Pentru materialul modificat cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la delaminare, față de materialul nemodificat cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul C3 este mai mare față de C4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la delaminare pentru pseudo-laminatul C1 este mai

mare cu 63.4% față de C3. În cazul materialului C2, s-a înregistrat o valoare rezistenței la delaminare mai mare cu 74.4% față de C4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la delaminare din **Fig. 27** ale materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, C1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost C3, adică materialul format cu rășină tip C, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul C3 prezintă o valoare a rezistenței la delaminare cu 8.0% mai mare față de materialul C4.

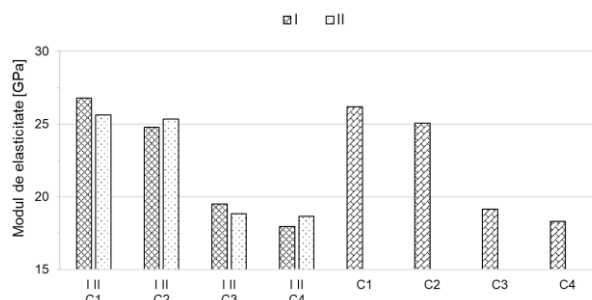


Fig. 28 Modulul de elasticitate pentru materialele formate cu rășină tip C

În **Fig. 28**, se poate observa cum modulul de elasticitate prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, pentru materialul doar polimerizat natural, C1, media modulului de elasticitate pe suprafața I este mai mare cu 4.5% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic, C2, media modulului de elasticitate pe suprafața II este mai mare cu 2.2% față de media pe suprafața I.

Influența tratamentului termic aplicat, în cazul modulului de elasticitate, pare a fi invers pentru materialul C2 față de C1. Astfel, pentru pseudo-laminatul C1, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața I, în timp ce, pentru materialul C2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața II. Este cunoscut faptul că tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice, și, ne-am fi așteptat ca modulul de elasticitate să fie mai mare în cazul materialelor tratate termic.

Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, C3, media modulului de elasticitate pe suprafața I este mai mare cu 3.5% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, C4, media modulului de elasticitate pe suprafața II este mai mare cu 4.0% față de media pe suprafața I.

Pentru materiale formate cu rășină tip C (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al modulului de elasticitate, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul C1 este mai mare cu 4.5% față de C2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ modulul de elasticitate, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul C3 este mai mare față de C4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul C1 este mai mare cu 36.6% față de C3. În cazul materialului C2, s-a înregistrat o valoare a modulului de elasticitate mai mare cu 37.0% față de C4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale modulului de elasticitate din **Fig. 28** ale materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic,

C1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost C3, adică materialul format cu rășină tip C, modificat cu solvenul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul C3 prezintă o valoare a modulului de elasticitate cu 4.7% mai mare față de materialul C4.

Tabelul 26 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru C1

Epruveta	Eveniment	1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 5.3 / 2.3	10.7 / 4.3	8.2 / 4.9	8.9 / 3.5	9.5 / 3.5	6.6 / 3.7
		t [s] 31.7 / 40.0	50.0 / 30.5	32.0 / 31.0	39.0 / 31.0	31.0 / 32.0	29.0 / 30.0
2	I/II	T [°C] 7.8 / 2.5	3.4 / 3.9	4.1 / 8.9	5.6 / 3.9	3.6 / 3.3	4.5 / 5.6
		t [s] 33.2 / 44.0	55.0 / 36.0	98.0 / 36.0	65.0 / 38.0	64.0 / 32.0	75.0 / 37.0
3	I/II	T [°C] 3.7 / 11.4	3.8 / 9.7	- / 5.5	5.2 / 9.5	3.7 / 4.0	4.0 / 5.6
		t [s] 43.3 / 67.1	138.0 / 63.0	- / 42.0	135.0 / 59.7	73.0 / 42.5	202.0 / 53.0
4	I/II	T [°C] 3.9 / -	- / -	- / -	- / -	- / 8.0	- / 8.9
		t [s] 77.1 / -	- / -	- / -	- / -	- / 56.0	- / 58.0
Temperatura mediului ambiant		20.3°C					
		Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală	

Tabelul 30 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru C3

Epruveta	Eveniment	1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 4.9 / 2.4	0.9 / 5.4	5.4 / 8.1	1.2 / 3.9	3.1 / 6.9	1.4 / 4.6
		t [s] 70.0 / 45.8	70.0 / 44.9	74.5 / 47.3	78.0 / 48.6	77.0 / 44.9	65.0 / 47.0
2	I/II	T [°C] -0.9 / 5.9	-2.2 / 5.4	0.3 / 4.6	-0.5 / -	-1.2 / -	3.4 / 3.1
		t [s] 84.5 / 47.8	81.0 / 46.2	92.5 / 48.8	160.0 / -	77.5 / -	67.0 / 47.9
3	I/II	T [°C] - / -	-1.7 / 1.6	- / -	- / -	- / -	0.8 / -
		t [s] - / -	102.0 / 106.5	- / -	- / -	- / -	97.0 / -
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
		t [s] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.8°C					
		Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală	

Tabelul 28 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru C2

Epruveta	Eveniment	1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 3.9 / 1.2	3.3 / 7.6	- / 8.1	4.7 / 2.3	1.2 / 8.5	5.5 / 5.2
		t [s] 33.5 / 37.0	43.5 / 39.5	- / 37.5	32.0 / 37.0	38.0 / 35.5	46.0 / 38.5
2	I/II	T [°C] 0.3 / 8.8	3.5 / 2.0	- / 1.9	1.1 / 2.7	11.3 / 4.6	2.0 / 3.2
		t [s] 87.5 / 51.5	45.5 / 55.0	- / 54.5	54.0 / 45.0	50.5 / 37.5	69.0 / 52.5
3	I/II	T [°C] 1.6 / 2.2	0.1 / -	- / -	2.1 / 13.1	1.3 / 3.4	- / -
		t [s] 101.0 / 63.0	70.5 / -	- / -	80.5 / 66.0	60.0 / 57.5	- / -
4	I/II	T [°C] - / -	0.7 / -	- / -	- / -	- / 2.6	- / -
		t [s] - / -	75.5 / -	- / -	- / -	- / 75.5	- / -
Temperatura mediului ambiant		16.4°C					
		Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală	

Tabelul 32 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru C4

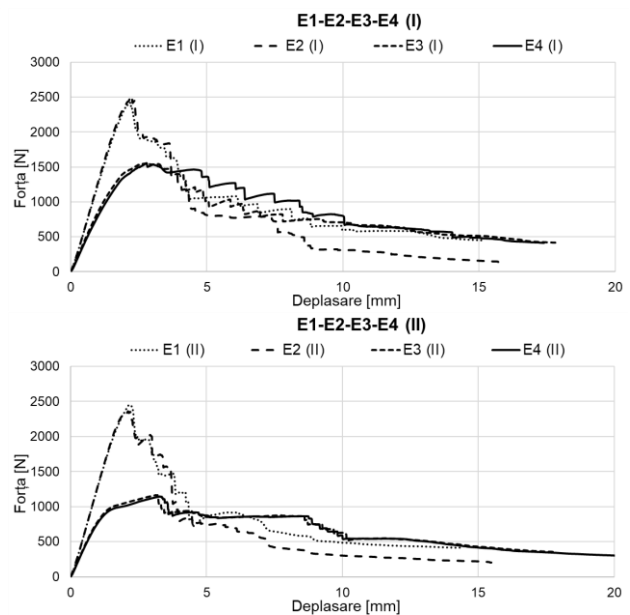
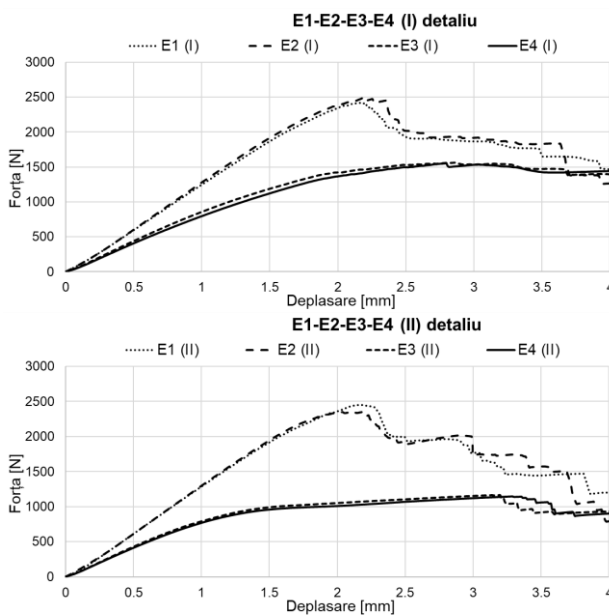
Epruveta	Eveniment	1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 6.9 / 4.0	0.5 / 6.2	0.5 / 4.1	3.5 / 9.1	1.2 / 6.7	0.9 / 6.2
		t [s] 86.0 / 52.0	39.0 / 50.0	56.5 / 47.5	90.0 / 49.0	57.0 / 50.5	71.0 / 47.0
2	I/II	T [°C] 0.0 / 3.0	1.3 / 2.5	1.4 / 7.1	5.4 / -	0.8 / -	1.9 / 7.9
		t [s] 133.0 / 178.0	116.0 / 173.0	73.0 / 48.5	152.0 / -	67.0 / -	89.0 / 50.0
3	I/II	T [°C] 5.7 / -	- / -	2.5 / -	- / -	4.9 / -	7.7 / 4.3
		t [s] 152.0 / -	- / -	143.5 / -	- / -	113.0 / -	142.0 / 146.6
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	- / -	5.3 / -	7.7 / -
		t [s] - / -	- / -	- / -	- / -	119.0 / -	145.0 / -
Temperatura mediului ambiant		19.8°C					
		Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală	

Fig. 29 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru C1, C2, C3, C4

În Fig. 29, se poate observa cum variația valorii temperaturii prezintă valori diferite precum și comportament diferit, pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Această metodă de prezentare, este una foarte facilă deoarece se pot corela imediat creșterile valorilor temperaturii cu efectele mecanice identificate (delaminări axiale, delaminări laterale, alunecare relativă a straturilor, fracturi ale straturilor).

5.2. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip E

5.2.5. Concluzii pseudo-laminat E



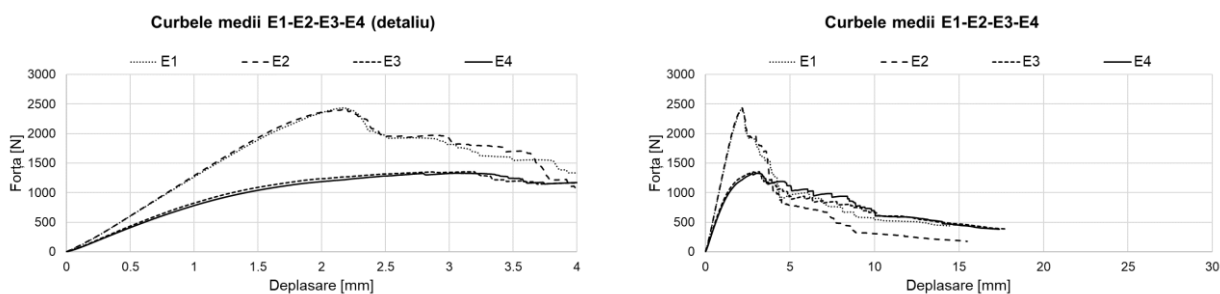


Fig. 30 Comparație între materialele E1-E2-E3 și E4 privind curbele medii la încovoiere

În graficul curbelor medii E1, E2, E3 și E4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la încovoiere. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod negativ, dar doar într-o mică măsură, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

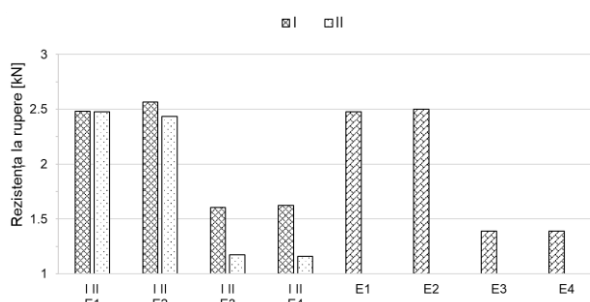


Fig. 31 Rezistența la rupere pentru materialele formate cu rășină tip E

În Fig. 31, se poate observa cum rezistența la rupere prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, pentru materialul doar polimerizat natural, E1, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 0.2% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic, E2, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 5.4% față de media pe suprafața II. Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, E3, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 36.6% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, E4, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 40.0% față de media pe suprafața II.

Pentru materiale formate cu rășină tip E (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la rupere, faptul că tratamentul termic a influențat pozitiv proprietățile materialelor, dar, doar într-o mică măsură. Astfel, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul E2 este mai mare cu 0.9% față de E1. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la rupere, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-lamine modificate cu NMP, nu se poate observa că proprietățile mecanice au fost influențate, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul E3 fiind aproximativ egală cu E4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la rupere pentru pseudo-laminatul E1 este mai mare cu 78.4% față de E3. În cazul materialului E2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la rupere, media fiind mai mare cu 79.9% față de E4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la rupere din Fig. 31 ale materialelor formate cu rășină tip E, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP dar a fost tratat termic, E2. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-lamine din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost E4, adică materialul format cu rășină tip E,

modificat cu solventul NMP și care a fost supus unui tratament termic. Materialul E4 prezintă o valoare a rezistenței la rupere cu 0.1% mai mare față de materialul E3, diferența fiind ne semnificativă.

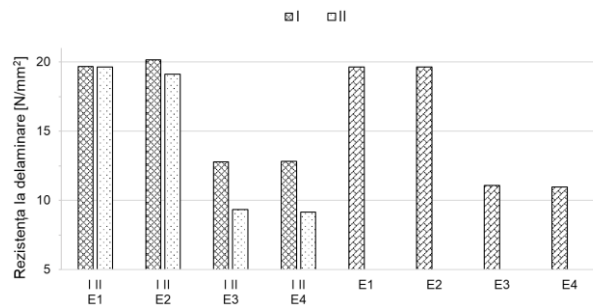


Fig. 32 Rezistența la delaminare pentru materialele formate cu rășină tip E

În Fig. 32, se poate observa cum rezistența la delaminare prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. În ceea ce privește media pe suprafața I, față de suprafața II, se păstrează aceleași valori procentuale ca în cazul rezistenței la rupere.

Pentru materiale formate cu rășină tip E (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la delaminare, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul E1 este mai mare cu 0.05% față de E2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la delaminare, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-lamine modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul E3 este mai mare cu 0.7% față de E4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la delaminare pentru pseudo-laminatul E1 este mai mare cu 77.6% față de E3. În cazul materialului E2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la delaminare, media fiind mai mare cu 78.8% față de E4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la delaminare din Fig. 32 ale materialelor formate cu rășină tip E, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, E1. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-lamine din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost E3, adică materialul format cu rășină tip E, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul E3 prezintă o valoare a rezistenței la delaminare cu 0.7% mai mare față de materialul E4, dar diferența nu este semnificativă.

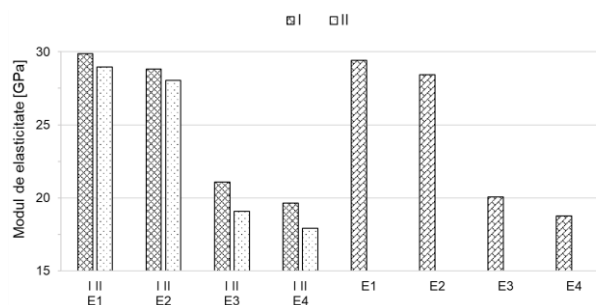


Fig. 33 Modulul de elasticitate pentru materialele formate cu rășină tip E

În Fig. 33, se poate observa cum modulul de elasticitate prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, media pe suprafața I pentru materialul E1, este mai mare cu 3.2% față de

media pe suprafața II. În cazul materialului E2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața I, fiind mai mare cu 2.8% față de media pe suprafața II. Media pe suprafața I pentru materialul E3, este mai mare cu 10.6% față de media pe suprafața II. În cazul materialului E4, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața II, fiind mai mare cu 9.7% față de media pe suprafața I.

Influența tratamentului termic aplicat, în cazul modulului de elasticitate, pare a fi invers pentru materialul E2 față de E1. Astfel, pentru pseudo-laminatul E1, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața I, la fel și în cazul materialului E2. Este cunoscut faptul că tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice, și, ne-am fi așteptat ca modulul de elasticitate să fie mai mare în cazul materialelor tratate termic.

Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, E3, media modulului de elasticitate pe suprafața I este mai mare cu 10.6% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, C4, media modulului de elasticitate pe suprafața I este mai mare cu 9.7% față de media pe suprafața II.

Pentru materiale formate cu rășină tip E (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al modulului de elasticitate, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul E1 este mai mare cu 3.5% față de E2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ modulul de elasticitate, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul E3 este mai mare cu 6.9% față de E4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul E1 este mai mare cu 46.6% față de E3. În cazul materialului E2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate, media fiind mai mare cu 51.5% față de E4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale modulului de elasticitate din **Fig. 33** ale materialelor formate cu rășină tip C, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, E1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la delaminare. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost E3, adică materialul format cu rășină tip E, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul E3 prezintă o valoare a modulului de elasticitate cu 6.9% mai mare față de materialul E4.

