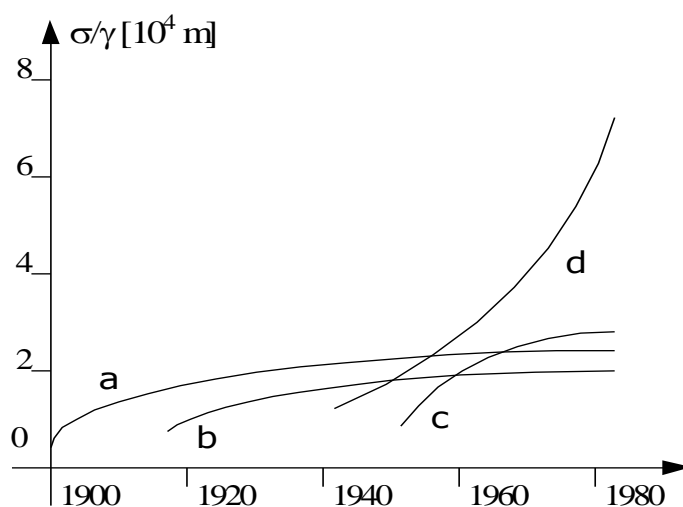

STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

1. Introducere

Materialele compozite au fost folosite dintotdeauna, fiind prezente în viața oamenilor mult mai frecvent decât s-ar putea crede; familia lor, foarte cuprinzătoare, include grinzile din beton armat, dar și chirpicii, anvelopele cu cordaj, oasele (compozite naturale, alcătuite în principal din cristale de *apatită*, reunite printr-un liant de *colagen*), săbiile legendarilor samurai (bazate pe solidarizarea unor straturi metalice de naturi diferite), sau elemente constructive sofisticate din tehnica militară sau astronomică.

La mijlocul secolului XX a devenit evident că proprietățile materialelor clasice se apropiau de un prag, de nedepășit prin metode tehnologice obișnuite, al posibilităților de a răspunde la cerințele utilizatorilor; este edificator (și observabil pe graficele de mai sus) modul cum au evoluat, în secolul trecut, posibilitățile de progres în performanțele mecanice ale materialelor clasice; pentru metalele uzuale (oțeluri, aluminiu) s-a ajuns în timp relativ scurt la “saturația” creșterii rezistenței mecanice *specifice* (raportul dintre rezistența la rupere și greutatea unității de volum, notat σ/γ), mijloacele de a se acționa asupra acestui raport fiind restrânse. Ceva asemănător s-a observat apoi pentru titan și aliajele sale, intrate mai târziu (în anii ‘50) pe piața materialelor de largă utilizare industrială.



Creșterea rezistenței mecanice specifice, de-a lungul secolului XX, pentru câteva categorii de materiale: a – oțeluri; b – aluminiu; c – titan; d – compozite unidireționale de tip carbon/epoxi.

Impasul a dus la soluția de compunere a unor materiale clasice, în cele mai diferite combinații: ca principiu, o *fază dispersă* ("umplutura") se înglobează, prin metode și tehnici specifice, în *faza continuă* ("matricea" compozitului), adică substanța ale cărei proprietăți se urmărește a fi "întărite"; se obțin astfel materiale cu totul diferite de cele inițiale, având avantajul că pot fi dezvoltate și diversificate neîncetat.

Spre deosebire de materialele *unifazice*, performanțele fizice și mecanice ale compozitelor au putut fi crescute continuu, datorită metodelor numeroase și diverse prin care

STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

le pot fi „reglate” proprietățile – cum poate fi mărit, de exemplu, raportul σ/γ ; figura inițială (curba *d*) prezintă evoluția, în perioada de când sunt utilizate industrial, a rezistenței mecanice specifice a unor composite care pot fi considerate *clasice* – rășini epoxidice armate cu fibre de mare rezistență. Se observă alura mereu ascendentă a acestei curbe, în discordanță cu plafonarea posibilităților de creștere arătată de materialele metalice.



Aplicații actuale ale compozitelor, în domenii tehnologice de vârf.

Secolul XX a cunoscut o adevărată explozie în fabricarea de compozite, începutul fiind în anii '30, prin intrarea în producție industrială a fibrelor de *sticlă* și folosirea lor la armarea materialelor plastice: au fost utilizate, de exemplu, încă de la începuturi, la fabricarea de ambarcațiuni, componente electrice, sau în construcțiile de avioane.

De altfel, cerințele dezvoltării aeronauticii și extinderea aplicațiilor în industriile care deservește armata și cercetarea aerospațială (domenii în care costurile de producție sunt în principiu foarte ridicate, iar reducerea lor nu este un obiectiv prioritar) au influențat direct și decisiv ritmul incredibil în care au progresat proiectarea și producția de materiale compozite în secolul trecut. De aceste aplicații a fost legată fabricarea industrială – începând din 1960 – a plasticelor armate cu fibre de *carbon* și de *bor*, iar după încă un deceniu – a primelor compozite moderne cu matrice *metalică* (fibre de bor în matrice din aliaj de aluminiu). Alt moment important a fost, în 1973, producerea la firma Du Pont a fibrelor *aramidice* denumite Kevlar (marcă înregistrată a acelei firme), având aplicații spectaculoase (precum fabricarea materialelor, de tip textil, pentru vestele antiglonț), în domenii diverse.

După 1970 s-a trecut la aplicarea pe scară largă a materialelor plastice armate, cu precădere în construcția de avioane, automobile și echipamente sportive și de agrement, sau în industria biomedicală. Pentru anii '80 a fost caracteristică extinderea fabricării și utilizării fibrelor *de modul înalt*, iar apoi progresele tehnologice au permis fabricarea industrială a compozitelor de tip *carbon-carbon* și a celor cu matrice *metalică* sau *ceramică*, preferate pentru aplicațiile care presupun temperaturi înalte de lucru.

În anii 2000 s-a extins fabricarea de compozite denumite *hibride* (care conțin ranforsanți de cel puțin două naturi diferite), bazate inclusiv pe elemente de armare naturale, adică nepoluante și provenind din surse regenerabile; în ultimii 20 ani s-au făcut progrese spectaculoase în obținerea și controlul unor elemente de armare de dimensiuni sub-micronice, ceea ce a permis realizarea compozitelor de tip nano-, smart- și bio-, care au căpătat utilizări variate și tot mai extinse.

Definiții

Pentru a îngloba cât mai multe particularități ale lor, se folosesc de obicei variante combinate de definiții ale compozitelor, așa cum sunt următoarele:

- a) materiale compuse alcătuite prin asocierea a cel puțin două substanțe chimice diferite și care nu se dizolvă reciproc, iar în combinația astfel formată se pot stabili precis granițele care separă materialele inițiale;
- b) sisteme de corpuri solide deformabile, combinații la scară microscopică de mai multe materiale diferite, realizate cu scopul obținerii unor proprietăți superioare celor ale componentelor (pentru că alături cele mai favorabile calități ale acestora) și care pot fi dirijate, în funcție de rețeta folosită;
- c) sisteme multi-fazice obținute artificial, prin asocierea a cel puțin două materiale distincte din punct de vedere chimic, dar compatibile între ele; acestea alcătuiesc o structură monolită, eterogenă, având caracteristici fizico-mecanice care nu pot fi realizate de oricare dintre materialele componente, atunci când este utilizat separat.

Clasificări

1° După *structura* materialului

- cu *fibre lungi*, plasate în matrice într-un anumit aranjament, care poate fi uni-, bi- sau tri-dimensional, încât noul material este denumit unidirecțional, laminat (stratificat), respectiv spațial;
- cu *fibre scurte*, dispuse de obicei aleator;
- cu "*whiskere*" (termen acceptat și în literatura publicată în alte limbi decât engleza, inclusiv în limba română) = monocristale filiforme, metalice sau ceramice;
- *stratificată*, adică formată din straturi suprapuse, solidarizate prin adeziune (cum sunt bimetalesle sau materialele placate);

- cu *elemente de armare disperse*, denumite global particule și care pot avea inclusiv forme de fulgi, solzi sau foițe;
- *spumate*, constituite din structuri („scheletice”) de matrice, umplute cu material secundar.

2° După procedeul de *obținere*

- produse macromoleculare modificate prin co-polimerizare în bloc;
- produse armate cu fibre sau cu elemente disperse, introduse în matricea aflată în stare topită;
- materiale metalice întărite prin placare;
- sisteme oxid-metal;
- piese și structuri fabricate prin adăugare de material;
- structuri obținute prin solidificare dirijată.

3° După materialul de bază (*matricea*), care poate fi

- polimeric, mineral (ciment, ipsos), metalic, ceramic.

4° După materialul de armare (*ranforsantul*) (compatibil cu matricea, dar insolubil în ea)

- sticlă, azbest, lemn, polimeri, metale, carbon, materiale ceramice, monocristale filiforme (whiskere), particule sub-micronice.

5° După *forma* și *dimensiunile* elementelor de armare

- particule aproximativ sferice;
- elemente aproximativ plate (fulgi);
- particule de dimensiuni submilimetrice (*nano-compozite*);
- monocristale filamentare, care au lungimi mai mici decât 20 mm;
- fibre scurte (“tocate”), având lungimi cuprinse între 20 și 150 mm;
- fibre continue, denumite astfel dacă au lungimi de peste 150 mm;
- armături ramificate.

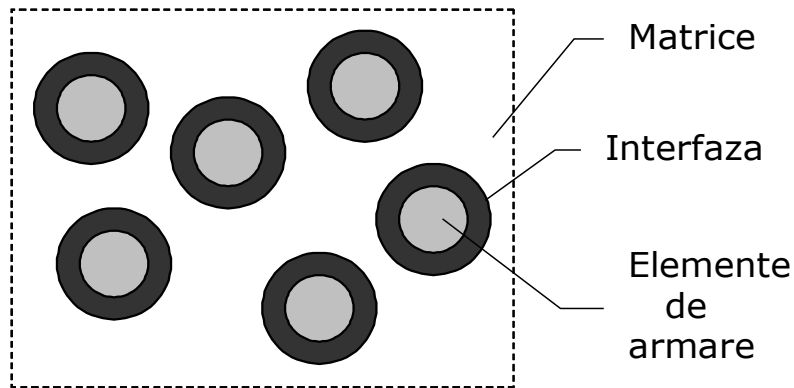
Rolul constituenților

Așa cum a rezultat din cele discutate până aici, în structura oricărui material compozit există cel puțin două faze distincte:

- materialul care trebuie „consolidat” – *matricea* – având de obicei rigiditate și rezistență mecanică de valori mediocre;
- materialul de adaos – *faza discontinuă* sau *ranforsantul* – în principiu având proprietăți mecanice (sau electrice, tribologice etc.) superioare celor ale matricei.

Cu privire la structura oricărui compozit trebuie precizat că, datorită interacțiunilor chimice, dar și unor efecte induse de procesările materialului, între cele două faze principale se evidențiază o a treia (cum se arată în figura de mai sus), numită *interfață* (sau *interfază*). Deși

este puțin voluminoasă, aceasta are un rol important în transmiterea sarcinilor de la materialul de bază către ranforsant, influențând în mod decisiv răspunsul compozitului la solicitări mecanice, adică proprietăți precum tenacitatea, dependența dintre tensiuni și deformațiile specifice, sau felul mecanismelor de rupere.



Identificarea fazelor unui material compozit.

Matricea trebuie să îndeplinească un rol complex – de liant, de protecție și de suport pentru fibre (inclusiv în sensul menținerii distanțelor dintre ele), precum și de repartizare și de transmitere a tensiunilor între elementele de armare.

Materialul de armare (**ranforsantul**) trebuie să îndeplinească și el funcțiuni multiple:

- preluarea tensiunilor mecanice rezultate din acțiunea încărcărilor exterioare;
- ameliorarea unor caracteristici de exploatare ale matricei;
- micșorarea riscului de fisurare și de propagare a fisurilor în masa matricei;
- creșterea rezistenței la temperaturi înalte a materialului compus.

În alegerea **tipului** potrivit de *elemente de ranforsare* (atunci când se proiectează o structură de tip compozit) se disting (într-o primă instanță) două categorii de situații practice:

⇒ La realizarea unor **compozite cu performanțe joase** sau **medii**, armarea se face de obicei cu *particule* sau cu *fibre scurte*, iar rigidizarea este *localizată*; în aceste condiții materialul *matricei* este cel mai important în preluarea încărcărilor, fiind determinant pentru performanțele globale ale compozitului.

⇒ Dacă materialul final trebuie să aibă **performanțe** (mecanice) **înalte**, atunci se preferă folosirea unor *fibre continue, lungi*, având de obicei proprietăți foarte bune de rezistență și/sau de rigiditate, astfel încât direcția de armare va reprezenta pentru compozit axa de rezistență și de rigiditate maximă.

Alegerea ranforsantului potrivit este o operație delicată și totodată esențială pentru succesul proiectării și realizării unei structuri de tip compozit; această etapă se parcurge analizând interactiv mai multe aspecte particulare ale temei abordate:

- *natura* aplicației avute în vedere;

- *compatibilitatea* (fizico-chimică, dar și termică - pentru a scădea riscul de apariție a unor tensiuni termice de valori ridicate) cu matricea a materialului de armare;
- *starea de tensiuni* probabilă, la interfața dintre matrice și ranforsant, având în vedere sollicitările mecanice probabile ale structurii proiectate;
- *costurile* implicate de achiziționarea și punerea în operă a ranforsantului.

Factori care influențează proprietățile compozitelor

Principalii determinanți pentru proprietățile finale (fizice, mecanice, termice etc.) ale oricărui material compus sunt *natura* și *proprietățile* fazelor constituente, în directă legătură cu ponderea lor (care se exprimă prin *conținutul procentual* sau *fracția volumică* din fiecare constituent) în structura compozitului.

Influențe importante exercită de asemenea *geometria* și *orientarea* fazei de armare în noua structură; aceste particularități sunt determinante pentru particularitatea numită **grad de anizotropie** care va caracteriza în mod fundamental proprietățile globale ale structurii finale; pe de altă parte, modul în care sunt *distribuite* elementele de ranforsare determină și **omogenitatea** sistemului; în final, cu cât materialul este mai neomogen, crește probabilitatea de apariție a defectelor, respectiv a unor zone de minimă rezistență în structura compozită.

Trebuie evidențiat faptul că tocmai acest caracter *neomogen* și *anizotrop*, care este general valabil pentru structurile compozite reprezintă unul dintre cele mai importante avantaje ale lor; este esențial faptul că sunt introduse, pe această bază, un număr suplimentar de grade de libertate în etapele de proiectare inginerască, iar acestea favorizează inclusiv **dirijarea** (reglarea, croirea, adaptarea, particularizarea) proprietăților finale ale structurii proiectate, în conformitate cu cerințele aplicației vizate.