Tabelul 34 Variația temperaturii, față de mediul ambiant, pentru E1

Epruveta Eveniment		Temperatura mediului ambiant						
		1	2	3	4	5	6	
1	I/II	T [°C]	6.8 / 2.6	10.1 / 9.7	11.7 / 2.8	6.1 / 9.5	9.0 / 7.8	9.9 / 7.2
	t [s]	30.0 / 33.1	32.0 / 31.6	32.5 / 32.1	33.0 / 32.4	30.6 / 32.0	31.0 / 31.1	
2	I/II	T [°C]	12.0 / 4.1	4.7 / 1.2	4.0 / 4.7	4.0 / 2.0	4.1 / 1.5	4.5 / 2.6
	t [s]	32.0 / 34.5	110.0 / 41.0	86.0 / 34.1	56.0 / 57.5	51.0 / 56.0	55.0 / 38.3	
3	I/II	T [°C]	4.8 / 0.1	8.4 / 1.6	- / 0.9	- / -	- / -	5.5 / 2.4
	t [s]	101.5 / 42.5	124.0 / 50.0	- / 55.1	- / -	- / -	- / -	77.1 / 48.5
4	I/II	T [°C]	- / 1.4	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
	t [s]	- / 56.1	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.1°C						
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală				

Tabelul 36 Variația temperaturii, față de mediul ambiant, pentru E2

Epruveta Eveniment		Temperatura mediului ambiant						
		1	2	3	4	5	6	
1	I/II	T [°C]	7.5 / 5.9	6.6 / 8.5	9.2 / 6.6	8.7 / 6.8	8.9 / 8.7	- / 9.6
	t [s]	33.0 / 33.1	29.1 / 30.2	31.1 / 32.1	31.0 / 27.5	31.3 / 28.5	- / 29.5	
2	I/II	T [°C]	3.4 / 6.4	6.2 / 4.4	8.2 / 4.2	3.7 / 10.0	9.6 / 3.2	- / 12.1
	t [s]	52.0 / 51.1	50.0 / 38.4	54.5 / 43.9	93.4 / 47.1	46.2 / 46.7	- / 47.4	
3	I/II	T [°C]	- / -	- / -	- / 3.2	3.1 / -	- / 3.6	- / -
	t [s]	- / -	- / -	- / 50.0	105.2 / -	- / -	- / -	- / -
4	I/II	T [°C]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
	t [s]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.8°C						
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală				

Tabelul 38 Variația temperaturii, față de mediul ambiant, pentru E3

Epruveta Eveniment		Temperatura mediului ambiant						
		1	2	3	4	5	6	
1	I/II	T [°C]	3.1 / 11.5	3.2 / 12.2	2.9 / 10.4	3.7 / 11.1	4.1 / 15.4	4.5 / 12.5
	t [s]	80.0 / 40.0	52.0 / 42.1	46.2 / 42.1	52.0 / 39.2	63.0 / 42.5	72.0 / 45.0	
2	I/II	T [°C]	3.9 / 7.0	3.8 / 6.6	3.1 / 6.0	4.0 / 6.0	4.0 / 6.7	4.5 / 8.0
	t [s]	96.0 / 105.0	56.0 / 107.1	60.2 / 109.1	61.0 / 108.1	78.4 / 109.1	85.0 / 118.1	
3	I/II	T [°C]	- / -	8.5 / -	4.2 / -	8.9 / 7.1	- / 7.1	- / -
	t [s]	- / -	141.5 / -	175.0 / -	149.0 / 117.0	- / 123.0	- / -	- / -
4	I/II	T [°C]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
	t [s]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		13.9°C						
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală				

Tabelul 40 Variația temperaturii, față de mediul ambiant, pentru E4

Epruveta Eveniment		Temperatura mediului ambiant						
		1	2	3	4	5	6	
1	I/II	T [°C]	9.3 / 17.5	6.5 / 13.3	6.5 / 13.0	7.6 / 13.1	6.5 / 11.3	7.1 / 12.3
	t [s]	107.2 / 45.6	61.1 / 45.1	63.2 / 43.1	63.0 / 44.0	104.7 / 42.3	92.0 / 47.1	
2	I/II	T [°C]	6.3 / -	6.0 / 9.4	6.5 / -	6.6 / 9.7	6.4 / 9.4	6.9 / 8.4
	t [s]	171.2 / -	76.7 / 107.1	79.1 / -	78.7 / 108.2	123.1 / 112.1	103.0 / 120.0	
3	I/II	T [°C]	- / -	- / -	- / -	10.0 / -	7.6 / -	- / -
	t [s]	- / -	- / -	- / -	118.4 / -	222.1 / -	- / -	- / -
4	I/II	T [°C]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
	t [s]	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		13.9°C						
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior		Delaminare laterală				

Fig. 34 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru E1, E2, E3, E4

În **Fig. 34**, se poate observa cum variația valorii temperaturii prezintă valori diferite precum și comportament diferit, pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Această metodă de prezentare, este una foarte facilă deoarece se pot corela imediat creșterile valorilor temperaturii cu efectele mecanice identificate (delaminări axiale, delaminări laterale sau fracturi ale straturilor).

5.3. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip H

5.3.5. Concluzii pseudo-laminat H

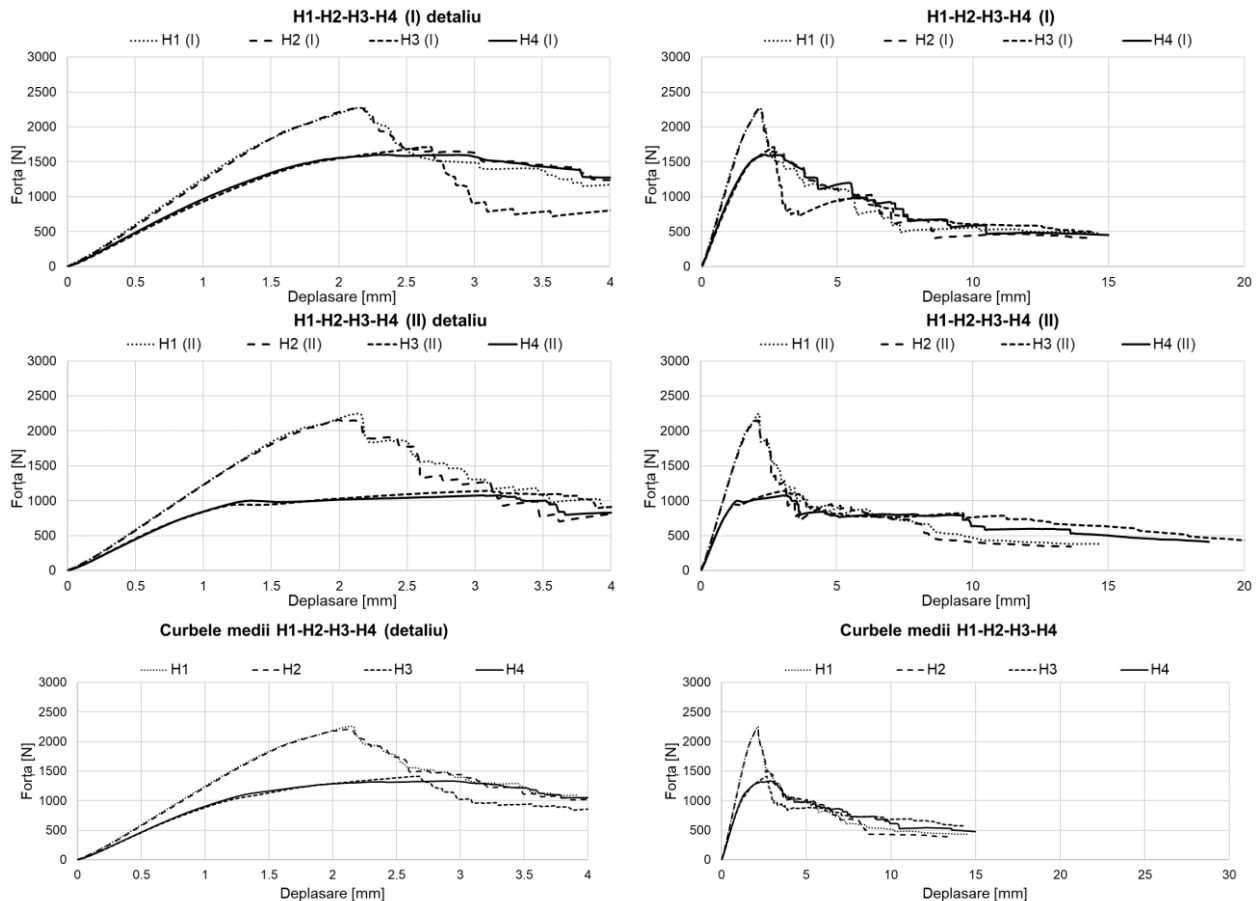


Fig. 35 Comparație între materialele H1-H2-H3 și H4 privind curbile medii la încovoiere

În graficul curbelor medii H1, H2, H3 și H4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la încovoiere. În urma unei analize cantitative, putem concluda faptul că tratamentul termic aplicat influențează performanța compozitului într-un mod negativ, dar doar într-o mică măsură, deși tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.

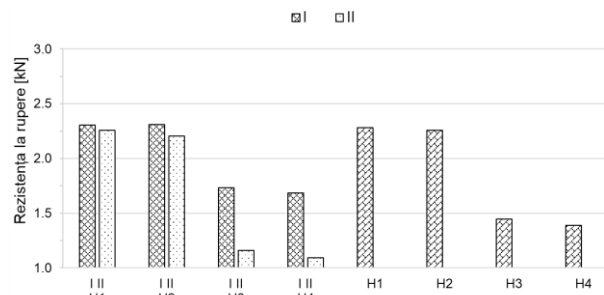


Fig. 36 Rezistența la rupere pentru materialele formate cu rășină tip H

În **Fig. 36**, se poate observa cum rezistența la rupere prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, pentru materialul doar polimerizat natural, H1, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 2.2% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic, H2, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 5.0% față de media pe suprafața II. Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, H3, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 49.3% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, H4, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 54.6% față de media pe suprafața II.

Pentru materiale formate cu rășină tip H (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la rupere, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor, dar, doar într-o mică măsură. Astfel, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 1.0% față de H2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la rupere, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-lamine modificate cu NMP, se poate observa că proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul H3 este mai mare cu 4.1% față de H4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la rupere pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 57.8% față de H3. În cazul materialului H2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la rupere, media fiind mai mare cu 62.6% față de H4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la rupere din **Fig. 36** ale materialelor formate cu rășină tip H, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost cel care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, H1. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-lamine din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost H3, adică materialul format cu rășină tip H, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul H3 prezintă o valoare a rezistenței la rupere cu 4.1% mai mare față de materialul H4.

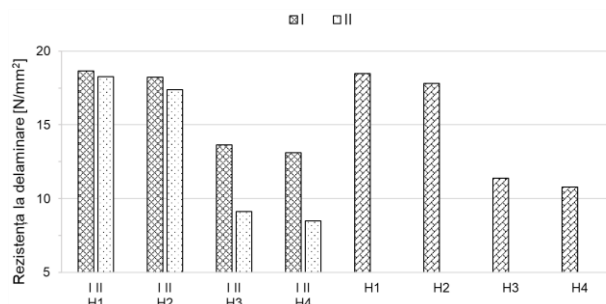


Fig. 37 Rezistența la delaminare pentru materialele formate cu rășină tip H

În **Fig. 37**, se poate observa cum rezistența la delaminare prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. În ceea ce privește media pe suprafața I, față de suprafața II, se păstrează aceleași valori procentuale ca în cazul rezistenței la rupere.

Pentru materiale formate cu rășină tip H (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la delaminare, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 3.6% față de H2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la delaminare, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-lamine modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile

mecanice au fost influențate negativ, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul H3 este mai mare cu 5.5% față de H4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la delaminare pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 62.1% față de H3. În cazul materialului H2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la delaminare, media fiind mai mare cu 65.1% față de H4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la delaminare din **Fig. 37** ale materialelor formate cu rășină tip H, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, H1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminare din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost H3, adică materialul format cu rășină tip H, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul H3 prezintă o valoare a rezistenței la delaminare cu 5.5% mai mare față de materialul H4.

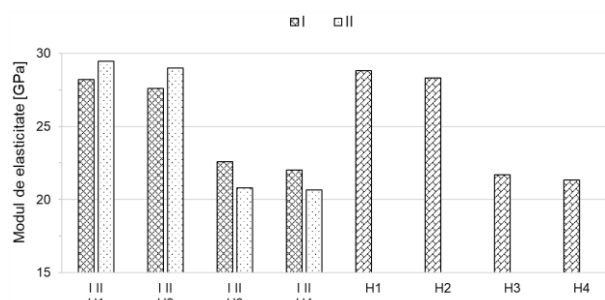


Fig. 38 Modulul de elasticitate pentru materialele formate cu rășină tip H

În **Fig. 38**, se poate observa cum modulul de elasticitate prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, media pe suprafața II pentru materialul H1, este mai mare cu 4.4% față de media pe suprafața I. În cazul materialului H2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate tot pe suprafața II, fiind mai mare cu 5.1% față de media pe suprafața I. Media pe suprafața I pentru materialul H3, este mai mare cu 8.6% față de media pe suprafața II. În cazul materialului H4, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața I, fiind mai mare cu 6.6% față de media pe suprafața II.

Influența tratamentului termic aplicat, în cazul modulului de elasticitate, pare a fi invers pentru materialul H2 față de H1. Astfel, pentru pseudo-laminarele H1 și H2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața I, media fiind mai mare pentru materialul netratat termic. Aceeași observație este valabilă și pentru comparația de pe suprafața II a celor două materiale. Este cunoscut faptul că tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice, și, ne-am fi așteptat ca modulul de elasticitate să fie mai mare în cazul materialelor tratate termic.

Pentru materiale formate cu rășină tip H (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al modulului de elasticitate, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 1.9% față de H2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ modulul de elasticitate, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminare modificate cu NMP, se poate observa că și aici proprietățile mecanice au fost influențate negativ, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul H3 este mai mare cu 1.6% față de H4. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul H1 este mai mare cu 33.0% față de H3. În cazul materialului H2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate, media fiind mai mare cu 32.6% față de H4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale modulului de elasticitate din **Fig. 38** ale materialelor formate cu rășină tip H, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, H1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost H3, adică materialul format cu rășină tip H, modificat cu solventul NMP și care nu a fost supus unui tratament termic, ci doar a fost polimerizat natural. Materialul H3 prezintă o valoare a modulului de elasticitate cu 1.6% mai mare față de materialul H4.

Tablul 42 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru H1

Epruveta Eveniment		1		2		3		4		5		6	
		T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]
1	I/II	11.6 / 1.1	49.1 / 34.0	8.9 / 6.3	32.5 / 35.1	8.2 / 10.1	46.1 / 34.8	9.1 / 8.1	32.3 / 33.3	3.8 / 6.5	39.0 / 34.0	7.7 / 6.4	48.0 / 34.1
	I/II	3.2 / 8.7	92.2 / 43.2	4.7 / 1.9	72.7 / 40.0	6.4 / 2.1	83.2 / 40.0	3.6 / 6.7	88.1 / 38.1	6.3 / 9.0	45.2 / 35.3	3.4 / 2.4	71.5 / 37.0
2	I/II	- / 1.6	- / 66.1	3.5 / 2.2	126.6 / 59.1	- / 2.4	0.0 / 47.1	- / 2.6	0.0 / 52.0	4.7 / 2.3	70.1 / 40.3	- / 2.4	0.0 / 45.0
	I/II	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	2.5 / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.1°C											
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior				Delaminare laterală							

Tablul 44 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru H2

Epruveta Eveniment		1		2		3		4		5		6	
		T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]
1	I/II	5.3 / 9.3	35.3 / 34.1	3.9 / 2.9	32.0 / 34.2	7.8 / 12.5	31.3 / 34.1	8.2 / 3.4	29.0 / 34.0	6.8 / 4.2	31.0 / 31.8	11.5 / 7.7	29.4 / 33.0
	I/II	2.1 / 2.9	87.0 / 37.0	1.9 / 3.3	64.0 / 41.3	2.0 / 3.2	48.0 / 38.1	2.8 / 3.2	47.0 / 40.0	2.5 / 3.8	39.1 / 40.9	3.6 / 6.6	80.5 / 43.6
2	I/II	5.6 / 3.0	103.1 / 45.1	2.2 / 8.3	87.1 / 62.0	3.0 / 3.5	79.2 / 46.4	3.0 / 12.4	77.0 / 69.0	4.3 / 13.0	63.1 / 64.2	4.2 / -	105.0 / -
	I/II	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		16.4°C											
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior				Delaminare laterală							

Tablul 46 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru H3

Epruveta Eveniment		1		2		3		4		5		6	
		T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]
1	I/II	4.1 / 10.9	78.0 / 50.0	5.1 / 11.8	37.0 / 51.0	4.4 / 10.7	39.0 / 49.0	5.2 / 10.9	37.1 / 41.3	5.1 / 16.6	39.3 / 49.0	5.0 / 10.2	39.1 / 47.2
	I/II	4.4 / 10.1	89.0 / 56.0	8.9 / -	86.8 / -	5.2 / -	41.1 / -	5.2 / -	43.3 / -	4.7 / -	40.7 / -	4.9 / -	46.1 / -
2	I/II	8.4 / -	157.1 / -	- / -	- / -	7.3 / -	97.1 / -	8.9 / -	95.0 / -	10.2 / -	168.0 / -	8.6 / -	94.5 / -
	I/II	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		13.9°C											
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior				Delaminare laterală							

Tablul 48 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru H4

Epruveta Eveniment		1		2		3		4		5		6	
		T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]	T [°C]	t [s]
1	I/II	1.3 / 6.6	113.2 / 48.1	1.8 / 8.7	55.0 / 47.1	1.5 / 9.5	92.0 / 46.2	8.4 / 10.1	73.1 / 46.1	9.0 / 9.2	69.0 / 42.9	2.2 / 6.6	48.0 / 41.1
	I/II	2.5 / 4.2	130.1 / 88.2	3.1 / 4.2	70.2 / 63.3	- / 4.1	- / 121.0	3.3 / 4.6	94.0 / 167.9	2.2 / 6.9	89.0 / 128.2	2.2 / 7.8	54.0 / 45.0
2	I/II	- / -	- / -	2.2 / -	114.0 / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	7.6 / 5.7	86.0 / 122.1
	I/II	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		13.9°C											
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior				Delaminare laterală							

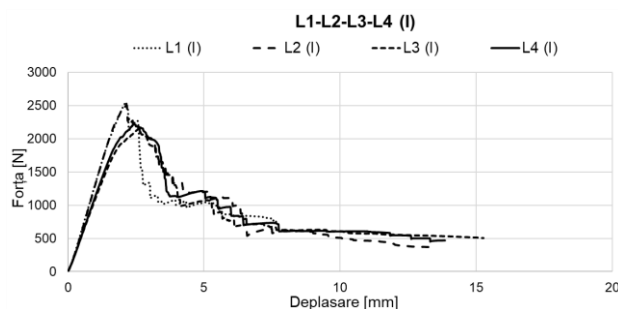
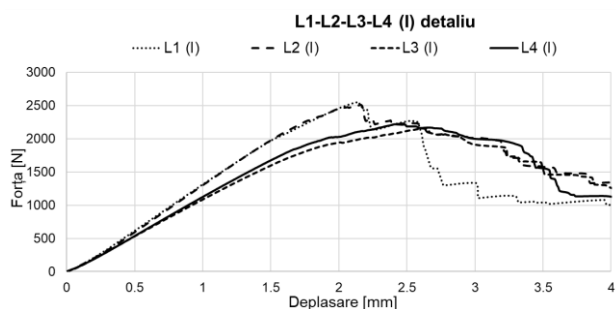
Fig. 39 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru H1, H2, H3, H4

În **Fig. 39**, se poate observa cum variația valorii temperaturii prezintă valori diferite precum și comportament diferit, pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Această metodă de prezentare, este una foarte facilă deoarece se pot corela imediat creșterile valorilor temperaturii cu efectele mecanice identificate (delaminări axiale, delaminări laterale sau fracturi ale straturilor).

5.4. Proprietăți mecanice ale materialelor compozite formate cu rășina tip L

5.4.5. Concluzii pseudo-laminat L

În graficul curbelor medii L1, L2, L3 și L4, sunt comparate rezultatele obținute în urma testării la încovoiere. În urma unei analize cantitative, putem concluziona faptul că tratamentul termic aplicat, pentru F(I), nu influențează performanța compozitului, în timp ce, pentru F(II), tratamentul termic este benefic. Este bine cunoscut faptul că tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice.