Care dintre materiale sunt considerate compozite

La nivelul actual de cunoștințe și în lumina celor prezentate mai sus, pot fi încadrate în diversele categorii de **compozite** doar acele materiale compuse care îndeplinesc **simultan** următoarele condiții:

- ✓ sunt create *artificial*, prin combinarea voită a cel puțin două materiale, distincte din punct de vedere chimic, dar compatibile între ele și insolubile reciproc;
- ✓ între materialele constituente există *suprafețe de separație distincte și pronunțate* (de obicei la nivel microscopic);
- ✓ prezintă proprietăți fizico-mecanice pe care *nici unul dintre constituenți nu le poate avea*, ca entitate separată;
- ✓ proprietățile globale, reprezentând scopul efectiv al realizării materialului compus, pot fi *prognozate* (pre-determinate), folosind un aparat matematic bine stabilit, pe baza proprietăților și ponderii materialelor constituente, precum și a altor particularități ale sistemului compozit.

Pe baza acestor observații este important să se precizeze modul în care se face distincția (greu de înțeles, la o primă vedere) dintre *compozitele cu matrice metalică* și gruparea, foarte cuprinzătoare, a *aliajelor metalice*; se poate ușor înțelege că acestea din urmă nu îndeplinesc cel puțin primele două dintre condițiile de mai sus:

- elementele de aliere introduse în structura unui metal sunt, în mod obligatoriu, *solubile* în acesta (altfel nu își pot îndeplini rolul);
- suprafețele de separație dintre materialul de bază și cel de adaos *nu sunt vizibile*, cel puțin la nivel microscopic (în afara unor cazuri particulare).

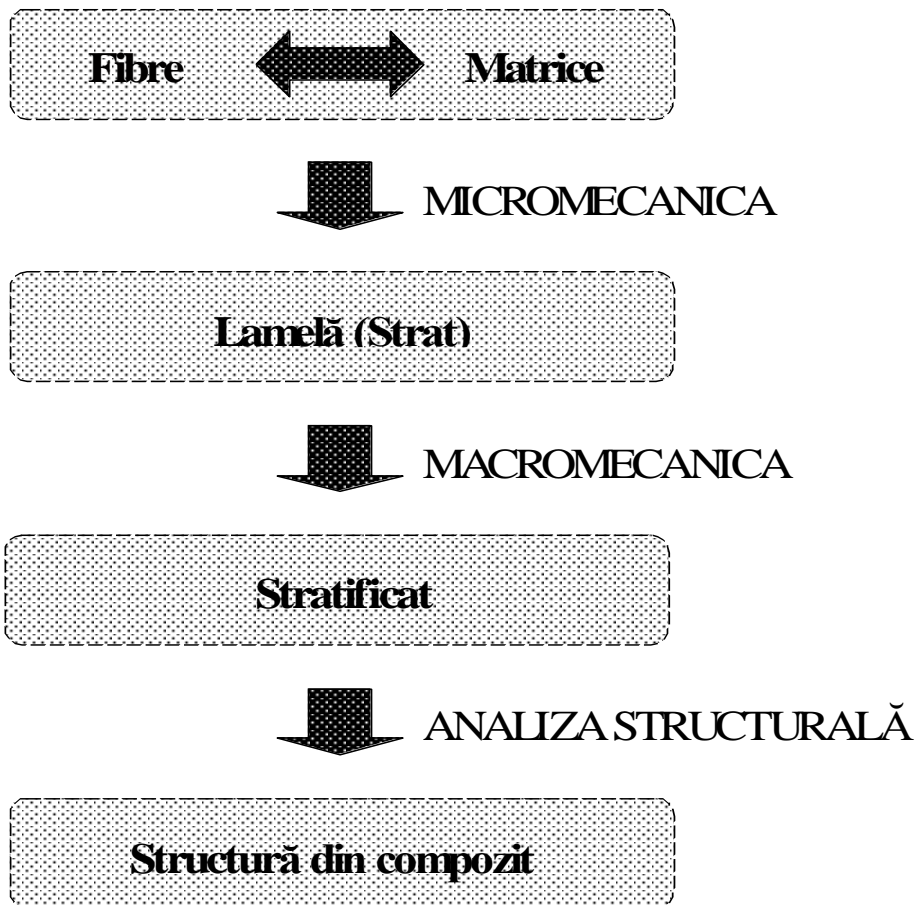
Foarte importantă este însă o a treia deosebire: pentru a se putea vorbi despre un *compozit* cu matrice metalică, iar nu despre un simplu *aliaj bifazic*, particulele (sau fibrele) de armare trebuie să aibă o pondere suficient de mare în structura compozitului pentru ca proprietățile acestuia să fie **determinate** de calitățile fiecăreia dintre cele două materiale constituente; în această ordine de idei este remarcabil faptul că, în cazul unui aliaj bifazic de tip $(\alpha+\beta)$, particulele fazei minoritare (β) nu se regăsesc ca atare în structura materialului final, iar proprietățile aliajului rezultă din *efectul* particulelor (β) asupra proprietăților fazei de bază (α), iar nu din *calitățile proprii* ale fazei (β).

Prin urmare, **aliajele metalice nu fac parte** (în starea lor normală, lipsită de elemente de armare) **dintre materialele compozite!** Desigur însă, acest fapt nu contravine în nici un fel existenței și utilizării extinse ale unei game largi de compozite care au ca matrice o parte importantă dintre aliajele metalice.

Niveluri de observare și tipuri de analiză în studiul materialelor compozite

Analiza compozitelor are aspecte specifice, după scara de dimensiuni a observării și după categoriile de proprietăți propuse a fi studiate; trecerea între diversele niveluri de observare se poate urmări în schema de mai jos. Se poate imagina că la nivelul constituenților (matrice și ranforsant) scara observației este de ordinul diametrului fibrelor (sau particulelor), respectiv al mărimii zonelor de matrice cuprinse între elementele de armare.

Micromecanica studiază interacțiunile dintre constituenți, la nivel microscopic, stările de tensiuni și deformații, respectiv distrugerile locale ce apar în matrice, în fibre, sau la interfață; este importantă în studiul unor proprietăți ca rezistența mecanică, tenacitatea la rupere și durabilitatea la oboseală, puternic influențate de caracteristicile **locale** ale materialului, care au particularitatea că nu pot fi integrate sau mediate, pe volume relativ mari de material compus. Tot prin analize micromecanice se pot face **predicții** asupra comportării globale, în funcție de proprietățile constituenților, de fracțiile lor volumice și de condițiile locale în care se produce solicitarea exterioară.



Pe treapta care urmează, adică la nivelul unei *lamelle* de compozit este mai potrivit și mai expeditiv (în realizarea unei analize) ca materialul să fie considerat *omogen*, dar *anizotrop*; devine astfel posibilă folosirea unor *valori medii* ale proprietăților globale (analiză de tip **macromecanic**); este așadar asumată ipoteza că se pot (de exemplu) stabili (prin mediere,

adică prin operații matematice de integrare) *valori numerice globale* ale caracteristicilor de rezistență și de rigiditate ale lamelei analizate. Pentru stările complexe de solicitare în care se plasează o lamelă compozită, nivelul maxim admisibil al încărcărilor se estimează analitic pe baza unor teorii asupra modului în care se produce (la nivel microscopic) deteriorarea (cedarea) materialului; se știe că astfel de teorii conduc la formularea unor **criterii de rupere** care pot fi exprimate, în cele mai multe cazuri, în funcție de *tensiunile medii* și de parametrii *globali* de rezistență ai lamelei, fără referire la un mecanism local și specific de defectare.