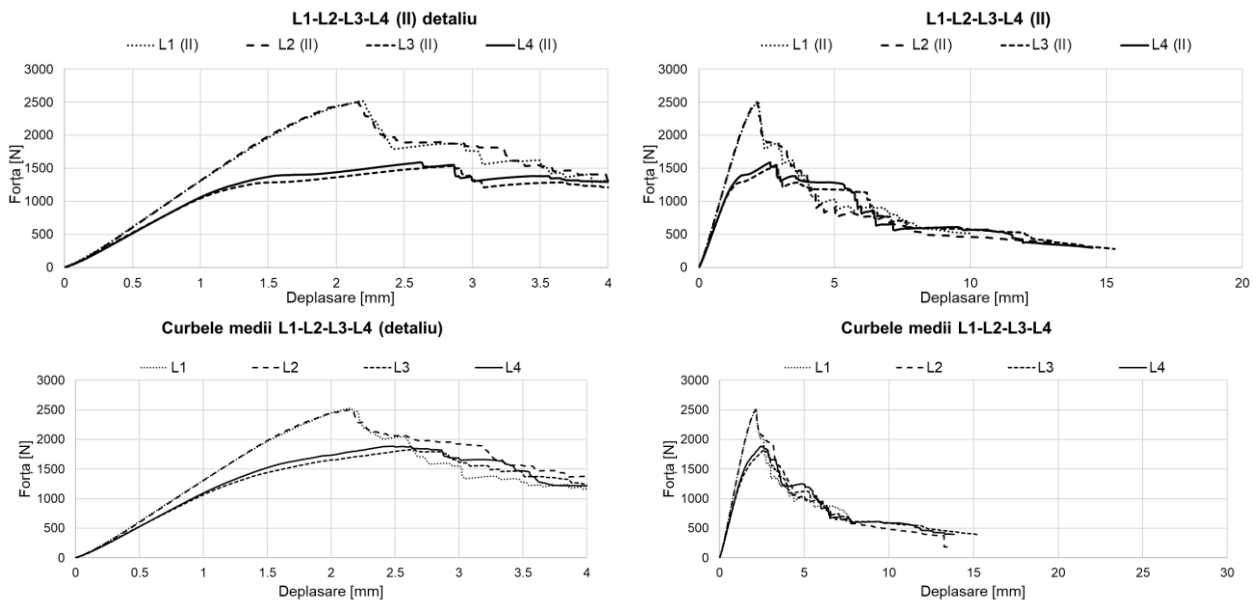


Fig. 40 Comparație între materialele L1-L2-L3 și L4 privind curbele medii la încovoiere

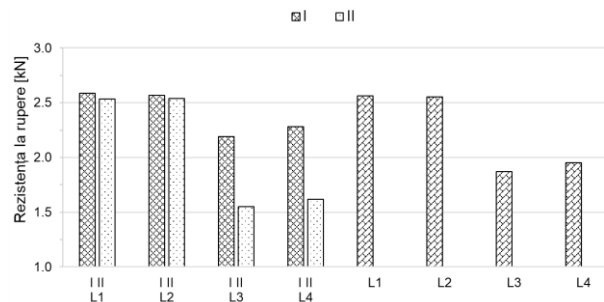


Fig. 41 Rezistența la rupere pentru materialele formate cu rășină tip L

În Fig. 41, se poate observa cum rezistența la rupere prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, pentru materialul doar polimerizat natural, L1, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 2.0% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic, L2, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 1.2% față de media pe suprafața II. Pentru materialul modificat cu solventul NMP și polimerizat natural, L3, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 41.0% față de media pe suprafața II. În cazul materialului tratat termic și modificat cu solventul NMP, L4, media rezistenței la rupere pe suprafața I este mai mare cu 40.9% față de media pe suprafața II.

Pentru materiale formate cu rășină tip L (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la rupere, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor, dar, doar într-o mică măsură. Astfel, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 0.4% față de L2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la rupere, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că proprietățile mecanice au fost influențate pozitiv, media rezistenței la rupere pentru pseudo-laminatul L4 este mai mare cu 4.2% față de L3. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la rupere pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 36.9% față de L3. În cazul materialului L2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la rupere, media fiind mai mare cu 30.8% față de L4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la rupere din Fig. 41 ale materialelor formate cu rășină tip L, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic,

L1. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost L4, adică materialul format cu rășină tip L, modificat cu solventul NMP și tratat termic. Materialul L4 prezintă o valoare a rezistenței la rupere cu 4.2% mai mare față de materialul L3.

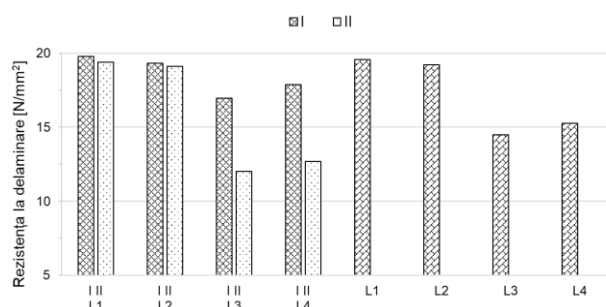


Fig. 42 Rezistența la delaminare pentru materialele formate cu rășină tip L

În Fig. 42, se poate observa cum rezistența la delaminare prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. În ceea ce privește media pe suprafața I, față de suprafața II, se păstrează aceleași valori procentuale ca în cazul rezistenței la rupere.

Pentru materiale formate cu rășină tip L (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al rezistenței la delaminare, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 2.0% față de L2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ rezistența la delaminare, față de materialele nemodificate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că proprietățile mecanice au fost influențate pozitiv, media rezistenței la delaminare pentru pseudo-laminatul L4 este mai mare cu 5.5% față de L3. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, rezistența la delaminare pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 35.2% față de L3. În cazul materialului L2, s-a înregistrat o valoare mai mare a rezistenței la delaminare, media fiind mai mare cu 25.7% față de L4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale rezistenței la delaminare din Fig. 42 ale materialelor formate cu rășină tip L, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, L1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost L4, adică materialul format cu rășină tip L, modificat cu solventul NMP și tratat termic. Materialul L4 prezintă o valoare a rezistenței la delaminare cu 5.5% mai mare față de materialul L3.

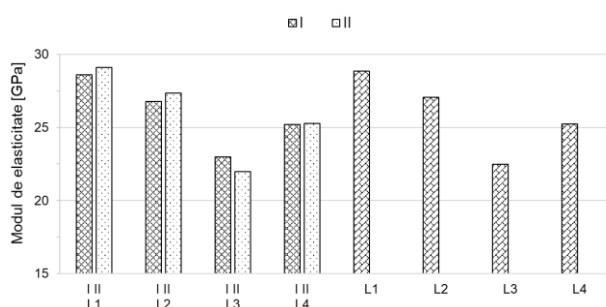


Fig. 43 Modulul de elasticitate pentru materialele formate cu rășină tip L

În Fig. 43, se poate observa cum modulul de elasticitate prezintă valori diferite pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Astfel, media pe suprafața II pentru materialul L1, este mai mare cu 1.8% față de media pe suprafața I. În cazul materialului L2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața II, fiind mai mare cu 2.2% față de media pe suprafața I. Media pe suprafața I pentru materialul L3, este mai mare cu 4.6% față de media pe suprafața II. În cazul materialului L4, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața II, fiind mai mare cu 0.2% față de media pe suprafața I.

Influența tratamentului termic aplicat, în cazul modulului de elasticitate, pare a fi invers pentru materialul L2 față de L1. Astfel, pentru pseudo-laminatele L1 și L2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate pe suprafața II, media fiind mai mare pentru materialul netratat termic. Aceeași observație este valabilă și pentru comparația de pe suprafața I a celor două materiale. Este cunoscut faptul că tratarea termică aduce un beneficiu polimerizării compozitului, în sensul că uniformizează legăturile dintre straturi și matrice, și, ne-am fi așteptat ca modulul de elasticitate să fie mai mare în cazul materialelor tratate termic.

Pentru materiale formate cu rășină tip L (atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II), se poate observa, din punctul de vedere al modulului de elasticitate, faptul că tratamentul termic a influențat negativ proprietățile materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 6.6% față de L2. Pentru materialele modificate cu NMP, se poate observa același comportament, și anume, că solventul a redus semnificativ modulul de elasticitate, față de materialele neterminate cu NMP. În ceea ce privește tratamentul termic aplicat celor două pseudo-laminate modificate cu NMP, se poate observa că proprietățile mecanice au fost influențate pozitiv, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul L4 este mai mare cu 12.3% față de L3. De asemenea, o comparație între materialele prezentate în figura de mai sus, poate evidenția și influența solventului NMP asupra proprietăților materialelor. Astfel, media modulului de elasticitate pentru pseudo-laminatul L1 este mai mare cu 28.4% față de L3. În cazul materialului L2, s-a înregistrat o valoare mai mare a modulului de elasticitate, media fiind mai mare cu 7.3% față de L4.

Prin urmare, analizând rezultatele medii ale modulului de elasticitate din Fig. 43 ale materialelor formate cu rășină tip L, putem observa că din acest punct de vedere, cel mai bun pseudo-laminat a fost materialul care nu a fost modificat cu NMP și nici nu a fost tratat termic, L1, rezultatul fiind similar cu cel de la rezistența la rupere. Întrucât scopul studiului este identificarea unui material cu gradient de elasticitate, analizând cele patru pseudo-laminate din acest punct de vedere, putem spune că în urma testelor de încovoiere (în trei puncte efectuate), cel mai bun material a fost L4, adică materialul format cu rășină tip L, modificat cu solventul NMP și tratat termic. Materialul L4 prezintă o valoare a modulului de elasticitate cu 12.3% mai mare față de materialul L3.

Tabelul 50 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru L1

Epruveta Eveniment		1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 8.4 / 6.7	9.4 / 6.4	10.6 / 13.7	7.3 / 9.1	8.4 / 9.2	9.6 / 5.6
		t [s] 30.5 / 33.0	29.0 / 32.0	30.0 / 31.0	29.5 / 31.5	30.6 / 30.3	29.5 / 30.0
2	I/II	T [°C] 4.0 / 3.0	3.6 / 2.8	6.7 / 2.8	4.6 / 3.9	5.3 / 4.5	5.6 / 9.4
		t [s] 52.2 / 41.5	37.0 / 40.1	35.0 / 39.7	34.2 / 45.4	43.6 / 64.0	39.0 / 31.0
3	I/II	T [°C] 3.8 / 4.8	- / 3.3	- / 3.4	- / 3.6	4.2 / -	- / 3.8
		t [s] 57.0 / 51.0	- / 53.5	- / 53.0	- / 56.5	71.5 / -	- / 46.2
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	- / -	4.1 / -	- / 4.3
		t [s] - / -	- / -	- / -	- / -	94.5 / -	- / 70.5
Temperatura mediului ambiant		19.1°C					
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior			Delaminare laterală		

Tabelul 52 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru L2

Epruveta Eveniment		1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 4.8 / 10.2	7.1 / 5.7	6.5 / 8.9	8.5 / 10.5	4.9 / 12.2	8.4 / 10.1
		t [s] 32.0 / 33.0	29.0 / 29.0	28.5 / 29.0	28.5 / 30.3	28.0 / 29.0	28.0 / 29.1
2	I/II	T [°C] 1.0 / 4.4	1.8 / 5.0	2.5 / 8.4	2.1 / 4.9	1.9 / 4.8	2.5 / 5.0
		t [s] 54.0 / 46.0	49.2 / 41.5	65.2 / 53.0	45.0 / 47.0	80.5 / 41.0	40.3 / 42.4
3	I/II	T [°C] 3.2 / 4.8	3.3 / 4.7	2.5 / -	4.8 / 6.3	2.7 / 6.3	- / 5.9
		t [s] 79.1 / 59.0	75.1 / 50.2	81.1 / -	79.5 / 62.5	110.0 / 53.0	- / 50.0
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	1.8 / -	- / -	- / -
		t [s] - / -	- / -	- / -	92.5 / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.8°C L2 (I) și 16.4°C L2 (II)					
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior			Delaminare laterală		

Tabelul 54 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru L3

Epruveta Eveniment		1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] 2.6 / 11.9	3.1 / 6.0	2.5 / 7.5	6.6 / 8.9	3.2 / 8.7	3.2 / 11.5
		t [s] 46.0 / 42.5	47.5 / 40.1	70.0 / 41.1	50.0 / 42.1	52.0 / 39.5	53.0 / 39.0
2	I/II	T [°C] 6.4 / 6.4	2.5 / 8.0	6.4 / 5.5	7.4 / 6.7	5.6 / 7.9	6.1 / 7.0
		t [s] 75.0 / 98.4	55.5 / 81.1	92.0 / 90.4	53.0 / 84.1	73.0 / 81.1	78.0 / 77.0
3	I/II	T [°C] - / -	7.4 / -	- / -	2.6 / -	6.1 / -	6.5 / -
		t [s] - / -	76.0 / -	- / -	70.0 / -	97.0 / -	91.0 / -
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
		t [s] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		19.5°C					
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior			Delaminare laterală		

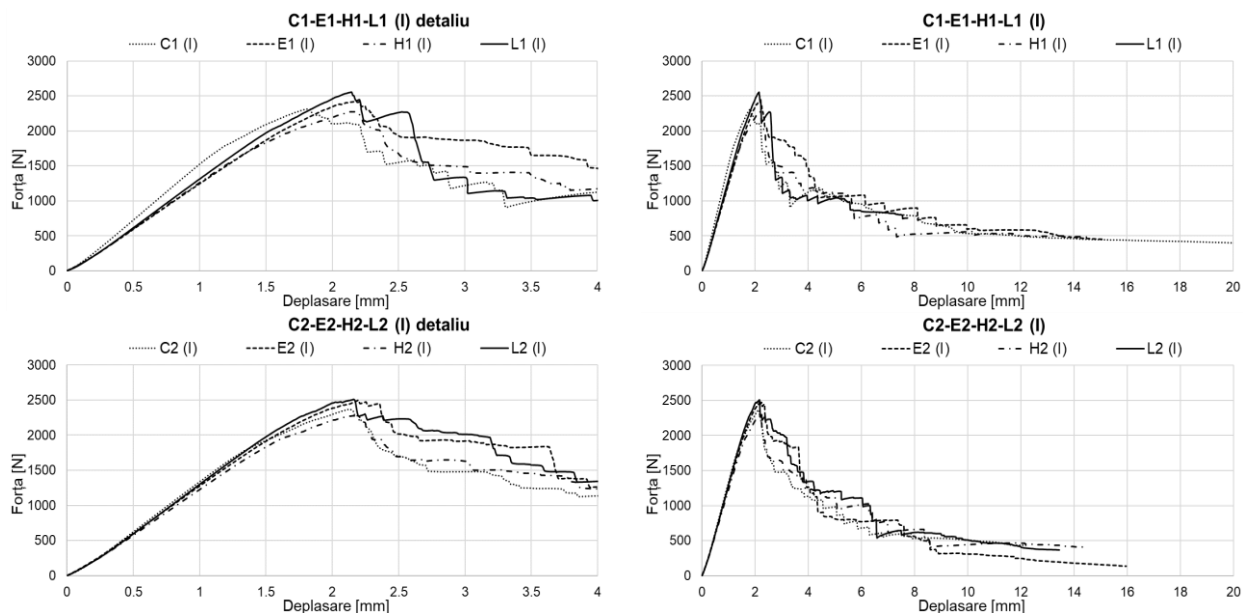
Tabelul 56 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru L4

Epruveta Eveniment		1	2	3	4	5	6
1	I/II	T [°C] - / 5.8	2.1 / 10.3	5.2 / 7.1	4.8 / 3.7	6.7 / 8.5	3.6 / -
		t [s] - / 36.7	65.5 / 40.1	76.5 / 39.1	82.0 / 36.2	70.2 / 37.0	46.0 / -
2	I/II	T [°C] - / 3.7	5.3 / 9.3	- / 1.6	- / 11.9	4.4 / 8.5	3.5 / -
		t [s] - / 91.5	80.9 / 82.5	- / 82.1	- / 39.5	97.8 / 74.0	47.5 / -
3	I/II	T [°C] - / -	2.2 / -	- / -	- / 9.1	4.4 / -	8.6 / -
		t [s] - / -	165.0 / -	- / -	- / 73.5	146.2 / -	70.1 / -
4	I/II	T [°C] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
		t [s] - / -	- / -	- / -	- / -	- / -	- / -
Temperatura mediului ambiant		16.2°C L4 (I) și 19.5°C L4 (II)					
Delaminare axială		Rupere C ₂₄₀ strat inferior			Delaminare laterală		

Fig. 44 Variația valorii temperaturii, față de mediul ambiant, pentru L1, L2, L3, L4

În **Fig. 44**, se poate observa cum variația valorii temperaturii prezintă valori diferite precum și comportament diferit, pentru cazul când forța este acționată pe suprafața I, față de cazul în care forța este acționată pe suprafața II. Această metodă de prezentare, este una foarte facilă deoarece se pot corela imediat creșterile valorilor temperaturii cu efectele mecanice identificate (delaminări axiale, delaminări laterale sau fracturi ale straturilor).

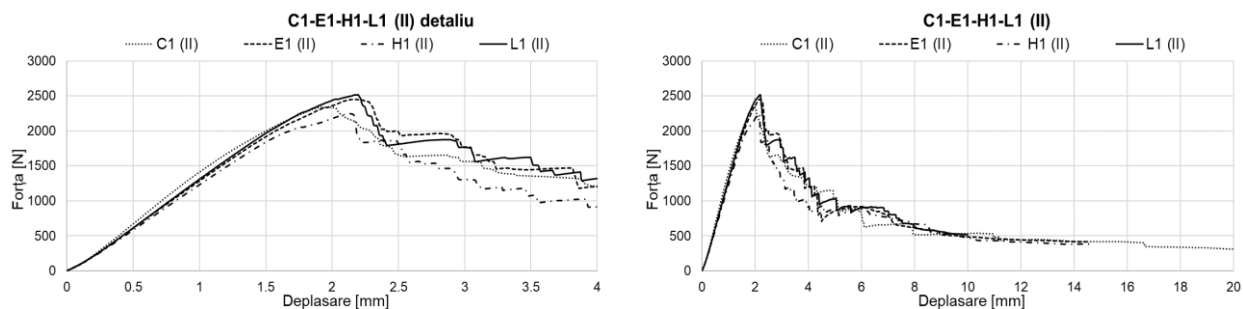
5.5. Analiza comparativă a pseudo-laminatelor

**Fig. 45** Analiza comparativă a curbelor medii $F(I)$ a materialelor tratate/netratate termic

Atunci când forța acționează pe suprafața (I), pentru pseudo-laminatelor polimerizate natural și nemodificate cu NMP, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns, urmat foarte aproape de materialul format cu rășină tip H.

Atunci când forța acționează pe suprafața (I), pentru pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, fiind urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns.

Atunci când forța acționează pe suprafața (II), pentru pseudo-laminatelor polimerizate natural și nemodificate cu NMP, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă tot materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns.