În fine, dacă se ia în considerare scara globală de dimensiuni a unui *stratificat* compozit, analiza macromecanică este aplicată sub forma *teoriei laminării*, cu referire la comportarea întregii structuri, estimată în funcție de proprietățile straturilor și de succesiunea așezării lor; privind la nivelul unei întregi construcții, **analiza structurală** se face prin metode generale, precum AEF; se ajunge la modelarea numerică a comportării structurii respective, care va permite (de exemplu) stabilirea stării de tensiuni din fiecare strat al ei.

Grade de anizotropie

Se știe că unele proprietăți ale materialelor, precum densitatea, căldura specifică (emisă sau absorbită) etc. nu se asociază cu direcția din material aleasă pentru studiu; ele sunt descrise prin cantități scalare, indiferent de ce natură ar fi materialul analizat; există însă și altfel de proprietăți, cum sunt rigiditatea, contracția transversală, rezistența mecanică, dar și conductivitatea și dilatarea termică, ale căror valori depind nemijlocit, în cazul materialelor anizotrope, de direcția pe care se face analiza.

Exprimarea numerică a *disproporției* dintre valorile unei anumite caracteristici a materialului, pe diferite direcții din volumul acestuia se poate obține, de exemplu, făcând raportul între cea mai mare și cea mai mică dintre aceste valori; acest raport, totdeauna *supraunitar* (după cum rezultă din definiție), este numit **grad de anizotropie** al acelei caracteristici a materialului studiat (astfel încât, pentru un material cu proprietăți **izotrope**, gradul de anizotropie va avea valoarea 1.)

Se poate înțelege că materialele compuse pot avea grade diferite de anizotropie pentru diferitele proprietăți care le sunt analizate: de exemplu, pentru un compozit cu matrice metalică fabricat prin solidificare dirijată, proprietățile mecanice (rezistență, rigiditate etc.) vor avea diferențe pronunțate între valorile de pe direcția longitudinală (direcția deplasării frontului de solidificare, la obținerea compozitului) și cele transversale; în schimb, datorită compatibilității perfecte între cele două faze constituente ale compozitului este de așteptat ca, pentru proprietăți fizice precum conductivitatea termică și electrică, diferențele între valorile *longitudinale* și cele *transversale* să fie foarte mici.

Ca regulă generală, cele mai ridicate grade de anizotropie se obțin pentru compozitele armate cu *fibre* continue *lungi*, mai ales dacă armarea este *unidirecțională*, încât deosebirile cele mai mari vor fi între valorile caracteristicilor de pe direcțiile longitudinală (direcția fibrelor de armare), respectiv transversală. În mod analog, compozitele cu armare *dispersă* vor avea în principiu grade relativ scăzute de anizotropie a proprietăților fizice, iar acele valori vor fi cu atât mai mici cu cât dispunerea în structură a elementelor de armare (numite *globale particule*) va fi mai ordonată și mai uniformă.

2. PARTICULARITĂȚI ALE UNOR MATERIALE FOLOSITE CA MATRICE

Din cele de mai sus a rezultat că principala condiție pe care trebuie să o îndeplinească matricea unui compozit este să poată îngloba componenta dispersă fără să o distrugă prin dizolvare, topire, acțiune chimică sau mecanică; este important de subliniat că, pentru orice material compus, *matricea* lui stabilește caracteristicile de mediu în care produsul final va putea fi utilizat, cu o mențiune specială pentru intervalul de temperaturi de lucru acceptabile: pentru temperaturi relativ joase, de cel mult câteva sute de grade, prima opțiune este folosirea matricilor *polimerice*, care au avantajul costurilor reduse și ușurinței de prelucrare, prin tehnici consacrate și ușor accesibile.

A. Matrici de natură organică

Clasificarea materialelor polimerice se poate face, într-o primă abordare, în funcție de comportarea lor atunci când sunt *încălzite*; unele au, în astfel de situații o evoluție similară cu a metalelor, adică se înmoaie și sunt „topite” pentru a fi obligate (inclusiv prin creșterea presiunii de lucru) să capete formele dorite (și în plus, eventual, să infiltreze un anumit aranjament de elemente de armare), apoi sunt solidificate prin răcire; aceste materiale sunt deci *ne-reactive* și sunt denumite global **termoplastice**.

Cealaltă categorie o formează materialele polimerice *reactive* (**termorigide**), compuse în mod obișnuit din rășini organice și aditivi (catalizatori, materiale de umplere) sau constituenți necesari pentru tratamentul chimic al polimerului. În stare netratată se găsesc sub forme diverse (lichide, solide, pulberi) și uneori pot fi activate *parțial* înainte de combinarea cu ranforsantul; la creșterea temperaturii se produce solidificarea materialului, prin reacții chimice ireversibile, care „îngheață” structura moleculară într-o rețea tri-dimensională, iar aceasta nu mai poate fi topită și reformată.

Limita superioară a temperaturilor de folosire pentru materialele din această categorie este dată de *punctul de tranziție vitroasă* (notat de obicei T_g - *glass-transition*) – reprezentând o caracteristică a fiecărui material, adică acel nivel de temperatură dincolo de care rigiditatea lui scade mult (uneori chiar cu câteva ordine de mărime!).

Compozitele la care materialul polimeric de bază este de tip *termoplastic* (rășini polisulfonice, polietilenă densă, poliamidă, polistiren, PVC etc.) sunt caracterizate prin *tenacitate* superioară și *ciclu de fabricare mai scurt* față de cele cu matrice termorigidă. Pot fi supuse la prelucrări multiple prin încălzire, dar au inconvenientul unei rezistențe slabe la coroziune; sunt compatibile cu procesele de formare la temperaturi înalte și cu fabricarea prin injecție, iar temperaturile lor de lucru sunt limitate, în general, la 400°C.

Dacă matricea este de tip *termorigid* (rășini epoxidice, siliconice, fenolice, poliesterice nesaturate s.a.), atunci plasticitatea materialului global scade odată cu creșterea temperaturii; se admite că astfel de compozite sunt stabile termic până la aproximativ 250°C, fiind caracterizate prin rezistență la coroziune, coeficienți mici de contracție termică, precum și prin proprietăți izolatoare.

Este necesară o evidențiere specială pentru rășinile **epoxidice**, care sunt printre cele mai utilizate matrici de tip polimeric, întrucât au calități mecanice mulțumitoare, sunt ușor de prelucrat și au aderență bună la cele mai multe dintre materialele de armare cunoscute; mai au ca *avantaje* contracția redusă la solidificare, rezistența bună la acizi și solvenți și foarte bună la contactul cu substanțele alcaline; sunt un bun material izolator, nehigroscopic, cu stabilitate termică ridicată și rezistență la arc electric. *Dezavantajele* lor principale sunt fragilitatea pronunțată și deteriorarea proprietăților mecanice în prezența umezelii. Sunt mult folosite la fabricarea structurilor *pre-impregnate* din elemente de armare („prepreg-uri”), dar și în calitate de *adezivi* structurali.

Tot termorigide sunt rășinile **poliesterice** (mai ieftine și cu procesare mai rapidă decât cele epoxidice), dar și compozițiile care conțin **poliimide** – polimeri care se reticulează la cald și formează structuri cu calități foarte bune de izolatori termici și cu rezistență la temperaturi relativ mari (de peste 200°C); se caracterizează prin coeficienți mici de dilatare și rezistență bună la oxidare și la solvenți. Este interesant de menționat faptul că există și poliimide cu comportare termoplastică, fapt pentru care sunt considerate o clasă de tranziție între cele două mari categorii de materiale polimerice.

Materialele de natură organică satisfac multe dintre cerințele care sunt de îndeplinit pentru folosirea lor ca matrici în compozite, dar au și câteva **dezavantaje** importante:

- ◆ rezistență mică la temperaturi ridicate;
- ◆ durată scurtă de menținere în stare lichidă după preparare;
- ◆ conductivitate termică redusă, cuplată cu un coeficient mare de dilatare termică;
- ◆ rezistență relativ scăzută la șocuri mecanice.

B. Matrici metalice

Extinderea continuă a utilizării compozitelor cu *matrice metalică* se explică prin câteva **avantaje** importante, în comparație cu cele clasice, bazate pe materiale plastice, dar și în comparație cu metalele și aliajele lipsite de ranforsare:

- * stabilitate dimensională, inclusiv datorită coeficientului mic de dilatare;
- * rezistență mecanică și rigiditate de valori foarte bune;
- * rezistență la uzură și capacitate de amortizare a vibrațiilor;
- * conductivitate electrică și termică;
- * rezistență la aprindere, dar și la temperaturi joase;
- * porozitate mică;
- * prelucrabilitate prin așchiere sau prin deformare plastică;
- * insensibilitate la umezeală și la radiații;

STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

- * control al proprietăților materialului prin posibilitatea de aplicare a unui tratament termic;
- * posibilitatea (în anumite cazuri particulare) de a se fabrica materialul compozit “in situ” (de exemplu prin solidificare dirijată a aliajelor eutectice).

Există și *puncte slabe*, care nu sunt puține, ale compozitelor bazate pe metale:

- * valori mediocre ale proprietăților de ductilitate;
- * sensibilitate la oxidare, dar și la defecte structurale ori la fisuri;
- * greutate specifică mare;
- * tendință de corodare la granița dintre elementele de armare și matrice;
- * necesitatea aplicării unor proceduri complicate, la fabricarea compozitelor armate cu fibre lungi;
- * punct ridicat de topire (făcând necesară procesarea compozitelor la temperaturi mari).

Ca apreciere globală, în aplicațiile ce implică temperaturi de lucru relativ joase (sub 450°C) se preferă utilizarea ca matrice a unor aliaje de **aluminiiu**; avantajele lor sunt rezistența (inclusiv la coroziune), tenacitatea și prelucrabilitatea mecanică bună, dar și costul scăzut, greutatea specifică mică, varietatea mare de aliaje disponibile, fluiditatea bună (în stare topită) și conductivitatea termică mare. În plus, folosind *titanul* ca element de aliere, se poate îmbunătăți comportarea lor la temperaturi ridicate.

În prezent este remarcabilă extinderea utilizării compozitelor cu matrice din **titan** sau aliaje ale lui, care sunt caracterizate prin densitate relativ scăzută (cam la mijlocul distanței dintre aluminiiu și oțel), rezistență ridicată la tracțiune (menținută până la temperaturi ridicate), rezistență bună la oxidare și la coroziune, fragilitate redusă la rece, ductilitate bună, precum și prin posibilitatea de a se menține sub control interacțiunea chimică a matricei cu materialul complementar din compozit.

Aliajele și compozitele pe bază de titan sunt considerate materialul ideal pentru piesele de motoare și turbine din construcțiile aeronautice, dar sunt scumpe, implicând și costuri mari de fabricare. Între avantajele lor mai sunt de evidențiat punctul ridicat de topire (1670°C), dar și coeficientul de dilatare al titanului, care este mai mic decât al fierului (de 1,4 ori) sau al aluminiiului (de 2,8 ori); ca urmare, compozitele cu matrice de titan au o deosebită stabilitate dimensională la temperaturi ridicate, dar folosirea lor implică și dificultăți tehnologice, întrucât necesită temperaturi de 3 ori mai mari decât cele la care poate fi topit aluminiiul. În plus, fiind și foarte reactive, la procesarea acestor aliaje este necesară protejarea față de atmosferă, de obicei prin vidare, a incintei de lucru.

La o scară mai mică se folosesc ca matrice și aliaje de **magneziu** – mai ușor decât aluminiiul și titanul, dar cu afinitate mare pentru oxigen, este dificil de prelucrat la rece și foarte sensibil la

coroziune atmosferică, respectiv de **beriliu** – cel mai ușor dintre metalele unifazice; are un modul de elasticitate foarte convenabil pentru preluarea încărcărilor mecanice, mai ridicat ca al oțelului, dar și dezavantajul că este extrem de fragil.

În privința materialelor de armare utilizate în mod curent la fabricarea compozitelor cu matrice metalică, se consideră că fibrele **lungi** sunt de obicei din alumină, sau fibre de bor acoperite cu carbură de siliciu (Borsic), în vreme ce fibrele **scurte** sunt din alumină, sau din alumino-silicați; cele mai folosite elemente de armare de mici dimensiuni sunt particule de carbură de bor, respectiv particule sau whiskere de carbură de siliciu.

În ciuda aparențelor, conceptul de **compozit cu matrice metalică** nu este o creație recentă; încă din anii 1930 s-au folosit *carburile* unor metale ca wolframul, ca elemente de armare, de regulă într-o matrice de cobalt; combinația conduce la un compozit cu proprietăți remarcabile (folosit, de pildă, la fabricarea de plăcuțe active pentru scule așchietoare), care combină duritatea excepțională a unui material ceramic cu rezistența și tenacitatea unui metal.

În anii '60 au fost concentrate mari eforturi pentru realizarea unor materiale bazate pe metale care să aibă proprietăți mecanice mai bune față de metalele obișnuite, de exemplu prin încorporarea unor fibre continue de wolfram, bor sau carbon în aliaje de nichel, de aluminiu sau de titan; unul dintre rezultatele importante ale acestor căutări a fost utilizarea compozitelor de aluminiu, armate cu fibre de bor, în structura navetelor spațiale americane.

Compozite bazate pe compuși intermetalici

Un pas important în evoluția compozitelor metalice a fost folosirea compușilor intermetalici, reprezentând combinații din cel puțin două elemente chimice (din categoria metalelor) care au proprietatea că energia de interacțiune dintre speciile diferite de atomi este mai mare decât între atomii aceleiași specii; acești compuși sunt faze intermediare, care pot să se formeze la compoziții fixe și să corespundă unor rapoarte bine stabilite între elementele chimice (compuși *definiți*), respectiv să se extindă pe un interval mai larg de compoziții (astfel că se vor numi compuși *de compoziție variabilă*).

Acești compuși se caracterizează prin structuri cristaline *proprie*, deosebite de ale constituenților și *ordonate* în mult mai mare măsură decât structurile aliajelor obișnuite; devine astfel dificilă apariția dislocațiilor și destabilizarea structurii, ceea ce explică (în parte) menținerea până la temperaturi ridicate a calităților mecanice ale compușilor intermetalici; paradoxal, pentru unii dintre ei (cum sunt compușii de nichel și aluminiu) se poate obține chiar o creștere a rezistenței, odată cu creșterea temperaturii de lucru (până la 800°C).

Desigur că structurile cristaline distincte determină și proprietăți fizice și chimice specifice: sunt remarcabile calitățile lor de rezistență la fluj, dar și la fisurare, stabilitate termică, rezistență la oxidare, dar și la coroziune în medii foarte agresive.