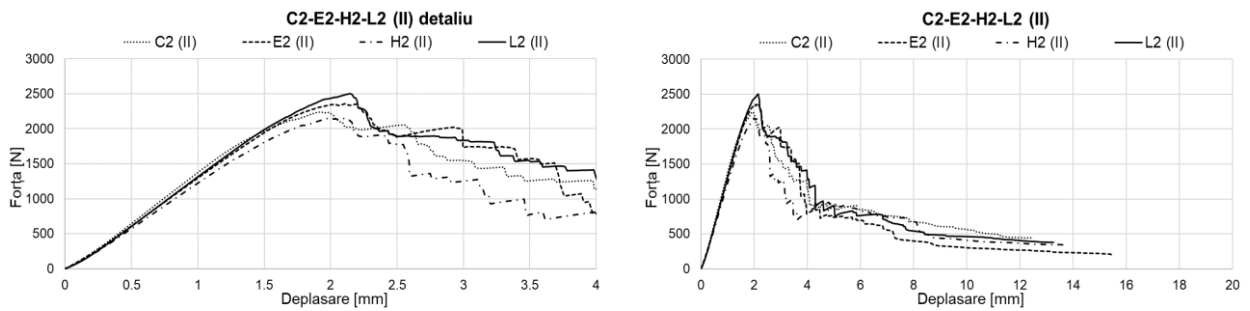


Fig. 46 Analiza comparativă a curbelor medii F(II) a materialelor tratate/netratate termic

Atunci când forța acționează pe suprafața (II), pentru pseudo-laminatele nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, fiind urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns.

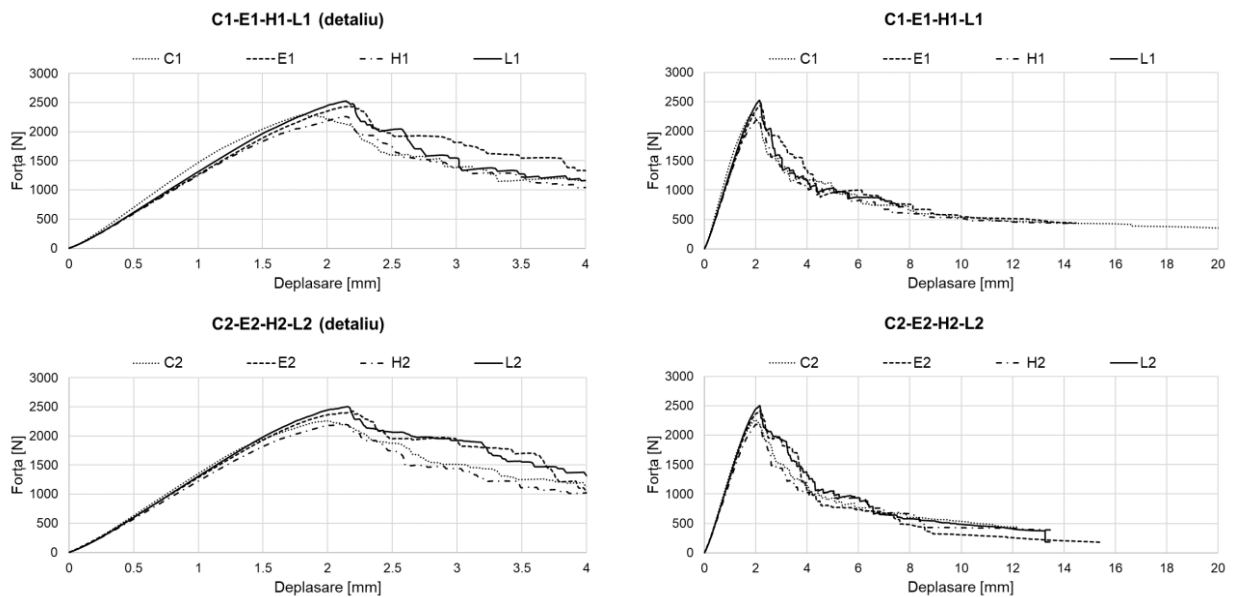
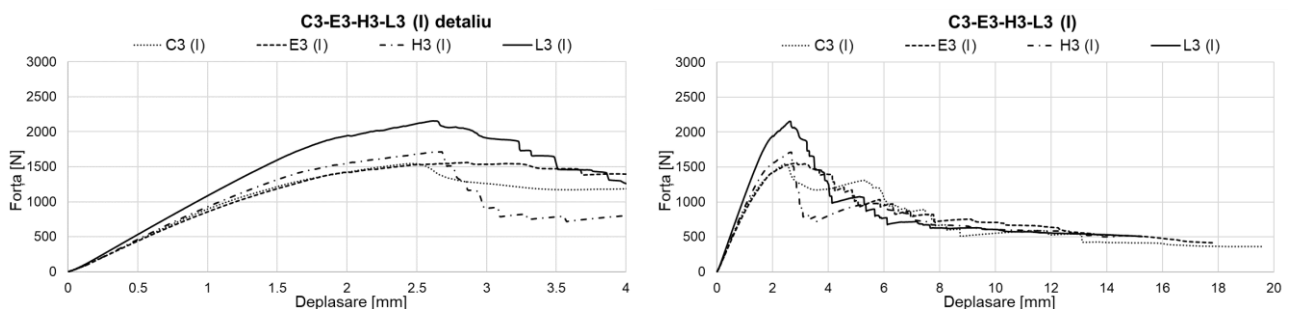


Fig. 47 Analiza comparativă a curbelor medii a materialelor tratate/netratate termic

În cazul pseudo-laminatelor polimerizate natural și nemodificate cu NMP, atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns, urmat foarte aproape de materialul format cu rășină tip C.

Pentru pseudo-laminatele nemodificate cu NMP, dar tratate termic, atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II, se poate observa că din punct de vedere al al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, fiind urmat extrem de aproape de materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns.



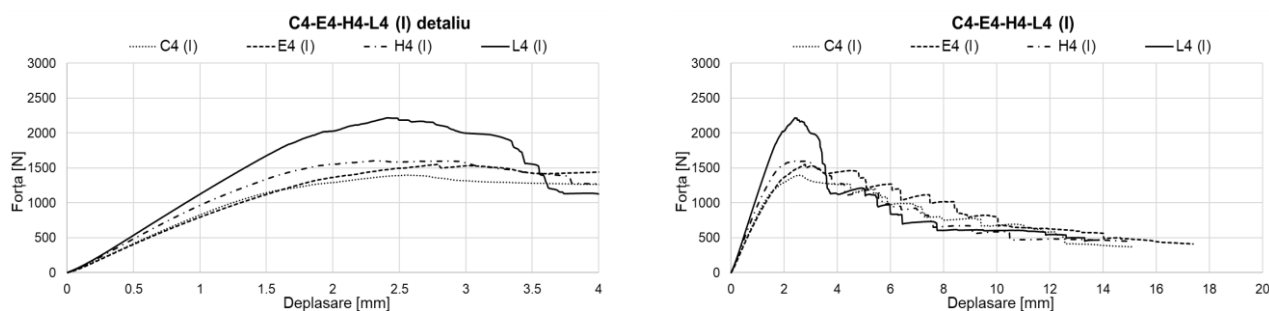


Fig. 48 Analiza comparativă a curbelor medii $F(I)$ ale materialelor modificate cu NMP și tratate/netratate termic

Atunci când forța acționează pe suprafața (I), pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar netratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns.

Atunci când forța acționează pe suprafața (I), pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP și tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns.

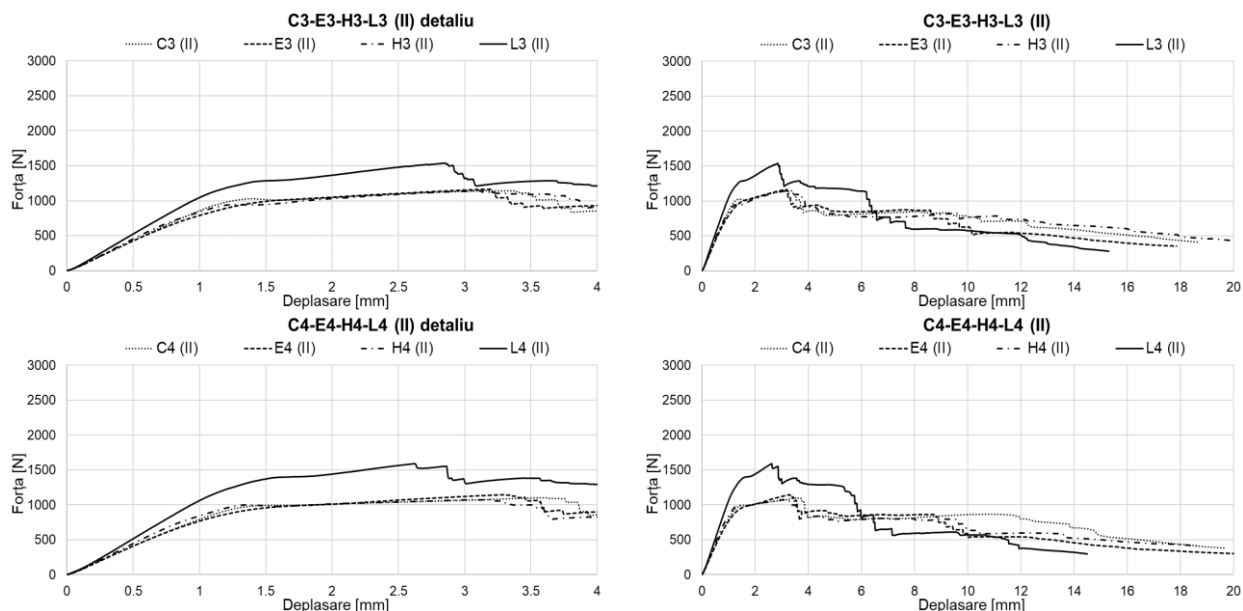


Fig. 49 Analiza comparativă a curbelor medii $F(II)$ ale materialelor modificate cu NMP și tratate/netratate termic

Atunci când forța acționează pe suprafața (II), pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar netratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns, dar diferența este foarte mică față de H și C.

Atunci când forța acționează pe suprafața (II), pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP și tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns, dar diferența este foarte mică față de H și C.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar netratate termic, atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns, dar diferența este foarte mică față de H și C.

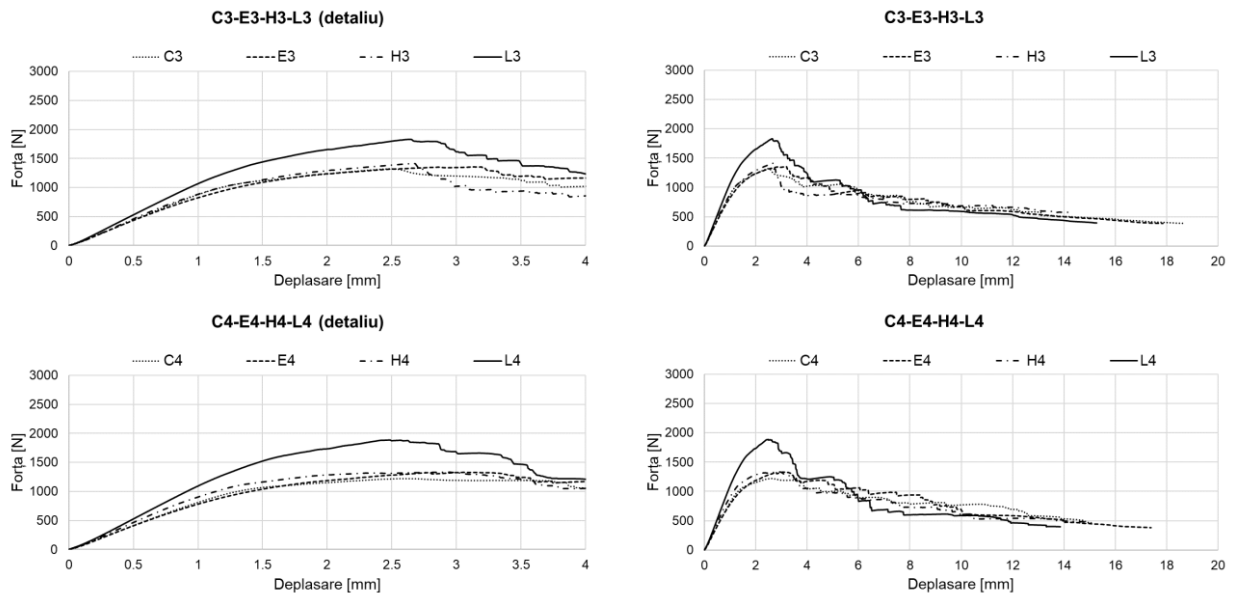


Fig. 50 Analiza comparativă a curbelor medii ale materialelor modificate cu NMP și tratate termic

Pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP și tratate termic, atunci când considerăm media pe întreg laminatul fiind compusă atât din media pe suprafața I cât și din media pe suprafața II, se poate observa că din punct de vedere al curbelor medii, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip E prezintă cel mai slab răspuns, dar diferența este foarte mică față de C.

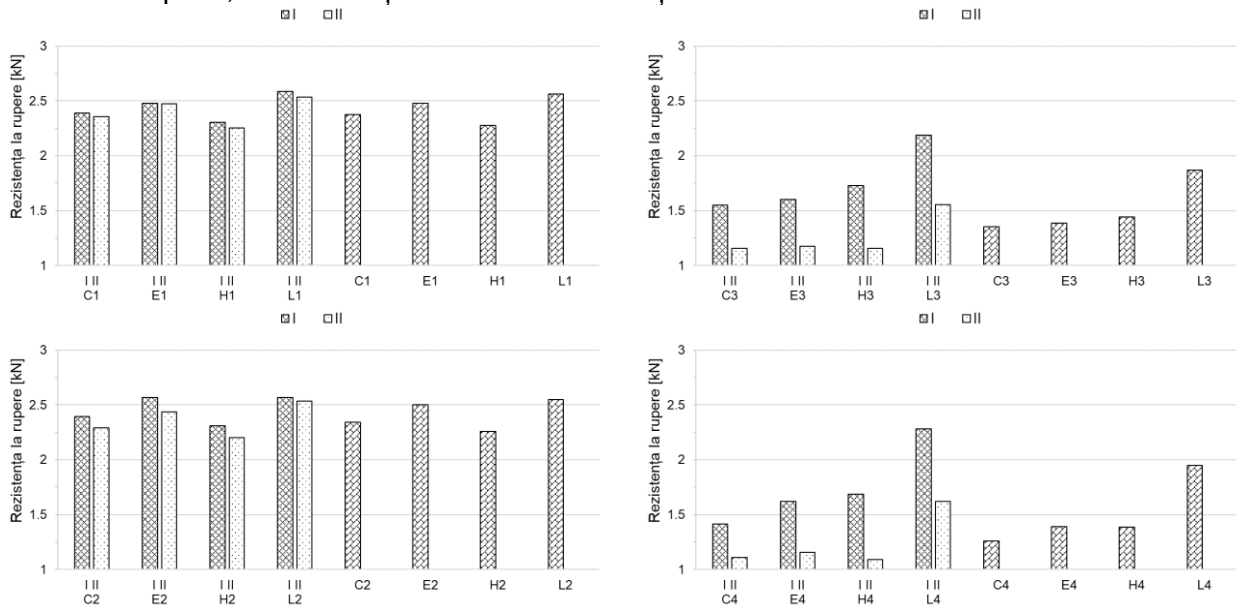


Fig. 51 Comparație între materialele C-E-H și L privind rezistența la rupere

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punctul de vedere al rezistenței la rupere, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L1 prezintă o rezistență la rupere cu 12.4% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, H1. Față de celelalte materiale, L1 prezintă o rezistență la rupere mai mare cu 7.9% față de C1, și cu 3.4% față de E1.

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la rupere, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip H prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L2 prezintă o rezistență la rupere cu 13.0% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, H2. Față de celelalte materiale, L2 prezintă o rezistență la rupere mai mare cu 8.9% față de C2, și cu 2.0% față de E2.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și polimerizate natural, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la rupere, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L3 prezintă o rezistență la rupere cu 38.2% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C3. Față de celelalte materiale, L3 prezintă o rezistență la rupere mai mare cu 29.6% față de H3, și cu 34.7% față de E3.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la rupere, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L4 prezintă o rezistență la rupere cu 54.7% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C4. Față de celelalte materiale, L4 prezintă o rezistență la rupere mai mare cu 40.5% față de H4, și cu 40.3% față de E4.

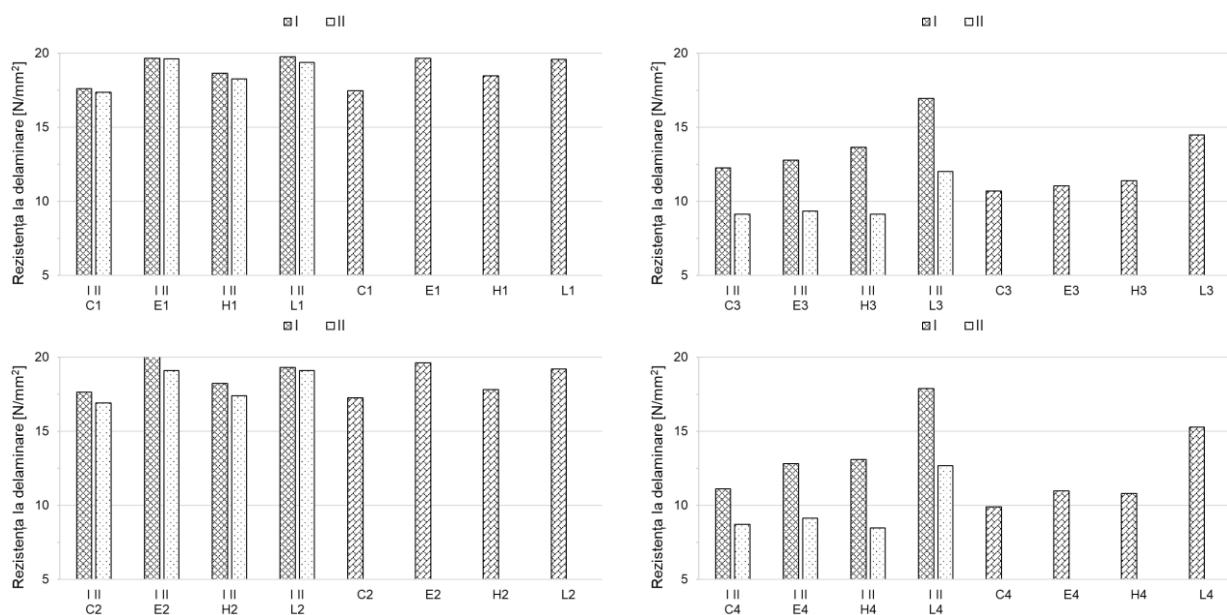


Fig. 52 Comparatie între materialele C-E-H și L privind rezistența la delaminare

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punctul de vedere al rezistenței la delaminare, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul E1 prezintă o rezistență la delaminare cu 12.4% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C1. Față de celelalte materiale, E1 prezintă o rezistență la delaminare mai mare cu 6.4% față de H1, și cu 0.3% față de L1.