Au totuși *dezavantajul* important al ductilității extrem de scăzute, explicată tot prin probabilitatea restrânsă de apariție a unor plane de dislocații; pentru ameliorarea acestui aspect se aplică mai multe tehnici de tip metalurgic, precum solidificarea rapidă a compușilor topiți, sau adăugarea în structură a unor elemente chimice – precum borul, care (chiar în proporții foarte mici) segregă pe granițele cristalelor și le întărește.

Calitățile promițătoare ale compușilor intermetalici, care sunt menținute până la temperaturi înalte, nu pot fi exploatate dacă nu se obține creșterea tenacității și a rezistenței la fisurare prin oboseală; în acest sens, prin armarea lor cu fibre, plăcuțe sau particule din materiale *tenace*, se poate ajunge la creșterea puternică a tenacității la rupere, dar și, într-o anumită măsură, a rezistenței la creșterea fisurilor. Un exemplu tipic sunt compușii de formați de Ni și Al, candidați promițători pentru aplicații din domeniul aerospațial, având densitate relativ joasă, punct înalt de topire și rezistență foarte bună la oxidare. Chiar și aceștia au nevoie de creșterea rezistenței la temperaturi înalte, astfel că sunt întăriți cu fibre *ceramice*, ducând la obținerea unor compozite cu rezistență mare, în condițiile unei densități chiar mai mici decât a compusului nearmat.

Compușii TiAl sunt și ei intens studiați, ca materiale pentru temperaturi înalte (având și densitate mică, de 3.8g/cm^3), de exemplu în componente structurale ale unor vehicule de transport de mare viteză. Pentru compozitele care îi au ca matrice, cu armare continuă sau discontinuă, proprietățile le sunt adaptate aplicațiilor, prin încorporarea unor faze ductile – care cresc ductilitatea și tenacitatea la rupere, sau a unor particule sau fibre ceramice, dure – pentru valori și mai bune ale proprietăților la temperaturi înalte. Este interesant că reducerea fragilității lor se poate realiza și prin înglobarea unor particule ductile din alt compus intermetalic, TiNb, în fracții volumice relativ mici (în jur de 10%) - adică un compozit în care ambii constituenți sunt intermetalici.

Tot în categoria compușilor intermetalici se înscriu mult discutatele aliaje *cu memoria formei*, ale căror aplicații cunosc o extindere tot mai mare; este important, între altele, că acești compuși nu conțin metale rare, astfel că au prețuri relativ mici. Un aliaj cu memoria formei are particularitatea că poate fi deformat plastic cu ușurință, dar această deformare poate fi îndepărtată prin încălzire la o anumită temperatură, proprie aceluia aliaj, făcând să se revină spontan la forma inițială a piesei.

Deformația este de obicei total reversibilă, având un nivel mult mai mare decât în cazul materialelor convenționale. Pe de altă parte este posibil ca, la temperaturi înalte, o deformare plastică să poată fi îndepărtată dacă se înlătură încărcarea (proprietate numită „super-elasticitate”).

Deși încă sunt produse într-un volum relativ mic, aceste aliaje au fost introduse cu succes, în ultimii 20-30 de ani, într-o varietate de domenii tehnice. Un câmp foarte promițător pentru aplicarea lor pe scară largă este al aparaturii de comandă la distanță, pentru că permit să se obțină, cu ușurință, la locul de interes, un răspuns prestabilit, folosind stimuli termici sau electrici; în plus, cu elemente de construcție simplă și compactă, fabricate din astfel de materiale, se pot efectua (în mod automat) mișcări complexe.

O aplicație interesantă este fabricarea unor compozite cu elemente de armare din astfel de compuși; de ex. se produc aliaje de aluminiu armate (în fracție volumică de 20%) cu fibre dintr-un astfel de aliaj (NiTi) cu memoria formei; acesta combină rezistența cu tenacitatea și cu o foarte neobișnuită comportare la temperatură, pentru că schimbările provocate în fibre prin încălzire introduc tensiuni care pot echilibra sau diminua tensiunile produse prin încărcarea exterioară.

Odată cu extinderea utilizării în compozite a compușilor intermetalici s-a ajuns la următoarea eșalonare a sistemelor compozite pe intervale de temperaturi de lucru:

- pentru temperaturi *mari* (de până la 1000°C), sunt recomandate matrici din **titan** sau intermetalici pe bază de titan;
- pentru temperaturi *înalte* (între 1000 și 1300°C) – matrici din **nichel** sau intermetalici pe bază de nichel;
- pentru temperaturi *foarte înalte* (între 1300 și 2000°C) – compozite cu matrici **ceramice** (sisteme oxid/oxid).

C. Matrici de natură ceramică

Compozitele pe bază de ceramice (care de fapt sunt compuși ai metalelor, de tip oxizi, carburi, boruri, nitruri s.a.m.d.) sunt folosite tot mai mult și în aplicații tot mai diverse, datorită unor proprietăți care le sunt specifice:

- * duritate și rigiditate mecanică de valori ridicate, menținute până la temperaturi înalte;
- * valori mari ale rezistenței la rupere, la oxidare și la agenți chimici agresivi;
- * densități de 2-3 ori mai mici, dar valori ale modulului de elasticitate (cuprinse între 380 și 400 GPa) mult mai mari decât ale oțelurilor de duritate medie.

Dezavantajul principal al matricilor ceramice este *fragilitatea* foarte mare, care este explicată prin prezența inerentă a unor defecte de structură, care pot fi interioare sau superficiale; această deficiență poate fi atenuată sensibil tocmai prin introducerea unei faze complementare în matrice, pentru că elementele de armare blochează propagarea microfisurilor în structură, ducând la creșterea tenacității globale a compozitului.

Un aspect particular al acestor compozite este că, adeseori, cele două faze au aceeași compoziție chimică, fiind diferențiate numai prin structura lor cristalină; în orice caz, la realizarea lor se respectă două condiții specifice:

- pentru materialele folosite la temperaturi ridicate, sunt evitate diferențele semnificative între coeficienții de dilatare ai celor două faze (care ar produce tensiuni remanente de valori periculoase pentru stabilitatea compozitului);
- dacă materialul trebuie să preia solicitări mecanice importante, este necesară folosirea unor elemente de armare care au tenacitate mai bună ca a matricei, facilitând transferul de sarcină între constituenți.

Se știe că materiale de natură ceramică - carbură de siliciu (SiC), nitrură de siliciu (Si₃N₄), alumină (Al₂O₃) - sunt deseori folosite în aplicații speciale: motoare cu ardere internă, turbine cu gaze, circuite electronice de mare putere, implanturi chirurgicale; aceste substanțe sunt caracterizate prin rigiditate mare și rezistență la temperaturi ridicate (au puncte de topire de peste 2000°C), în condițiile unor greutăți specifice relativ mici.

Pe de altă parte trebuie observat că ceramicele au de obicei alungire și tenacitate la rupere de valori foarte mici, sunt foarte fragile și sensibile la fisurare; aceste dezavantaje pot fi și ele

atenuate prin introducerea în structura ceramică a unui material de adaos, într-o formă convenabilă situației abordate. La început s-au folosit ca materiale de bază ceramice de modul relativ jos (de tip sticlă sau sticlo-ceramică), dar progresele treptate au făcut ca în prezent să se folosească ceramice policristaline pentru temperaturi înalte (SiC sau Si₃N₄), armate cu fibre lungi sau scurte, tot dintr-un material ceramic.

Primele compozite ceramice au avut ca matrice sortimente de sticlă, de exemplu sticlă boro-silicat armată cu fibre lungi de carbon, având temperaturi relativ joase de procesare, dar și inconvenientul că rezistența mecanică este și ea limitată de temperatura de lucru; din acest motiv s-a folosit mai ales o variantă de matrice din sticlă-ceramică (litiu-aluminiu-silicat), care permite creșterea temperaturilor de utilizare chiar și peste 1000°C. Se armează de obicei cu fibre tot ceramice (SiC), care își mențin proprietățile de rezistență și de rigiditate cel puțin până la 800°C.

A devenit astfel ceva obișnuit să se discute despre compozite cu ambii constituenți de natură ceramică, fabricați într-o gamă extrem de diversă: sunt recomandate, de exemplu, matrici din categoria ceramicelor policristaline (SiC, Si₃N₄, ZrO₂, TiO₂), armate cu fibre sau cristale filamentare de carbură de siliciu; aceste compozite au rezistență mai bună la temperatură decât cele pe bază de sticlă, dar sunt foarte sensibile la calitatea interfeței dintre cei doi constituenți ceramici.

O categorie specială o formează compozitele *metal-ceramice*, care sunt mult cercetate pentru dezvoltarea unor materiale care să aibă simultan rezistență mecanică și la fluaj, destinate unor aplicații la temperaturi ridicate; de obicei se adaugă în matricea fragilă un conținut de până la 50% fază secundară ductilă; exemple tipice de *cermet*-uri produse comercial sunt combinațiile WC-Co, WC-Ni sau WC-TiC-Co; acestea permit un grad înalt de control și siguranță pentru performanțele globale ale compozitelor, inclusiv pentru că sunt stăpânite în mare măsură relațiile dintre structură și proprietățile lor.

Se poate aprecia că materialele compozite cu matrici ceramice au proprietăți foarte potrivite cu tendințele actuale de evoluție a tehnologiilor, fiind utilizate în multe domenii ale tehnicii; fabricarea lor industrială nu este însă simplă, iar realizarea din compozite ceramice a unor piese de configurații complexe este problematică, pentru că sunt materiale care se prelucrează greu, cu randamente scăzute și costuri mari.

D. Matrici de carbon

Compozitele pe bază de carbon sunt o categorie specială de materiale compuse, prin structură și posibilități de a fi fabricate, dar și prin proprietățile lor cu totul particulare. Metodele prin care sunt procesate au ca principiu de bază transformarea în carbon, prin operații de **piroliză** (*carbonizare* sau *grafitizare*, deosebite între ele prin nivelul temperaturilor de lucru), a unor eșantioane de materiale inițiale (*precursori*); se poate porni de exemplu de la *țesături* de fibre de armare, *impregnate* cu un anumit material precursor, în etape succesive și apoi supuse pirolizei pentru obținerea matricei de carbon.

Elementele de armare din carbon (de obicei sub formă de fibre lungi) pot să formeze compozite prin înglobare în materiale de bază din toate categoriile, dar matricea de carbon se

întâlnește practic numai în combinație cu fibre tot de carbon (sau de grafit, care reprezintă o variantă a lor)! În acest sens se vorbește (în ambele variante) despre **compozite C/C**, întâlnite foarte frecvent, sub această notație, în literatura actuală.

Aceste materiale compuse au proprietăți avantajoase pentru aplicații structurale la temperaturi de până la 3000°C (densitate mică, rezistență mecanică menținută până la temperaturi ridicate, stabilitate chimică în mediu *inert*, rezistență ridicată la șocuri termice, rezistență la uzură și proprietăți favorabile de fricțiune la temperaturi mari); sunt folosite la fabricarea unor piese cu destinație specială, așa cum sunt părțile de atac ale aripilor de rachete, componente de reactoare nucleare, cuptoare și furnale, dar și diverse echipamente din domeniul biomedical.

Din această gamă extinsă de aplicații, una dintre cele mai interesante este utilizarea lor ca bază pentru realizarea unor dispozitive de frânare din construcțiile aeronautice; compozitele C/C au excelente proprietăți mecanice și tribologice la viteze înalte de alunecare, care sunt influențate și pot fi dirijate prin dispunerea fibrelor, tratamentul termic aplicat s.a.; în plus, prezintă o *tranziție* de la un coeficient redus de frecare, în regim normal de uzură, către un coeficient de valori mari, în regim de frecare intensă, atunci când produsul ($p \cdot v$) (presiunea și viteza de alunecare) depășește o valoare critică; această tranziție este asociată și unui prag (situat la 330-400°C) al temperaturii de la interfața dintre cele două piese din compozit C/C care alunecă una față de alta.

Principalul dezavantaj al compozitelor din această categorie este tot *fragilitatea* (la fel ca la matricile ceramice), cu influență negativă asupra rezistenței la forfecare, dar și la orice încărcare transversală; sunt vulnerabile și la prezența oxigenului în mediul de lucru (astfel încât trebuie protejate, de obicei, prin acoperiri superficiale, sau prin folosirea unor atmosfere de lucru controlate); sunt însă considerate foarte atractive și pentru studiile teoretice, pentru că simplitatea lor structurală poate contribui la înțelegerea mai adâncă a micromecanicii compozitelor cu armare continuă.

3. ELEMENTE DE ARMARE DISPERSE

Particularități în utilizarea fibrelor scurte de armare

Se poate spune că folosirea ca elemente de ranforsare a fibrelor denumite *scurte* s-a bazat la începturile ei pe ideea de a fi valorificate în vreun fel resturile (deșeurile) de fibre lungi, apărute pe parcursul operațiilor de fabricare și de manevrare, sau la punerea lor în operă, în producția de materiale compozite; s-a observat apoi că noul tip de armare are eficiență suficientă pentru a justifica analize și cercetări specializate; s-a ajuns astfel ca pentru fibrele disperse să existe tehnici dedicate de obținere și să fie utilizate în mod curent ca ranforsanți, într-o gamă foarte variată de compozite.

În acest context trebuie precizat că un parametru important al fibrelor de armare *discontinue* este **coeficientul de formă** (în engleză *aspect ratio*) – raportul dintre lungimea lor **L** și diametrul **D**; acest raport trebuie să aibă valori destul de mari (se recomandă de obicei să fie cuprins între 30 și 50 de unități) pentru a se evita smulgerea fibrelor din matrice sub acțiunea încărcărilor exterioare, deci pentru a se reuși preluarea corectă a solicitărilor.

O pârghie importantă în această direcție este însăși operația de *segmentare* a fibrelor, înainte de a fi introduse în matrice, la lungimi potrivite cu diametrele lor; este interesant de observat că, pentru o fibră oarecare cu diametrul de 20μm (valoare curentă în practica fabricării de compozite), o lungime a fibrei de doar un milimetru (care este ușor de obținut tehnologic) asigură condiții bune (coeficient de formă cu valoarea 50) pentru transferul de sarcină între matrice și fibre.

Trebuie semnalate și valorile foarte mari ale coeficientului de formă (datorită diametrelor extrem de mici ale lor, aceste valori sunt cuprinse între 100 și 15000) în cazul *filamentelor monocristaline* (**whiskere**); pe această bază înglobarea filamentelor în matrice (indiferent de natura acestora) este foarte sigură și stabilă, ceea ce reprezintă un avantaj important, suplimentar, al folosirii lor ca elemente de armare în compozite.