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la delaminare, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul E2 prezintă o rezistență la delaminare cu 13.6% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C2. Față de celelalte materiale, E2 prezintă o rezistență la delaminare mai mare cu 10.2% față de H2, și cu 2.2% față de L2.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și polimerizate natural, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la delaminare, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L3 prezintă o rezistență la delaminare cu 35.4% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C3. Față de celelalte materiale, L3 prezintă o rezistență la delaminare mai mare cu 27.2% față de H3, și cu 30.9% față de E3.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al rezistenței la delaminare, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L4 prezintă o rezistență la delaminare cu 54.3% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C4. Față de celelalte materiale, L4 prezintă o rezistență la delaminare mai mare cu 41.6% față de H4, și cu 39.2% față de E4.

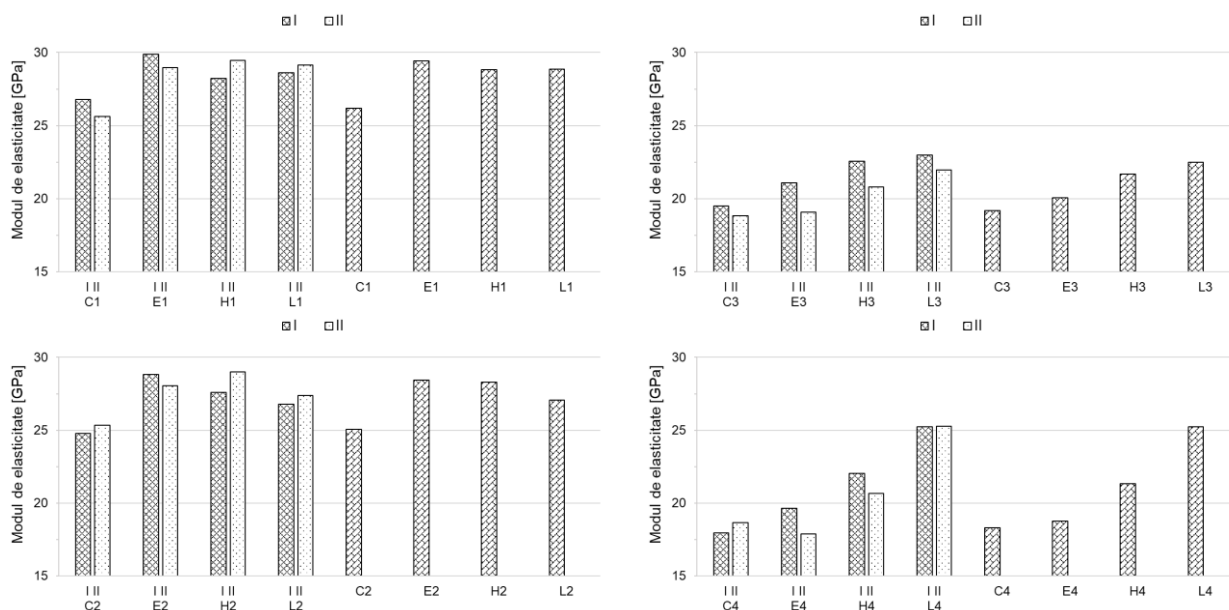


Fig. 53 Comparație între materialele C-E-H și L privind modul de elasticitate

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP și netratate termic, se poate observa că din punctul de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul E1 prezintă un modul de elasticitate cu 12.3% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C1. Față de celelalte materiale, E1 prezintă un modul de elasticitate mai mare cu 2.0% față de H1, și cu 1.9% față de L1.

În cazul pseudo-laminatelor nemodificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip E, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul E2 prezintă un modul de elasticitate cu 13.4% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C2. Față de celelalte materiale, E2 prezintă un modul de elasticitate mai mare cu 0.5% față de H2, și cu 5.0% față de L2.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP și polimerizate natural, se poate observa că din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L3 prezintă un modul de elasticitate cu 17.3% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C3. Față de celelalte materiale, L3 prezintă un modul de elasticitate mai mare cu 3.7% față de H3, și cu 12.0% față de E3.

În cazul pseudo-laminatelor modificate cu NMP, dar tratate termic, se poate observa că din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns îl prezintă materialul format cu rășină tip L, în timp ce materialul format cu rășină tip C prezintă cel mai slab răspuns. Materialul L4 prezintă un modul de elasticitate cu 37.9% mai mare față de pseudo-laminatul cu cel mai slab răspuns, C4. Față de celelalte materiale, L4 prezintă un modul de elasticitate mai mare cu 18.2% față de H4, și cu 34.4% față de E4.

Din **Tabelul 5**, rezultă câteva diferențe evidente, mai ales între cele 2 suprafețe ale pseudo-laminatului, în principal datorită asimetriei. Atunci când forța este aplicată pe suprafața I, temperaturile înregistrate au valori mai mici, pentru majoritatea pseudo-laminatelor cu excepția E1, H1, L1 și L2 unde temperaturile înregistrate au valori mai mari, dar diferențele nu sunt semnificative. De asemenea, aceste diferențe nu sunt observate în cazul materialelor modificate cu NMP sau modificate cu NMP și tratate termic. Legăturile chimice la interfața dintre fibra S_{163} și fibra C/A_{68} sau fibra S_{163} și fibra A_{61} , nu sunt la fel de calitative precum legătura dintre fibra A_{61} și fibra S_{163} datorită orientărilor la unghiuri diferite ale laminelor. Această observație a fost extrasă din analiza epruvetelor, care au prezentat delaminare între straturile de fibră S_{163} și fibră A_{61} sau în interiorul pachetului de fibră A_{61} .

În 5.1, 5.2, 5.3 și 5.4, sunt prezentate rezultatele la încovoiere (forță-deplasare) ale epruvetelor testate și se poate observa faptul că există diferențe în funcție de sensul de aplicare a forței.

Tabelul 5 Creșterea relativă a valorii temperaturii față de mediul ambiant, în procente

Epruveta Material	1	2	3	4	5	6	Media epruvetelor 1-6
C1 (I)	38%	53%	40%	44%	47%	33%	42%
C1 (II)	56%	48%	44%	47%	39%	44%	46%
C2 (I)	24%	21%	-	29%	69%	34%	35%
C2 (II)	54%	46%	49%	80%	52%	32%	52%
C3 (I)	25%	18%	27%	15%	16%	17%	20%
C3 (II)	30%	27%	41%	20%	35%	23%	29%
C4 (I)	35%	7%	12%	27%	27%	39%	24%
C4 (II)	20%	31%	36%	46%	34%	40%	35%
E1 (I)	63%	53%	61%	32%	47%	52%	51%
E1 (II)	30%	51%	25%	50%	41%	38%	39%
E2 (I)	38%	33%	46%	44%	45%	-	41%
E2 (II)	32%	43%	33%	51%	44%	48%	42%
E3 (I)	28%	61%	30%	64%	29%	32%	41%
E3 (II)	83%	88%	75%	80%	111%	90%	88%
E4 (I)	67%	47%	47%	72%	55%	51%	56%
E4 (II)	126%	96%	94%	94%	70%	88%	95%
H1 (I)	61%	47%	43%	48%	33%	40%	45%
H1 (II)	46%	33%	53%	42%	47%	34%	42%
H2 (I)	34%	24%	48%	50%	41%	70%	45%
H2 (II)	57%	51%	76%	76%	79%	51%	65%
H3 (I)	60%	64%	54%	64%	73%	62%	63%
H3 (II)	78%	85%	77%	78%	119%	73%	85%
H4 (I)	18%	22%	12%	60%	65%	55%	39%
H4 (II)	47%	63%	68%	73%	66%	55%	62%
L1 (I)	44%	49%	55%	38%	44%	50%	47%
L1 (II)	35%	34%	72%	48%	48%	49%	48%
L2 (I)	24%	36%	33%	43%	25%	42%	34%
L2 (II)	62%	43%	54%	68%	74%	62%	61%
L3 (I)	33%	38%	33%	38%	31%	31%	34%
L3 (II)	61%	41%	38%	46%	45%	59%	48%
L4 (I)	-	33%	32%	30%	41%	53%	38%
L4 (II)	30%	53%	36%	61%	44%	-	45%

5.6. Concluzii – teste de încovoiere

În ceea ce privește pseudo-laminatele denumite cu cifrele 1 și 2 prezentate, rezultă că pseudo-laminatul L1 (I), prezintă cel mai bun răspuns la încovoiere, în timp ce H2 (II) prezintă cel mai slab răspuns. În cazul pseudo-laminatelor denumite cu cifrele 3 și 4, cel mai bun răspuns este reprezentat de L4 (I), în timp ce H4 (II) prezintă cel mai slab răspuns. Totuși trebuie ținut cont de faptul că pseudo-laminatele nu sunt simetrice și în acest caz, acestea trebuie catalogate în funcție de răspunsul fiecărei suprafețe.

Analizând, rezultatele mediate prezentate în figurile din capitolul 5.5, se conturează alte concluzii: sistemul epoxidic Epiphen, nu conduce la cel mai bun răspuns la încovoiere, așa cum era de așteptat, acesta fiind reprezentat de rășina epoxidică tip L, în timp ce rășina epoxidică tip H prezintă cel mai slab răspuns. Așa cum se poate observa din figurile prezentate, cel mai bun răspuns în urma solicitării la încovoiere, îl prezintă rășina epoxidică tip L, urmată foarte aproape de rășina epoxidică tip E.

Astfel, conform graficelor prezentate în **Fig. 51**, putem identifica că cel mai bun răspuns la încovoiere, din punct de vedere al rezistenței la rupere, l-a avut rășina epoxidică tip L, pentru toate cele 4 cazuri (1-normal, 2-tratat termic, 3-modificat cu NMP, 4-tratat termic și modificat cu NMP), indiferent de direcția de acționare a forței, în timp ce rășina epoxidică tip H, a prezentat

cel mai slab răspuns, pentru toate cele 4 cazuri de încărcare, cu excepția cazului când forța a acționat pe suprafața I pentru pseudo-laminatelor modificate cu NMP (3 și 4), unde cel mai slab răspuns a fost înregistrat la C4(I).

De asemenea, conform graficelor prezentate în **Fig. 53**, putem identifica că cel mai bun răspuns la încovoiere, din punct de vedere al modulului de elasticitate, l-a avut materialul format cu rășina epoxidică tip L, pentru două tipuri de matrice (3-modificat cu NMP, 4-tratat termic și modificat cu NMP), în timp ce rășina epoxidică tip C, a prezentat cel mai slab răspuns, pentru toate cele 4 cazuri de încărcare. Pentru celelalte două tipuri de matrice (1-normal, 2-tratat termic), cel mai bun răspuns la încovoiere, l-a avut materialul format cu rășina epoxidică tip E.

Întrucât o mare parte dintre epruvete s-au delaminat în interiorul pachetului de fibră A_{61} , sau la interfața dintre fibra A_{61} pachetele adiacente de armătură, acest fenomen poate fi explicat prin faptul că există o influență puternică în comportamentul la încovoiere a tehnicii de formare a pseudo-laminatului. Ținând cont de faptul că țesătura din fibră A_{61} , este subțire, iar tehnica de formare impune impregnarea cu amestec pre-polimeric atunci când este așezată în matrită, deasupra țesăturii C_{240} , aceasta va fi afectată nu numai de undulația proprie, ci și de țesătura adiacentă.

Atât modulul de elasticitate, cât și comportamentul la încovoiere al materialelor depind de direcția de aplicare a forței.

Stratificarea C_{240} , C/A_{68} , A_{61} , S_{163} , este una benefică atât din pricina materialelor nemodificate cât și din pricina materialelor modificate cu NMP.

Stratificarea S_{163} , C/A_{68} , A_{61} , C_{240} nu este una oportună. Apar dezlipiri la interfața dintre țesăturile $A_{61}-C_{240}$ dar și unele dezlipiri, mai puține, la interfața țesătură aramidică-mixtă.

Așa cum este specificat în capitolul anterior, în matricea pseudo-laminatelor formate a fost introdus un solvent pentru a obține un gradient de elasticitate al materialului, astfel, rezultând un pseudo-laminat cu rezistență controlabilă.

În ceea ce privește delaminarea laterală sau alunecarea straturilor sau a pachetelor, trebuie menționat faptul că, epruvetele 2, 4 și 6, atunci când facem referire la suprafața II, au avut un adaos de material la unul din capete, în vederea recuperării epruvetei în urma debitării, în timp ce, epruvetele 1, 3 și 5, au avut același adaos, dar la ambele capete. Pentru separarea epruvetelor a fost utilizată o pânză de bomfaier, iar acest lucru poate duce la explicația de ce au cedat straturile de aramidă. Astfel, rezistența la forfecare a fibrelor aramide fiind mare a condus și la un efort suplimentar indus de pânză, în vederea efectuării separării epruvetelor.

Fracturarea matricei între două straturi de armătură are consecințe la capetele libere a epruvetei în alunecarea relativă a pachetelor de armături ramase. Ce se constată este că, nu are loc niciodată la ambele capete, ci are loc într-un singur capăt, și, este de presupus, că este mai afectat capătul ce a fost debitat cu pânza de bomfaier.

6. Concluzii și direcții de cercetare

6.1. Concluzii finale

Obiectivul principal al prezentei lucrări, este stabilirea unei metodologii de obținere a unui nou material compozit, armat cu țesătură din fibre și cu matrice flexibilă.

Pentru realizarea acestui scop menționat anterior, au fost realizate următoarele șase obiective specifice:

- studierea literaturii de specialitate privind formarea de materiale compozite armate cu țesături din fibre (de carbon, sticlă, aramidică, mixtă) precum și influența diferitelor tipuri de stratificări și orientări ale țesăturii.
- studierea literaturii de specialitate privind influența matricei epoxidice în formarea materialelor compozite armate cu țesături;
- studierea literaturii de specialitate privind influența modificării matricei epoxidice cu N-metil-2-pirolidinonă în formarea materialelor compozite armate cu țesături;
- formarea materialelor compozite armate cu țesături și cu matrice epoxidică;
- efectuarea analizei experimentale pentru caracterizarea materialelor formate;
- interpretarea și studierea rezultatelor obținute.

Pentru realizarea primelor trei obiective specifice au fost analizate lucrările științifice menționate în capitolul 1, pe baza cărora au fost stabilite:

- arhitectura pseudo-laminatelor în vederea obținerii unui material nou, cu gradient de elasticitate;
- tehnica pentru introducerea și fixarea țesăturilor în matriță;
- rășinile epoxidice pentru matricea de testare.

Sunt efectuate analize experimentale pentru atingerea următoarelor două obiective specifice. Astfel, în capitolul 3 este prezentată formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică de control, din care sunt formate pseudo-laminate. În **Tabelul 1**, sunt prezentate țesăturile utilizate în formarea laminatelor, orientarea țesăturilor la diferite unghiuri, precum și concentrația de solvent adăugată în fiecare pachet de țesături.

Au fost formate 16 materiale cu patru rășini epoxidice diferite (disponibile în comerț) pentru a analiza efectul consolidării matricei asupra proprietăților de întindere și încovoiere a materialelor:

- 4 pseudo-laminate care nu au fost supuse tratării termice și nici nu au fost modificate cu N-metil-2-pirolidinonă;
- 4 pseudo-laminate care au fost supuse tratării termice dar nu au fost modificate cu N-metil-2-pirolidinonă;
- 4 pseudo-laminate care nu au fost supuse tratării termice dar au fost modificate cu N-metil-2-pirolidinonă;
- 4 pseudo-laminate care au fost supuse tratării termice și au fost modificate cu N-metil-2-pirolidinonă.

Fiecare material este armat cu 35 de straturi de țesături din fibre având în mijloc 5 straturi de fibră de sticlă, care sunt acoperite de țesături din fibre de aramidă (alte cinci straturi), pe o parte, iar pe cealaltă parte, sunt acoperite de țesături mixte (alte cinci straturi), urmate de alte 5 straturi de țesături mixte (opus față de straturile anterioare) și la capăt (ca straturi exterioare) țesătură din fibre de carbon (alte cinci straturi pe fiecare parte). Patru plăci de 210 x 294 mm au fost formate pentru fiecare matrice și două dintre plăci au fost tratate termic, în timp ce, celelalte două au fost modificate cu solvent NMP. Testele mecanice au fost efectuate la un an de la formarea materialelor.

În paragrafele 4.1 4.2 4.3 și 4.4 din capitolul 4 și paragrafele 5.1 5.2 5.3 și 5.4 din capitolul 5, se investighează comportamentul materialelor formate la solicitări de tracțiune, respectiv încovoiere.

Pentru realizarea ultimului obiectiv specific a fost realizată compararea rezultatelor experimentale prezentate în paragrafele 4.5 și 4.6 din capitolul 4 și 5.5 și 5.6 din capitolul 5.

Concluziile sintetice, la care s-a ajuns pe baza acestui studiu, în ceea ce privește testele de tracțiune sunt: materialele formate cu rășină tip C, E și L dar nemodificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante, în timp ce,

tratamentul termic aplicat materialelor formate cu rășină tip H, nu a condus la rezultate viabile. Pentru materialele formate cu rășină tip H și L și modificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante, în timp ce, tratamentul termic aplicat materialelor formate cu rășină tip C și E și modificate cu NMP, nu a condus la rezultate viabile. Astfel, materialul L4, cel modificat cu NMP și tratat termic, prezintă, din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns la tracțiune. Acesta are modulul de elasticitate (calculat) mai mare față de E4 cu 43.0%, mai mare față de C4 cu 14.1%, și mai mare față de H4 cu 9.8%.

De asemenea, în ceea ce privește testele de încovoiere, doar materialele formate cu rășină tip L și modificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante, în timp ce, tratamentul termic aplicat materialelor formate cu rășină tip C, E și H, modificate dar și cele nemodificate cu NMP, nu a condus la rezultate viabile. Astfel, materialul L4, cel modificat cu NMP și tratat termic, prezintă, din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns la încovoierea în trei puncte. Acesta are modulul de elasticitate (automat) mai mare față de C4 cu 37.9%, mai mare față de E4 cu 34.4%, și mai mare față de H4 cu 12.2%.

De asemenea, în ceea ce privește testele de încovoiere, doar materialele formate cu rășină tip L și modificate cu NMP, pot fi supuse unui tratament termic, întrucât conduc la rezultate mai performante. Astfel, materialul L4, cel modificat cu NMP și tratat termic, prezintă, din punct de vedere al modulului de elasticitate, cel mai bun răspuns la încovoierea în trei puncte. Acesta are modulul de elasticitate (automat) mai mare față de E4 cu 34.4%, mai mare față de C4 cu 37.9%, și mai mare față de H4 cu 12.2%.

6.2. Contribuții personale

Scopul prezentei lucrări, este stabilirea unei metodologii de obținere a unui nou material compozit optim, armat cu țesătură și cu matrice flexibilă, prin introducerea în matricea epoxidică a unui agent de modificare și de flexibilizare al materialului obținut, cu identificarea diferențelor dintre materiale cu aceeași structură de armare, dar cu diferite tipuri de rășini epoxidice ca matrice.

Analiza statistică a rezultatelor parțiale conduce la concluzia că doar câteva epruvete pot fi utilizate pentru a caracteriza materialele și cu aceste rezultate au fost evaluate curbele medii σ/ϵ . Epruvetele care au fost utilizate pentru mediere sunt menționate pe grafice împreună cu imagini ale epruvetelor fracturate (frontal și lateral). Măsurarea termică arată că există diferențe între materialele tratate termic și cele care sunt polimerizate în mod natural, dar aceste valori (mediate pentru întregul lot de epruvete sau doar pentru epruvetele cu comportament mecanic similar) nu sunt prea diferite și nu pot fi utilizate pentru a interpreta rezultatele mecanice. Comportamentul mecanic al materialelor, dat de curbele medii, prezintă pentru fiecare material șase pante. Din aceste pante, al doilea corespunde răspunsului elastic al materialului compozit, în timp ce al șaselea reprezintă răspunsul elastic al fibrelor. Cea mai mare valoare a modulului de elasticitate este atinsă pentru sistemul epoxidic HT2 cu întăritor HT2 (aproximativ 7.2Gpa) și corespunde matricei mai ce nu a fost tratată termic și care nu a fost modificată cu NMP. De asemenea, din punct de vedere al modificării matricei cu NMP, cea mai mare valoare a modulului de elasticitate, o regăsim la sistemul epoxidic L cu întăritor GL1 (aproximativ 7.0Gpa).

Metodologia de lucru a impus ca epruvetele să fie extrase din plăcile formate folosind o mașină cu jet de apă de înaltă presiune. Poziția fiecărei probe a fost marcată pentru a asocia eventuale efecte mecanice cu poziția epruvetei. Metoda experimentală a inclus două echipamente pentru înregistrare audio-video (una pentru a înregistra o suprafață a epruvetei și una pentru a înregistra o margine a epruvetei) pentru a asocia evenimentele mecanice cu efectele vizuale (la rupere mai ales). O cameră cu termoviziune a fost utilizată pentru a înregistra creșterea valorii temperaturii în timpul testelor, iar rezultatele se referă în principal la eliberarea de energie (identificabilă prin creșterea relativă a valorii temperaturii față de temperatura mediului ambiant) la rupere.

Următoarele contribuții originale au fost realizate pentru atingerea scopului menționat:

Realizarea unei metodologii de lucru privind testarea, utilizând concomitent camera de termoviziune, cele 2 camere digitale de înregistrare video, precum și mașina de încercări mecanice;

- formarea materialelor compozite cu matrice epoxidică, având la bază o arhitectură nouă a pseudo-laminatului, bazat pe studii anterioare dezvoltate la CCDCOMT;
- realizarea experimentelor în vederea stabilirii proprietăților mecanice din punctul de vedere al rezultatelor obținute la solicitările de tracțiune și de încovoiere;
- compararea rezultatelor obținute între matrice cu aceeași rășină epoxidică, precum și compararea rezultatelor obținute între matrice cu rășină epoxidică diferită;
- realizarea unui material cu gradient de elasticitate.

6.3. Direcții viitoare de cercetare

În urma rezultatelor obținute în studiul prezentat, am constatat oportunitatea stabilirii proprietăților mecanice și din perspectiva altor metode de testare precum:

- analiză termomecanică în vederea stabilirii coeficientului de dilatare termică liniară folosind TMA;
- analiză Raman prin spectrofotometrie, care ar putea identifica legăturile dintre polimeri în urma creșterii concentrației de NMP în matrice și ar putea evidenția dacă s-au format alți compuși în urma interacțiunilor chimice, la nivel molecular.
- analiza SEM a materialului care ar putea explica procesul de interacțiune ale electronilor cu constituenții pseudo-laminatului, iar astfel putem identifica existența unor nanostructuri. Această metodă poate fi aplicată inclusiv epruvetelor rezultate din prezentul studiu, nefiind necesară formarea unor noi eșantioane;
- analiza căldurii specifice a materialelor formate, prin utilizarea unui calorimetru cu scanare diferențială, DSC. Această analiză poate identifica valoarea temperaturii de tranziție sticloasă precum și analiza pierderii de solvent NMP, în urma încălzirii epruvetei;
- analiza electromagnetică a pseudo-laminatelor folosind RLC-metru, astfel se poate identifica rezistența electrică precum și capacitatea electrică a materialului nou format;
- analiza în spectrul infraroșu a suprafeței epruvetelor în timpul solicitărilor la tracțiune, pentru identificarea zonelor cu încălzire locală, fenomen ce poate anticipa fracturarea materialului, utilizând o cameră de termoviziune de înaltă rezoluție;
- analiza posibilelor defecte cauzate de tehnica de formare prin metode de control nedistructiv în spectrul infraroșu. Aplicând o sursă de căldură pe o suprafață a pseudo-laminatului (înainte de debitarea cu jet de apă), se pot identifica defecte de natură interfazică sau interlaminară sau acumularea a unui surplus de rășină într-o anumită zonă.

Bibliografie (selecții)

- [1] Krishan K. Chawla, *Composite Materials: Science and Engineering*, Fourth Edition. Switzerland: Springer International Publishing, 2019. [Online]. Available: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-28983-6>
- [2] Jones, R.M., *Mechanics of composites materials*, Second edition. Taylor&Francis, 1999.
- [3] R. J. Crawford and P. J. Martin, *Plastics Engineering - 4th Edition*, 4th ed. Elsevier, 2020. doi: 10.1016/C2015-0-00550-0.
- [4] Alămoreanu A., Constantinescu D.M., *Proiectarea plăcilor compozite laminate*. București: Ed. Academiei Române, 2005.
- [5] “RAMSSES project reaches significant milestone towards sustainable composite ship construction at Damen location.” https://www.damen.com/en/news/2020/07/ramsses_project_reaches_significant_milestone_towards_sustainable_composite_ship_construction (accessed Jun. 12, 2021).
- [6] G. Gardiner, “Removing the barriers to lightweighting ships with composites.”
- [7] A. Jurado, M. Krause, and S. Paboeuf, “Towards Safety of Composite Ships,” Dec. 2019.
- [8] Eric Greene Associates, Ed., *Marine composites*, 2nd ed. Annapolis, Md: Eric Greene Associates, 1999.
- [9] Conference on Marine Composites, Advanced Composites Manufacturing Centre, and Society for the Advancement of Material and Process Engineering, Eds., *Proceedings of the ACMC/SAMPE Conference on Marine Composites, Sherwell Centre, University of Plymouth, 11 - 12 September 2003*, 1. Aufl. Plymouth: ACMC, 2003.
- [10] A. P. Mouritz, E. Gellert, P. Burchill, and K. Challis, “Review of Advanced Composite Structures for Naval Ships and Submarines,” *Composite Structures*, vol. 53, pp. 21–42, Jul. 2001, doi: 10.1016/S0263-8223(00)00175-6.
- [11] E. T. Basem, “Use of Composites as Alternative Materials in Ship Structures,” Alexandria University, Egypt, 2016.
- [12] “KZ1 (yacht),” *Wikipedia*. Jan. 27, 2021. Accessed: Jun. 12, 2021. [Online]. Available: [https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=KZ1_\(yacht\)&oldid=1003147272](https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=KZ1_(yacht)&oldid=1003147272)
- [13] A. Cup, “THE TECHNOLOGY OF AC75,” *36th America’s Cup presented by PRADA*. <https://www.americascup.com/the-technology> (accessed Apr. 22, 2021).
- [14] “Produsele noastre - SPAT YARD.” <http://www.spat.ro/produs/38/hidrobus-catamaran-c16t> (accessed Apr. 22, 2021).
- [15] F. Lindblom, *Use of Composites in the Visby Class Stealth Corvette*.
- [16] H. te Kulve and W. A. Smit, “Novel naval technologies: Sustaining or disrupting naval doctrine,” *Technological Forecasting and Social Change*, vol. 77, no. 7, pp. 999–1013, Sep. 2010, doi: 10.1016/j.techfore.2010.03.005.
- [17] F. Rubino, A. Nisticò, F. Tucci, and P. Carlone, “Marine Application of Fiber Reinforced Composites: A Review,” *JMSE*, vol. 8, no. 1, p. 26, Jan. 2020, doi: 10.3390/jmse8010026.
- [18] “Ultimate Rudder | Product lineups | Nakashima Propeller Co., Ltd.” <https://www.nakashima.co.jp/eng/product/cfrp.html> (accessed Apr. 25, 2021).
- [19] Nakashima Propeller Co. Ltd., “Benefits of Carbon Composite Marine Propeller,” 2015. [Online]. Available: https://www.classnk.or.jp/classnk-rd/assets/pdf/katsudou201511_D.pdf
- [20] “A first for carbon fibre propellers,” *Reinforced Plastics*, vol. 58, no. 5, p. 4, Sep. 2014, doi: 10.1016/S0034-3617(14)70188-2.
- [21] L. Crudu, R. Bosoancă, and D. Obreja, “A comparative review of the resistance of a 37,000 dwt Chemical Tanker based on experimental tests and calculations,” *Technium Romanian Journal of Applied Sciences and Technology*, vol. 1, pp. 59–66, Dec. 2019, doi: 10.47577/technium.v1i.32.
- [22] “RAMSSES on LinkedIn: Naval Group and Centrale Nantes print world’s first hollow propeller.” <https://www.linkedin.com/feed/update/urn:li:activity:6501480899157192704> (accessed Jun. 12, 2021).
- [23] R. F. Gibson, *Principles of Composite Material Mechanics*. CRC Press, 2016. doi: 10.1201/b19626.

- [24] G. Murray, F. Gandhi, and C. Bakis, "Flexible Matrix Composite Skins for One-dimensional Wing Morphing," *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, vol. 21, no. 17, pp. 1771–1781, Nov. 2010, doi: 10.1177/1045389X10369719.
- [26] N. Aly, "A review on utilization of textile composites in transportation towards sustainability," *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 254, p. 042002, Oct. 2017, doi: 10.1088/1757-899X/254/4/042002.
- [27] P. Bere, M. Dudescu, C. Neamțu, and C. Cocian, "Design, Manufacturing and Test of CFRP Front Hood Concepts for a Light-Weight Vehicle," *Polymers*, vol. 13, no. 9, p. 1374, Jan. 2021, doi: 10.3390/polym13091374.
- [28] "Oshkosh® S-Series™ Front Discharge Mixer," *McNeilus*.
<https://www.mcneiluscompanies.com/concrete-mixers/s-series-front-discharge-mixer/> (accessed Apr. 26, 2021).
- [31] "TPI Composites Inc - Materials," *TPI Composites Inc*.
<https://www.tpicomposites.com/industries-services/wind/materials/> (accessed Apr. 26, 2021).
- [32] Cîrciumaru, A, *Proiectarea, formarea și caracterizarea materialelor compozite cu matrice polimerică*. Galați: Ed. Europlus, 2013.
- [33] Manoj Kumar Buragohain, *Composite Structures. Design, Mechanics, Analysis, Manufacturing, and Testing*. Florida, USA: CRC Press, 2017.
- [34] M. Reyne, *Plastic forming processes*. London : Hoboken, NJ: ISTE ; John Wiley, 2008.
- [35] Akovali, G., Uyanik, N., *Handbook Of Composite Fabrication*. Ankara: Rapra Technology Limited, 2001.
- [36] A. K. Sharma, R. Bhandari, A. Aherwar, and R. Rimašauskienė, "Matrix materials used in composites: A comprehensive study," *Materials Today: Proceedings*, vol. 21, pp. 1559–1562, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.11.086.
- [37] A. M. Seifans, S. Ayyagari, and M. Al-Haik, "Elastic/viscoplastic characterization of additively manufactured composite based on continuous carbon fibers," *Aerospace Science and Technology*, vol. 111, p. 106562, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.ast.2021.106562.
- [38] J. Körbelin, B. Kötter, H. Voormann, L. Brandenburg, S. Selz, and B. Fiedler, "Damage tolerance of few-layer graphene modified CFRP: from thin-to thick-ply laminates," *Composites Science and Technology*, p. 108765, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.compscitech.2021.108765.
- [39] J. Kuruvilla, K. Oksman, G. Gejo, R. Wilson, and S. Appukuttan, *Fiber Reinforced Composites: Constituents, Compatibility, Perspectives and Applications*. Woodhead Publishing, 2021.
- [40] I. Carcea, *Materiale compozite: fenomene la interfață*. Iasi: Politehniun, 2008.
- [41] I. Shakir Abbood, S. aldeen Odaa, K. F. Hasan, and M. A. Jasim, "Properties evaluation of fiber reinforced polymers and their constituent materials used in structures – A review," *Materials Today: Proceedings*, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.07.636.
- [42] R. Ma, W. Li, M. Huang, M. Feng, and X. Liu, "The reinforcing effects of dendritic short carbon fibers for rigid polyurethane composites," *Composites Science and Technology*, vol. 170, pp. 128–134, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.11.047.
- [43] I. Choi and D. G. Lee, "Surface modification of carbon fiber/epoxy composites with randomly oriented aramid fiber felt for adhesion strength enhancement," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 48, pp. 1–8, May 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.01.003.
- [45] M. Bunea, R. Bosoanca, C. Eni, N. Cristache, and V. Stefanescu, "The Impact Characteristics of Fabric Reinforced Hybrid Composites," *Materiale Plastice*, vol. 54, no. 2, pp. 286–290, Jun. 2017.
- [46] "Iulia Graur, IOAN Bosoanca, RADU Bosoanca, MARIUS BODOR, ADRIAN CIRCIUMARU Thermal Analysis of Ionic Substances Doped Epoxy," *Revista de Chimie*, vol. 66, no. 11, pp. 0–0.
- [47] N. Hashim, D. L. A. Majid, E.-S. Mahdi, R. Zahari, and N. Yidris, "Effect of fiber loading directions on the low cycle fatigue of intraply carbon-Kevlar reinforced epoxy hybrid composites," *Composite Structures*, vol. 212, pp. 476–483, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.01.036.
- [48] P. Morgan, *Carbon fibers and their composites*. Boca Raton: Taylor & Francis, 2005.

- [49] S. K. Mazumdar, *Composites manufacturing: materials, product, and process engineering*. CRC Press, 2002.
- [50] M. Ö. Seydibeyoğlu, A. K. Mohanty, and M. Misra, Eds., *Fiber technology for fiber-reinforced composites*. Duxford: Woodhead Publishing, an imprint of Elsevier, 2017.
- [51] A. A. Baker, S. Dutton, and D. Kelly, Eds., *Composite materials for aircraft structures*, 2nd ed. Reston, VA: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2004.
- [52] T. Keerthi vasan, S. M. Shibi, and C. K. Tamilselvan, "Fabrication and testing of composite leaf spring using carbon, glass and aramid fiber," *Materials Today: Proceedings*, vol. 21, pp. 45–51, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.05.358.
- [53] X. He *et al.*, "3D printing of continuous fiber-reinforced thermoset composites," *Additive Manufacturing*, vol. 40, p. 101921, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.101921.
- [54] V. Chaudhary and F. Ahmad, "A review on plant fiber reinforced thermoset polymers for structural and frictional composites," *Polymer Testing*, vol. 91, p. 106792, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.polymertesting.2020.106792.
- [55] C. Munteanita, I. Graur, A. Boboc, C. Ungureanu, and V. Bria, "Compressive Behavior of Nanoferite Modified Epoxy Resins," *Romanian Review Precision Mechanics, Optics & Mechatronics*, no. 50, pp. 131–135, 2016.
- [56] P. Mallick, *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, And Design*, vol. 2. New York: CRC Press, 2007. doi: 10.1201/9781420005981.
- [57] D. Mamalis, T. Flanagan, and C. M. Ó Brádaigh, "Effect of fibre straightness and sizing in carbon fibre reinforced powder epoxy composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 110, pp. 93–105, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.04.013.
- [58] E. P. Koumoulos *et al.*, "Research and Development in Carbon Fibers and Advanced High-Performance Composites Supply Chain in Europe: A Roadmap for Challenges and the Industrial Uptake," *Journal of Composites Science*, vol. 3, p. 86, Aug. 2019, doi: 10.3390/jcs3030086.
- [59] P. Alam, D. Mamalis, C. Robert, C. Floreani, and C. M. Ó Brádaigh, "The fatigue of carbon fibre reinforced plastics - A review," *Composites Part B: Engineering*, vol. 166, pp. 555–579, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.02.016.
- [60] A. Vedrtnam, "Novel method for improving fatigue behavior of carbon fiber reinforced epoxy composite," *Composites Part B: Engineering*, vol. 157, pp. 305–321, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.08.062.
- [61] N. P. Sahu, D. K. Khande, G. C. Patel, P. K. Sen, and S. K. Bohidar, "Study On Aramid Fibre and Comparison With Other Composite Materials," *International Journal for Innovative Research in Science & Technology*, vol. 1, no. 7, p. 4.
- [64] Hubca Gh., Horia I, Tomescu M., Iosif Daniel Roşca, Novac O.A., Ivănuş Gh., *Materiale compozite*. Bucureşti: Editura Tehnică, 1999.
- [65] M. S. Sarfraz, H. Hong, and S. S. Kim, "Recent developments in the manufacturing technologies of composite components and their cost-effectiveness in the automotive industry: A review study," *Composite Structures*, vol. 266, p. 113864, Jun. 2021, doi: 10.1016/j.compstruct.2021.113864.
- [66] A. Circiumaru, *Caracterizarea și testarea materialelor polimerice*. Galați: Europlus Galați, 2013.
- [67] D. May, C. Goergen, and K. Friedrich, "Multifunctionality of polymer composites based on recycled carbon fibers: A review," *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research*, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.aiepr.2021.01.001.
- [68] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, "Fibre hybridisation in polymer composites: A review," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 67, pp. 181–200, Dec. 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.027.
- [70] F. Du, S. Alghamdi, B. Riabbans, and T. Tan, "An experimental study on the fracture of a unidirectional carbon fiber-reinforced composite under quasistatic torsion," *Composites Part B: Engineering*, vol. 172, pp. 547–554, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.05.080.
- [71] J. W. C. Pang and K. S. Fancey, "Analysis of the tensile behaviour of viscoelastically prestressed polymeric matrix composites," *Composites Science and Technology*, vol. 68, no. 7, pp. 1903–1910, Jun. 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.12.018.

- [72] H. Kang *et al.*, "Biaxial tensile failure of short carbon-fibre-reinforced PEEK composites," *Composites Science and Technology*, vol. 208, p. 108764, May 2021, doi: 10.1016/j.compscitech.2021.108764.
- [73] A. Maier, B. Staudt, and L. Kroll, "Characterization of carbon/glass hybrid unidirectional thermoplastic composite," *Materials Today: Proceedings*, vol. 34, pp. 356–359, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.06.104.
- [74] G. Zhou *et al.*, "Crushing behaviors of unidirectional carbon fiber reinforced plastic composites under dynamic bending and axial crushing loading," *International Journal of Impact Engineering*, vol. 140, p. 103539, Jun. 2020, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2020.103539.
- [77] X. Zhou, Y. Zhao, X. Chen, Z. Liu, J. Li, and Y. Fan, "Fabrication and mechanical properties of novel CFRP/Mg alloy hybrid laminates with enhanced interface adhesion," *Materials & Design*, vol. 197, p. 109251, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2020.109251.
- [78] A. C. Garg and Y.-W. Mai, "Failure mechanisms in toughened epoxy resins—A review," *Composites Science and Technology*, vol. 31, no. 3, pp. 179–223, Jan. 1988, doi: 10.1016/0266-3538(88)90009-7.
- [79] E. Sabau, H. Iancau, L. Hancu, M. Borzan, and S. Grigoras, "Failure model for unidirectional fiber reinforced composites," *Materiale Plastice*, vol. 47, pp. 215–218, 2010.
- [80] C. Capela, S. E. Oliveira, and J. A. M. Ferreira, "Fatigue behavior of short carbon fiber reinforced epoxy composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 164, pp. 191–197, May 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.11.035.
- [81] A. J. Brunner, J. J. Schwiedrzik, G. Mohanty, and J. Michler, "Fiber push-in failure in carbon fiber epoxy composites," *Procedia Structural Integrity*, vol. 28, pp. 538–545, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.prostr.2020.10.063.
- [83] M. G. R. Sause, *In Situ Monitoring of Fiber-Reinforced Composites: Theory, Basic Concepts, Methods, and Applications*. Springer International Publishing, 2016. doi: 10.1007/978-3-319-30954-5.
- [84] C. Audibert, A.-S. Andreani, É. Lainé, and J.-C. Granddier, "Mechanical characterization and damage mechanism of a new flax-Kevlar hybrid/epoxy composite," *Composite Structures*, vol. 195, pp. 126–135, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.04.061.
- [85] O. O. Ochoa and J. N. Reddy, "Mechanics of Composite Laminates," in *Finite Element Analysis of Composite Laminates*, O. O. Ochoa and J. N. Reddy, Eds. Dordrecht: Springer Netherlands, 1992, pp. 5–36. doi: 10.1007/978-94-015-7995-7_2.
- [86] D. Mamalis *et al.*, "Novel carbon-fibre powder-epoxy composites: Interface phenomena and interlaminar fracture behaviour," *Composites Part B: Engineering*, vol. 174, p. 107012, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107012.
- [88] M. Heaney, "Electrical Conductivity and Resistivity," 2003, pp. 7–1 to 7.
- [89] M. Bunea, A. Cîrciumaru, and I. G. Bîrsan, "Electrical conductivity of fabric reinforced filled epoxy plates," *The Scientific Journal of Cahul State University "Bogdan Petriceicu Hasdeu" Economic and Engineering Studies*, vol. 3, no. 1, pp. 73–79, 2018.
- [90] D. Wentzel and I. Sevostianov, "Electrical conductivity of unidirectional carbon fiber composites with epoxy-graphene matrix," *International Journal of Engineering Science*, vol. 130, pp. 129–135, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.ijengsci.2018.05.012.
- [91] V. Bria, I. Roman, I. Postolache, I.-G. Bîrsan, and A. Cîrciumaru, "MECHANICAL AND DIELECTRIC PROPERTIES OF STRATIFIED COMPOSITES," *The Annals Of "Dunărea De Jos" University Of Galați, Fascicle V, Technologies In Machine Building*, pp. 311–314.
- [92] S. Nguyen *et al.*, "Mechanical and physical performance of carbon aerogel reinforced carbon fibre hierarchical composites," *Composites Science and Technology*, vol. 182, p. 107720, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2019.107720.
- [93] N. Forintos and T. Czigany, "Multifunctional application of carbon fiber reinforced polymer composites: Electrical properties of the reinforcing carbon fibers – A short review," 2019, doi: 10.1016/J.COMPOSITESB.2018.10.098.
- [94] S.-S. Yao, F.-L. Jin, K. Y. Rhee, D. Hui, and S.-J. Park, "Recent advances in carbon-fiber-reinforced thermoplastic composites: A review," *Composites Part B: Engineering*, vol. 142, pp. 241–250, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.12.007.
- [96] I. G. Bîrsan, M. Bunea, G. Mișu, and A. Cîrciumaru, "The Electromagnetic Properties of Hybrid Composites," *The Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati. Fascicle IX, Metallurgy and Materials Science*, vol. 38, no. 2, pp. 27–31, Jun. 2015.

- [97] M. Bunea, V. Bria, A. Cîrciumaru, and I. G. Bîrsan, "The Unusual Electromagnetic Properties of Fabric Reinforced Epoxy Composites," *The Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati, Fascicle IX. Metallurgy and Materials Science*, no. 2, pp. 90–94, 2015.
- [98] M. Bunea, R. Bosoanca, A. Cojan, and I. G. Bîrsan, "Thermomechanical and Electrical Properties of Fabric Reinforced Laminates with Filled Stratified Epoxy Matrix," *Materiale Plastice*, vol. 55, no. 3, pp. 269–273, 2018, doi: <https://doi.org/10.37358/MP.18.3.5011>.
- [99] J. C. Abry, Y. K. Choi, A. Chateauminois, B. Dalloz, G. Giraud, and M. Salvia, "In-situ monitoring of damage in CFRP laminates by means of AC and DC measurements," *Composites Science and Technology*, vol. 61, no. 6, pp. 855–864, May 2001, doi: [10.1016/S0266-3538\(00\)00181-0](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(00)00181-0).
- [100] J. M. Jafferson and D. Chatterjee, "A review on polymeric materials in additive manufacturing," *Materials Today: Proceedings*, Mar. 2021, doi: [10.1016/j.matpr.2021.02.485](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.02.485).
- [102] Y. Yang, Y. Xu, Y. Ji, and Y. Wei, "Functional epoxy vitrimers and composites," *Progress in Materials Science*, p. 100710, Jun. 2020, doi: [10.1016/j.pmatsci.2020.100710](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100710).
- [103] W. Brostow, V. Kovacevic, and D. Vrsaljko, "Tribology of polymers and polymer-based composites," *Journal of Materials Education*, vol. 32, pp. 273–290, Dec. 2010.
- [104] I. Bălan, R. Bosoancă, A. Căpăţină, I. Graur, V. Bria, and C. Ungureanu, "A study regarding friction behaviour of lysine and isoleucine modified epoxy matrix," *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, vol. 174, no. 1, Feb. 2017, doi: [10.1088/1757-899X/174/1/012023](https://doi.org/10.1088/1757-899X/174/1/012023).
- [105] Suédina M. L. Silva, Carla R. C. Braga, Claudia M. O. Raposo, Eduardo L. Canedo, Laura H. Carvalho, and Marcus V. L. Fook, *Application of Infrared Spectroscopy to Analysis of Chitosan*. INTECH Open Access Publisher, 2012.
- [106] L. Ma *et al.*, "Reinforcing carbon fiber epoxy composites with triazine derivatives functionalized graphene oxide modified sizing agent," *Composites Part B: Engineering*, vol. 176, p. 107078, Nov. 2019, doi: [10.1016/j.compositesb.2019.107078](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107078).
- [107] K. Tanaka, Y. Uchiyama, and S. Toyooka, "The mechanism of wear of polytetrafluoroethylene," *Wear*, vol. 23, no. 2, pp. 153–172, Feb. 1973, doi: [10.1016/0043-1648\(73\)90081-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(73)90081-1).
- [116] E. Hörberg, M. Åkermo, and S. Hallström, "Moisture effect on shape distortions of curved quasi-isotropic prepreg composite laminates," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 145, p. 106361, Jun. 2021, doi: [10.1016/j.compositesa.2021.106361](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106361).
- [117] A. Caramatescu, I. Mocanu, and A. Modiga, "A New Concept of Composite Material for High Speed Boats," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 1/2019, pp. 11–17, Sep. 2019, doi: [10.37358/MP.19.1.5114](https://doi.org/10.37358/MP.19.1.5114).
- [118] A. Caramatescu and C. Iulian Mocanu, "Experimental and numerical evaluation of wave impact stress on a composite boat hull," *Materials Today: Proceedings*, vol. 12, pp. 440–445, Jan. 2019, doi: [10.1016/j.matpr.2019.03.147](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.03.147).
- [119] A. Caramatescu, "CFD SIMULATION OF A PLANING HULL," *International Journal for Traffic and Transport Engineering (IJTTE)*, Sep. 2019.
- [121] A. Ing. Caramatescu, "Teza de doctorat - Analiza comparativă a structurilor clasice și hibride folosite la ambarcațiuni din PAFS, metode de ușurare a acestora și îmbunătățirea rezistenței la impactul cu valurile," Universitatea "Dunarea de Jos," Galați, 2018.
- [122] P. Bere and J. B. Krolczyk, "Determination of mechanical properties of carbon/epoxy plates by tensile stress test," *E3S Web Conf.*, vol. 19, p. 03018, 2017, doi: [10.1051/e3sconf/20171903018](https://doi.org/10.1051/e3sconf/20171903018).
- [124] H. Ebrahimnezhad-Khaljiri, R. Farsani, and E. Akbarzadeh, "Effect of interlayer hybridization of carbon, Kevlar, and glass fibers with oxidized polyacrylonitrile fibers on the mechanical behaviors of hybrid composites," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 234, no. 9, pp. 1823–1835, Dec. 2019, doi: [10.1177/0954406219897935](https://doi.org/10.1177/0954406219897935).
- [125] P. Bauer, Y. N. Becker, N. Motsch-Eichmann, K. Mehl, I. Müller, and J. Hausmann, "Hybrid thermoset-thermoplastic structures: An experimental investigation on the interface strength of continuous fiber-reinforced epoxy and short-fiber reinforced polyamide 6," *Composites Part C: Open Access*, vol. 3, p. 100060, Nov. 2020, doi: [10.1016/j.jcomc.2020.100060](https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2020.100060).

- [126] M. Bunea, I. G. Birsan, and A. Cîrciumaru, "An Experimental Study on the Low Velocity Impact Behavior of Hybrid Epoxy Composites," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 57, no. 2, pp. 179–190, 2020, doi: <https://doi.org/10.37358/MP.20.2.5364>.
- [128] R. Nayak, "Evaluation of Mechanical Properties of Glass Fibre and Carbon Fibre Reinforced Polymer Composite," *Journal Of Communication Engineering & Systems*, vol. 8, no. 2, pp. 66–74, Nov. 2018.
- [129] H. J. Kim and J. H. Song, "Improvement in the mechanical properties of carbon and aramid composites by fiber surface modification using polydopamine," *Composites Part B: Engineering*, vol. 160, pp. 31–36, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.10.027.
- [131] W. Harizi, J. Anjoul, V. A. Acosta Santamaría, Z. Aboura, and V. Briand, "Mechanical behavior of carbon-reinforced thermoplastic sandwich composites with several core types during three-point bending tests," *Composite Structures*, vol. 262, p. 113590, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.compstruct.2021.113590.
- [132] A. J. Gamez, S. R. Fernandez-Vidal, A. Gomez-Parra, P. F. Mayuet, and A. P. Valerga, "Mechanical Joining of Stacks," in *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, Elsevier, 2021. Accessed: Apr. 02, 2021. [Online]. Available: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128197240000653>
- [133] G. Zhou *et al.*, "Experimental investigation on the effects of fabric architectures on mechanical and damage behaviors of carbon/epoxy woven composites," *Composite Structures*, vol. 257, p. 113366, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.113366.
- [134] G. Zhou *et al.*, "Analysis of the crushing behaviors of woven carbon fiber reinforced plastic hat section component under dynamic bending and axial crushing loading," *Thin-Walled Structures*, vol. 161, p. 107426, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.tws.2020.107426.
- [135] A. Capatina, V. Bria, M. Bunea, and I.-G. Birsan, "Tensile Behaviour of Fabric Reinforced Laminates and Plies," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 56, no. 2, pp. 370–377, 2019, doi: 10.37358/MP.19.2.5188.
- [136] V. Ing. Bria, "Teza de doctorat - Contribuții la Studiul Proprietăților Mecanice ale Materialelor Compozite Armate cu Țesături și Matrice Epoxidică Aditivată cu Amidon," Universitatea "Dunarea de Jos," Galați, 2012.
- [137] V. Bria, I. Roman, I. Postolache, V. Ungureanu, I.-G. Bîrsan, and A. Cîrciumaru, "MECHANICAL PROPERTIES OF FILLED EPOXY BASED REINFORCED COMPOSITES," *The Annals Of "Dunărea De Jos" University Of Galați, Fascicle V, Technologies In Machine Building*, pp. 315–318.
- [138] M. Dimofte, M. Bunea, A. Capatina, A. Cojan, R. Bosoanca, and A. Cîrciumaru, "Tensile and Bending Analysis of Fabric Reinforced Graded Epoxy Composites," *Mat.Plast.*, vol. 54, no. 2, pp. 362–367, Jun. 2017, doi: 10.37358/MP.17.2.4852.
- [139] Y. Liu *et al.*, "Carbon fiber reinforced shape memory epoxy composites with superior mechanical performances," *Composites Science and Technology*, vol. 177, pp. 49–56, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2019.04.014.
- [140] M. Bunea, V. BRIA, I. G. Birsan, M. Buciumeanu, and F. S. Silva, "Influence of Fiber Orientation and Fillers on Low Velocity Impact Response of the Fabric Reinforced Epoxy Composites," *Applied Composite Materials*, May 2021, doi: <https://doi.org/10.1007/s10443-021-09910-1>.
- [141] T. W. Clyne and D. Hull, *An introduction to composite materials*. Cambridge ; New York, NY: Cambridge University Press, 2019. doi: 10.1017/9781139050586.
- [142] P. Bere, P. Berce, and O. Nemes, "Phenomenological fracture model for biaxial fibre reinforced composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 43, no. 5, pp. 2237–2243, Jul. 2012, doi: 10.1016/j.compositesb.2012.01.073.
- [144] R. Tanov and A. Tabiei, "Computationally Efficient Micromechanical Models for Woven Fabric Composite Elastic Moduli," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 68, no. 4, pp. 553–560, Oct. 2000, doi: 10.1115/1.1357516.
- [146] K. Phapale, R. Singh, and R. Singh, "Comparative Assessment of Delamination control techniques in Conventional drilling of CFRP," *Procedia Manufacturing*, vol. 48, pp. 123–130, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.promfg.2020.05.028.
- [147] T. Lu, X. Chen, H. Wang, L. Zhang, and Y. Zhou, "Comparison of low-velocity impact damage in thermoplastic and thermoset composites by non-destructive three-dimensional

- X-ray microscope," *Polymer Testing*, vol. 91, p. 106730, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.polymertesting.2020.106730.
- [149] J. Graham-Jones and J. Summerscales, *Marine Applications of Advanced Fibre Reinforced Composites*. U.K.: Woodhead Publishing, 2016.
- [150] S. Uvarov and M. Bannikov, "Strain localization, cracking and temperature rise in the adhesive layer between tabs and composite material in the fatigue test," *AIP Conference Proceedings*, vol. 2216, no. 1, Apr. 2020, doi: 10.1063/5.0003359.
- [151] Y. Li, W. Zhang, Z. Yang, J. Zhang, and S. Tao, "Low-velocity impact damage characterization of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) using infrared thermography," *Infrared Physics & Technology*, vol. 76, pp. 91–102, May 2016, doi: 10.1016/j.infrared.2016.01.019.
- [152] Z.-J. Li, F.-S. Wang, Y.-C. Lai, Z.-E. Shi, and Y.-H. Yu, "Flexible epoxy graphene thermoset with excellent weather and corrosion resistance," *Progress in Organic Coatings*, vol. 151, p. 106052, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.porgcoat.2020.106052.
- [154] M. Bazli and M. Abolfazli, "Mechanical Properties of Fibre Reinforced Polymers under Elevated Temperatures: An Overview," *Polymers*, vol. 12, no. 11, p. 2600, Nov. 2020, doi: 10.3390/polym12112600.
- [155] T. Theophanides, *Infrared Spectroscopy - Materials Science, Engineering and Technology*. 2012. doi: 10.5772/2055.
- [156] T. Theophanides, *INFRARED SPECTROSCOPY–MATERIALS SCIENCE, ENGINEERING AND TECHNOLOGY*. Rijeka, Croatia: InTech, 2012.
- [157] H. Fernandes, H. Zhang, and X. Maldague, "An active infrared thermography method for fiber orientation assessment of fiber-reinforced composite materials," *Infrared Physics & Technology*, vol. 72, pp. 286–292, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.infrared.2015.07.021.
- [158] C. Meola, S. Boccardi, and G. M. Carlomagno, *Infrared thermography in the evaluation of aerospace composite materials: infrared thermography to composites*. Amsterdam Boston Cambridge Heidelberg London New York Oxford Paris San Diego San Francisco Singapore Sydney Tokyo: Woodhead Publishing, 2017.
- [159] V. P. Vavilov and S. S. Pawar, "A novel approach for one-sided thermal nondestructive testing of composites by using infrared thermography," *Polymer Testing*, vol. C, no. 44, pp. 224–233, 2015, doi: 10.1016/j.polymertesting.2015.04.013.
- [160] J. Montesano, H. Bougherara, and Z. Fawaz, "Application of infrared thermography for the characterization of damage in braided carbon fiber reinforced polymer matrix composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 60, pp. 137–143, Apr. 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.12.053.
- [162] R. Mulaveesala and S. Venkata Ghali, "Coded excitation for infrared non-destructive testing of carbon fiber reinforced plastics," *Review of Scientific Instruments*, vol. 82, no. 5, p. 054902, May 2011, doi: 10.1063/1.3594551.
- [163] T. Lisle, C. Bouvet, M. L. Pastor, P. Margueres, and R. Prieto Corral, "Damage analysis and fracture toughness evaluation in a thin woven composite laminate under static tension using infrared thermography," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 53, pp. 75–87, Oct. 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.06.004.
- [164] H. Zhang *et al.*, "Enhanced Infrared Image Processing for Impacted Carbon/Glass Fiber-Reinforced Composite Evaluation," *Sensors*, vol. 18, p. 45, Dec. 2017, doi: 10.3390/s18010045.
10.1016/j.compositesb.2015.03.052.
- [167] H. Fernandes and X. Maldague, "Fiber orientation assessment in complex shaped parts reinforced with carbon fiber using infrared thermography," *Quantitative InfraRed Thermography Journal*, vol. 12, pp. 1–16, Apr. 2015, doi: 10.1080/17686733.2015.1022351.
- [168] M. Muramatsu, Y. Harada, T. Suzuki, and H. Niino, "Infrared stress measurements of thermal damage to laser-processed carbon fiber reinforced plastics," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 68, pp. 242–250, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.033.
- [169] H. Fernandes *et al.*, "Machine Learning and Infrared Thermography for Fiber Orientation Assessment on Randomly-Oriented Strands Parts," *Sensors (Basel)*, vol. 18, no. 1, p. E288, Jan. 2018, doi: 10.3390/s18010288.

- [171] E. Z. Kordatos, K. G. Dassios, D. G. Aggelis, and T. E. Matikas, "Rapid evaluation of the fatigue limit in composites using infrared lock-in thermography and acoustic emission," *Mechanics Research Communications*, vol. 54, pp. 14–20, Dec. 2013, doi: 10.1016/j.mechrescom.2013.09.005.
- [172] L. Junyan, T. Qingju, L. Xun, and W. Yang, "Research on the quantitative analysis of subsurface defects for non-destructive testing by lock-in thermography," *NDT & E International*, vol. 45, no. 1, pp. 104–110, Jan. 2012, doi: 10.1016/j.ndteint.2011.09.002.
- [173] J. Montesano, Z. Fawaz, and H. Bougherara, "Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite," *Composite Structures*, vol. 97, pp. 76–83, Mar. 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2012.09.046.
- [174] W. Harizi, S. Chaki, G. Bourse, and M. Ourak, "Mechanical damage assessment of Glass Fiber-Reinforced Polymer composites using passive infrared thermography," *Composites Part B: Engineering*, vol. 59, pp. 74–79, Mar. 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.11.021.
- [175] E. G. Henneke and T. S. Jones, "Detection of Damage in Composite Materials by Vibrothermography," *Nondestructive Evaluation and Flaw Criticality for Composite Materials*, pp. 83–95, Dec. 1979, doi: 10.1520/STP36026S.
- [176] D. Philippe, G. Jean-Claude, and S. Daniel, "Damage detection in composites by vibrothermography and local resonances," *Mechanics & Industry*, vol. 14, no. 2, pp. 137–143, ed 2013, doi: 10.1051/meca/2012038.
- [179] S. W. Tsai and T. H. Hahn, *Introduction to Composite Materials*. Technomic Publishing Co, 1980. doi: 10.1201/9780203750148.
- [180] Gh. Buzdugan, *Rezistența materialelor*. București: Editura Academiei, 1987.
- [181] A. K. Malmeister, V. P. Tamuj, and G. A. Teters, *Soprotivlenie polimernîh i kompozitnîh materialov*. Zinatne Riga, 1980.
- [182] H. Gheorghiu, A. Hadăr, and N. Constantin, *Analiza structurilor din materiale izotrope și anizotrope*. București: Editura Printech, 1998.
- [183] A. Hadăr, *Structuri din compozite stratificate*. Bucuresti: Editura Academiei Romane : AGIR, 2002.
- [185] J. Wei and J. H. Zhao, "Three-dimensional finite element analysis on interlaminar stresses of symmetric laminates," *Computers & Structures*, vol. 41, no. 4, pp. 561–567, Jan. 1991, doi: 10.1016/0045-7949(91)90168-L.
- [186] J. M. Anglin, *Aircraft Applications, Engineered Materials Handbook – Composites*, vol. 1. 1989.
- [187] J. R. Vinson and R. L. Sierakowski, *The Behavior of Structures Composed of Composite Materials*, 2nd ed. Springer Netherlands, 2008. doi: 10.1007/0-306-48414-5.
- [188] A. Gupta and M. Talha, "Recent development in modeling and analysis of functionally graded materials and structures," *Progress in Aerospace Sciences*, vol. 79, pp. 1–14, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.paerosci.2015.07.001.
- [189] L. Bouaoune, Y. Brunet, A. El Moumen, T. Kanit, and H. Mazouz, "Random versus periodic microstructures for elasticity of fibers reinforced composites," *Composites Part B: Engineering*, vol. 103, pp. 68–73, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.08.026.
- [193] M. SCHIȚANU (BUNEA), "CONTRIBUȚII LA STUDIUL SOLICITĂRILOR LA IMPACT ALE COMPOZITELOR CU MATRICE EPOXIDICĂ ARMATE CU ȚESĂTURI," Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați, Galați, 2015.
- [194] A. BOBOC (CĂPĂȚÎNĂ), "CONTRIBUȚII LA STUDIUL PROPRIETĂȚILOR MATERIALELOR COMPOZITE ARMATE CU ȚESĂTURI ȘI A EFECTULUI SOLICITĂRILOR CICLICE ASUPRA ACESTOR PROPRIETĂȚI," Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați, Galati, 2019.
- [195] G. MIHU, "STUDIUL PROPRIETĂȚILOR SISTEMELOR EPOXIDICE MODIFICATE CU SOLVENȚI ORGANICI," Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați, Galați, 2017.
- [196] I. G. Birsan, V. Bria, M. Bunea, and A. Circiumaru, "An Experimental Investigation of Thermal Properties of Fabric Reinforced Epoxy Composites," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 57, no. 2, pp. 159–168, 2020, doi: 10.37358/MP.20.2.5362.
- [197] M. Bunea, I. Bosoanca, R. Bosoanca, M. Bodor, and A. Circiumaru, "Bending and compressive properties of fabric reinforced composites," *Materiale Plastice*, vol. 52, no. 3, pp. 368–372, 2015.

- [198] A. Capatina, A. Cojan, V. Bria, A. Cîrciumaru, and I.-G. Bîrsan, "Tensile Behaviour of Fabric Reinforced Plies," *Mat.Plast.*, vol. 56, no. 4, pp. 891–900, Dec. 2019, doi: 10.37358/MP.19.4.5281.
- [199] C.-M. Gorovei, M. Bunea, A. Cîrciumaru, and I.-G. Bîrsan, "Thermal Analysis of Polymer Blends," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 56, no. 4, pp. 680–686, 2019, doi: <https://doi.org/10.37358/MP.19.4.5253>.
- [200] G. MiHu, V. Bria, A. Cîrciumaru, I. G. Bîrsan, and M. Bunea, "Specific Heat and Thermal Expansion Coefficient of Hybrid Epoxy Composites," *MATERIALE PLASTICE*, vol. 57, no. 3, pp. 61–69, 2020, doi: <https://doi.org/10.37358/MP.20.3.5380>.
- [201] V. Stefanescu, M. Bunea, and A. Cîrciumaru, "Impact analysis of fabric reinforced plates," *Materiale Plastice*, vol. 52, no. 2, pp. 198–203, 2015.
- [202] V. Stefanescu, A. Boboc, A. Cojan, R. Bosoanca, C. Muntenita, and M. Bunea, "The thermal behavior of Hybrid fabric reinforced composites with stratified filled epoxy matrix," *Materiale Plastice*, vol. 55, no. 2, pp. 161–167, 2018, doi: <https://doi.org/10.37358/MP.18.2.4986>.
- [203] G. MIHU, C. V. UNGUREANU, V. BRIA, M. BUNEA, and R. CHIHAI, "THE MECHANICAL PROPERTIES OF ORGANIC MODIFIED EPOXY RESIN," *Annals of the University Dunarea de Jos of Galati: Fascicle IX, Metallurgy & Materials Science*, vol. 38, no. 3, 2020.
- [204] M. C. GOROVEI, M. BUNEA, A. CÎRCIUMARU, and I. G. BÎRSAN, "Polymeric Blends: A Short Review," *The Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati. Fascicle IX, Metallurgy and Materials Science*, vol. 41, no. 4, pp. 15–28, 2018, doi: <https://doi.org/10.35219/mms.2018.4.03>.
- [205] M. Bunea, A. Cîrciumaru, M. Buciumeanu, I. G. Bîrsan, and F. S. Silva, "Low velocity impact response of fabric reinforced hybrid composites with stratified filled epoxy matrix," *Composites Science and Technology*, vol. 169, pp. 242–248, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.11.024>.
- [206] M. BUNEA, M. C. GOROVEI, C. V. UNGUREANU, and B. Vasile, "Fiber Orientation and Fillers Effects on Specific Heat of Fabric Reinforced Hybrid Epoxy Composites," *The Annals of "Dunarea de Jos" University of Galati. Fascicle IX, Metallurgy and Materials Science*, vol. 42, no. 2, pp. 32–38, 2019, doi: DOI:10.35219/mms.2019.2.06.
- [207] R. Bosoanca, V. Bria, C. MereuȚă, A. Cîrciumaru, and I.-G. Bîrsan, "Tensile Analysis of Fabric Reinforced Materials," *Mat.Plast.*, vol. 56, no. 4, pp. 705–714, Dec. 2019, doi: 10.37358/MP.19.4.5257.
- [208] S. T. Peters, Ed., *Handbook of Composites*, 2nd ed. Springer US, 1998. doi: 10.1007/978-1-4615-6389-1.
- [209] J. Fu *et al.*, "Enhancing interfacial properties of carbon fibers reinforced epoxy composites via Layer-by-Layer self assembly GO/SiO₂ multilayers films on carbon fibers surface," *Applied Surface Science*, vol. 470, pp. 543–554, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.apsusc.2018.11.168.
- [210] K. K. Chawla, *Fibrous Materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. doi: 10.1017/CBO9780511525209.
- [211] Dodu, Ar., Preda, C., Butnaru, R., Visileanu, E., Dan, D., Călin, L., Greavu, V., Grigoraș, V., Oceanu, V., Gherman, St., *Manualul inginerului textilist*, vol. 1. București: AGIR, 2002.
- [212] A. Rashidi, H. Montazerian, K. Yesilcimen, and A. S. Milani, "Experimental characterization of the inter-ply shear behavior of dry and prepreg woven fabrics: Significance of mixed lubrication mode during thermoset composites processing," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 129, p. 105725, Feb. 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105725.
- [213] H. L. Ornaghi Jr., R. M. Neves, F. M. Monticeli, and J. H. S. Almeida Jr., "Viscoelastic characteristics of carbon fiber-reinforced epoxy filament wound laminates," *Composites Communications*, vol. 21, p. 100418, Oct. 2020, doi: 10.1016/j.coco.2020.100418.
- [214] G. Zhou, W. Wang, and M. Peng, "Functionalized aramid nanofibers prepared by polymerization induced self-assembly for simultaneously reinforcing and toughening of epoxy and carbon fiber/epoxy multiscale composite," *Composites Science and Technology*, vol. 168, pp. 312–319, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.10.013.

- [215] M. Yoonessi *et al.*, "Graphene polyimide nanocomposites; thermal, mechanical, and high-temperature shape memory effects," *ACS Nano*, vol. 6, no. 9, pp. 7644–7655, Sep. 2012, doi: 10.1021/nn302871y.
- [216] S.-H. Chen, R.-M. Liou, Y.-Y. Lin, C.-L. Lai, and J.-Y. Lai, "Preparation and characterizations of asymmetric sulfonated polysulfone membranes by wet phase inversion method," *European Polymer Journal*, vol. 45, no. 4, pp. 1293–1301, Apr. 2009, doi: 10.1016/j.eurpolymj.2008.11.030.
- [217] N. Nawafleh and E. Celik, "Additive manufacturing of short fiber reinforced thermoset composites with unprecedented mechanical performance," *Additive Manufacturing*, vol. 33, p. 101109, May 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101109.
- [218] Omari V. Mukbaniani, Devrim Balköse, Heru Susanto, and A.K. Haghi, *Composites Materials For Industry, Electronics, And The Environment: research and application*. Florida, USA: Apple Academic Press Inc., 2019.
- [219] J. Kim, T. Lorkowski, and H. Baier, "Development of flexible matrix composites (FMC) for fluidic actuators in morphing systems," *International Journal of Structural Integrity*, vol. 2, pp. 458–473, Nov. 2011, doi: 10.1108/17579861111183948.
- [220] M. Simion, C. Dudescu, P. Bere, and C. Cocean, "MATERIAL PARAMETERS IDENTIFICATION OF CARBON FIBRES COMPOSITES WITH STRAIN GAUGES," *ACTA TECHNICA NAPOCENSIS - Series: APPLIED MATHEMATICS, MECHANICS, and ENGINEERING*, vol. 62, no. 3, pp. 461–466, Oct. 2019.
- [221] Y. Liu *et al.*, "High Performance Shape Memory Epoxy/Carbon Nanotube Nanocomposites," *ACS applied materials & interfaces*, vol. 8, pp. 311–320, 2016, doi: 10.1021/acsami.5b08766.
- [222] W. Small, P. Singhal, T. Wilson, and D. Maitland, "Biomedical applications of thermally activated shape memory polymers," *Journal of materials chemistry*, vol. 20, pp. 3356–3366, May 2010, doi: 10.1039/B923717H.
- [223] W. Wang, D. Liu, Y. Liu, J. Leng, and D. Bhattacharyya, "Electrical actuation properties of reduced graphene oxide paper/epoxy-based shape memory composites," *Composites Science and Technology*, vol. 106, pp. 20–24, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.10.016.
- [224] W. Du, Y. Jin, L. Shi, Y. Shen, S. Lai, and Y. Zhou, "NIR-light-induced thermoset shape memory polyurethane composites with self-healing and recyclable functionalities," *Composites Part B: Engineering*, vol. 195, p. 108092, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.108092.
- [225] pat, "N-metil-2-pirolidonă," <https://www.yrchemspec.com/>
[https://~^\(?<subdomain>+\)\.yrchemspec\.com\\$:443/n-methyl-2-pyrrolidone-product/](https://~^(?<subdomain>+)\.yrchemspec\.com$:443/n-methyl-2-pyrrolidone-product/) (accessed Jun. 09, 2021).
- [226] S.-H. Chen, R.-M. Liou, J.-Y. Lai, and C.-L. Lai, "Effect of the polarity of additional solvent on membrane formation in polysulfone/N-methyl-2-pyrrolidone/water ternary system," *European Polymer Journal*, vol. 43, no. 9, pp. 3997–4007, Sep. 2007, doi: 10.1016/j.eurpolymj.2007.06.013.
- [227] "N-metil-2-pirolidonă (NMP)." <http://ro.gpcchem.nl/news/n-methyl-2-pyrrolidone-nmp-8063266.html> (accessed Jun. 09, 2021).
- [228] D. Wang, K. Li, and W. K. Teo, "Preparation and characterization of polyetherimide asymmetric hollow fiber membranes for gas separation," *Journal of Membrane Science*, vol. 138, no. 2, pp. 193–201, Jan. 1998, doi: 10.1016/S0376-7388(97)00229-9.
- [229] P. Srinivasa Rao, B. Smitha, S. Sridhar, and A. Krishnaiah, "Preparation and performance of poly(vinyl alcohol)/polyethyleneimine blend membranes for the dehydration of 1,4-dioxane by pervaporation: Comparison with glutaraldehyde cross-linked membranes," *Separation and Purification Technology*, vol. 48, no. 3, pp. 244–254, Mar. 2006, doi: 10.1016/j.seppur.2005.07.031.
- [232] A. Percec, "Abrasive Suspension Water Jet Cutting Optimization Using Orthogonal Array Design," *Procedia Engineering*, vol. 149, pp. 366–373, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.proeng.2016.06.680.
- [233] M. Ferreira Batista, I. Basso, F. de Assis Toti, A. Roger Rodrigues, and J. Ricardo Tarpani, "Cryogenic drilling of carbon fibre reinforced thermoplastic and thermoset

- polymers,” *Composite Structures*, vol. 251, p. 112625, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112625.
- [234] I. Shyha, S. L. Soo, D. Aspinwall, and S. Bradley, “Effect of laminate configuration and feed rate on cutting performance when drilling holes in carbon fibre reinforced plastic composites,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 8, pp. 1023–1034, Jun. 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.02.011.
- [235] “Fluke Ti400 Camera cu infrarosu 9Hz - ARC Brasov.” <https://www.arc.ro/camera-cu-infrarosu-fluke-ti400-9hz#tab-2> (accessed Sep. 04, 2021).
- [236] P. Bere, A. Popescu, and L. L. Hancu, “Experimental Research Regarding the Tensile Strength of some Reinforced Composite Materials,” *Applied Mechanics and Materials*, vol. 808, pp. 131–136, 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.808.131.
- [237] S. Aloisi, U. Galletti, and C. Pappalettere, “Strain Measurement in Composite Materials Using Embedded Strain Gauges,” *Key Engineering Materials*, vol. 144, pp. 251–260, 1998, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.144.251.
- [238] Yu. M. Tarnopol’skii and V. L. Kulakov, “Tests Methods for Composites. Survey of Investigations Carried out in the PMI of Latvian Academy of Sciences in 1964-2000,” *Mechanics of Composite Materials*, vol. 37, no. 5–6, pp. 431–448, Sep. 2001, doi: 10.1023/A:1014213129293.
- [239] N. K. Kucher, M. P. Zemtsov, and M. N. Zarazovskii, “Deformation behavior and strength of unidirectional carbon fiber laminates,” *Mech Compos Mater*, vol. 42, no. 5, pp. 407–418, Sep. 2006, doi: 10.1007/s11029-006-0051-2.
- [240] N. K. Kucher, M. P. Zemtsov, and M. N. Zarazovskii, “Deformation of laminated epoxy composites reinforced with high-strength fibers,” *Strength Mater*, vol. 38, no. 1, pp. 27–38, Jan. 2006, doi: 10.1007/s11223-006-0015-8.
- [241] H.-D. Yun, S.-W. Kim, Y.-O. Lee, and K. Rokugo, “Tensile Behavior of Synthetic Fiber-Reinforced Strain-Hardening Cement-Based Composite (SHCC) After Freezing and Thawing Exposure,” *Cold Regions Science and Technology*, vol. 67, no. 1–2, pp. 49–57, 2011, doi: <https://doi.org/10.1016/j.coldregions.2011.02.002>.
- [242] L. Ceschini, G. Minak, and A. Morri, “Tensile and fatigue properties of the AA6061/20vol% Al₂O₃p and AA7005/10vol% Al₂O₃p composites,” *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 2, pp. 333–342, Feb. 2006, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.04.044.
- [243] S. Katz, E. Zaretsky, E. Grossman, and H. D. Wagner, “Dynamic tensile strength of organic fiber-reinforced epoxy micro-composites,” *Composites Science and Technology*, vol. 69, no. 7, pp. 1250–1255, Jun. 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2009.02.031.
- [245] J. Hu, *Fabric Testing*, 1st Edition., vol. 76. Woodhead Publishing & CRC Press LLC, 2008.
- [249] Y. Mi, C. Zhu, X. Li, and D. Wu, “Acoustic emission study of effect of fiber weaving on properties of fiber-resin composite materials,” *Composite Structures*, vol. 237, p. 111906, Apr. 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.111906.
- [250] M. Saeedifar and D. Zarouchas, “Damage characterization of laminated composites using acoustic emission: A review,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 195, p. 108039, Aug. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.108039.
- [251] A. Kumar, S. Claire, J. Khanna, N. Dhadwal, N. Ninama, and A. Kumar Bagha, “Experimental study to measure the sound transmission loss and equivalent continuous sound pressure level of composite material for various disturbances,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 27, pp. 2782–2786, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.199.
- [252] Y. Hu, F. Cheng, Y. Ji, B. Yuan, and X. Hu, “Effect of aramid pulp on low temperature flexural properties of carbon fibre reinforced plastics,” *Composites Science and Technology*, vol. 192, p. 108095, May 2020, doi: 10.1016/j.compscitech.2020.108095.