Armarea cu monocristale filamentare

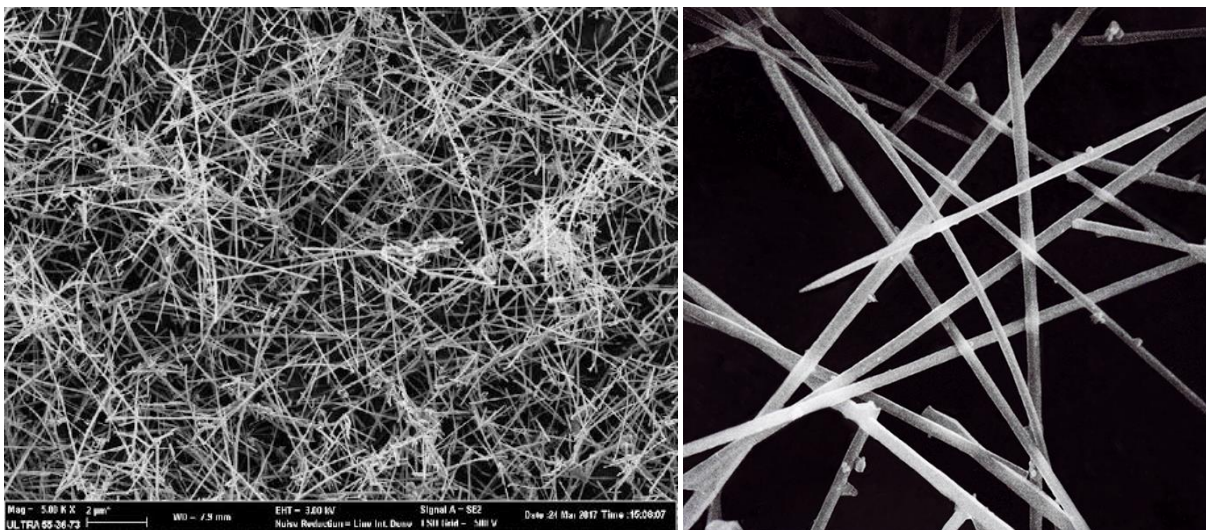
Principial, cu cât fibrele de armare au dimensiuni transversale mai mici, cu atât proprietățile lor mecanice sunt mai bune, deoarece scade probabilitatea de apariție a defectelor în material, dar și mărimea probabilă a acestor defecte; din aceste motive monocristalele filamentare reprezintă o categorie cu totul specială de fibre, având și proprietăți foarte bune; obținute prin creșterea dirijată a cristalelor, acestea au în mod tipic diametre cuprinse între 0,2 și 15 μm și lungimi de 10÷300 μm.

Primele astfel de cristale au fost din oxid de aluminiu, fiind fabricate de firma americană General Electric, începând din 1960; ulterior s-au produs și cristale din alte ceramice (oxid de beriliu, carbură de bor sau de siliciu s.a.), din carbon, dar și din metale precum cupru, nichel, fier etc. Ca orientare, tabelul de mai jos prezintă câteva valori tipice ale unor proprietăți fizice și mecanice ale anumitor monocristale filamentare.

Proprietăți fizico-mecanice ale unor fibre monocristaline

Materialul	Densitatea [g/cm ³]	Rezistența la tracțiune [GPa]	Modulul de elast. [GPa]	Temp. de top. (sublimare) [K]
Grafit	2,2	19,6	680	(3950)
Al ₂ O ₃	4,0	22,3	420	2290
SiC	3,2	21,0	~700	~3000
BeO	3,0	24,8	133	2800
Fe	7,8	12,6	196	1800
Si	2,3	7,6	163	1680

Se poate observa că proprietățile indicate în tabel au valori mult superioare celor care se obțin pentru aceleași materiale, atunci când sunt folosite și testate în eșantioane *macroscopice*; trebuie însă subliniat că producerea materialelor sub formă de whiskere necesită costuri ridicate și dotări tehnologice performante, încât folosirea acestor elemente de armare este justificată numai pentru domeniile de vârf ale tehnicii.



Aspectul (la microscop al) cristalelor filamentare de carbură de siliciu (SiC) și exemple de utilizări ale compozitelor care le conțin: aviație, producerea microundelor, scule tăietoare.

Compozite armate cu particule

Materialele din această categorie au început să fie produse și folosite pe scară industrială după anul 1970, iar răspândirea lor destul de largă în lumea de azi provine din câteva *avantaje* importante pe care le au față de alte categorii de compozite:

- ◆ cost scăzut (materialele pulverulente sunt de obicei mult mai ieftine decât dacă sunt prelucrate sub formă de fibre);
- ◆ tehnologii simple de dispersare în matrice (permit să fie utilizate metode de turnare dintre cele clasice, sau metode convenționale din domeniul metalurgiei pulberilor);
- ◆ posibilitatea de a se consolida produsul final prin tehnologii clasice, de exemplu prin operații de deformare plastică - laminare, forjare sau extrudare, care sunt imposibil de folosit pentru compozitele cu fibre;
- ◆ posibilitatea de obținere a unor compozite cvasi-omogene și cvasi-izotrope (atunci când sunt analizate la o scară mai mare decât a dimensiunilor particulelor).

Clasificare – după *natura* celor două materiale constituente:

1. Particule **nemetalice** dispersate în matrice tot **nemetalică**; ambele materiale pot fi anorganice, ca în cazul betonului clasic, sau matricea poate să fie de natură organică, așa cum se întâmplă la betonul sau mortarul *polimeric* (la care se folosește nisipul, ca element dispers, iar matricea este din gudron sau smoală), sau la materialele polimerice (fragile) armate cu particule de tip elastomer (dintr-un material asemănător cu cauciucul); particulele de armare sunt de obicei sferice sau apropiate de această formă; pot să fie pline sau goale la interior, iar cele mai utilizate materiale pentru fabricarea lor sunt sticla, carbonul sau anumiți polimeri.
2. Particule **metalice** dispersate în matrice **nemetalică** (de obicei polimerică); aceste compozite sunt caracterizate prin conductivitate termică (uneori și electrică) de valori relativ bune, (posibile) proprietăți magnetice, coeficienți reduși de dilatare termică și rezistență ridicată la uzură.
3. Particule **metalice** dispersate într-o matrice tot de natură **metalică** – aceste compozite având două subgrupe principale:
 - a) cu *matrice relativ dură* și particule de wolfram, crom sau molibden, rezultând materiale fragile, dar cu o mare stabilitate termică;
 - b) cu *matrice relativ moale* – de exemplu particule de plumb în matrice din aliaje de fier sau cupru – având prelucrabilitate mecanică foarte bună, față de aliajele respective în stare nearmată.
4. Particule **nemetalice** în matrice **metalică** – sunt fabricate la temperaturi ridicate, astfel încât particulele înglobate trebuie să fie mai ales *ceramice* (carburi sau oxizi), iar aceste compozite se numesc (ca în limba franceză) “cermet”-uri; exemple tipice sunt compozitele

cu particule de *carbură de wolfram* înglobate într-o matrice de *cobalt*, care au duritate foarte mare și se folosesc, de pildă, la fabricarea supapelor, sau a filierelor utilizate pentru trefilarea sârmelor. Mai sunt utilizate particule din *carbură de crom*, care conferă compozitului rezistență la uzură și la coroziune, plus coeficient de dilatare apropiat de al fierului (astfel încât sunt recomandate pentru fabricarea supapelor, care funcționează în pereche cu piese din oțel); în cazurile în care se folosesc particule din *carbură de titan* se obțin compozite care au mare stabilitate termică, din care sunt fabricate diverse piese componente ale turbinelor sau, în general, piese și structuri care au temperaturi foarte ridicate de funcționare.

Particulele de armare sunt așadar foarte diverse ca natură, de la cele ceramice (mai ales carbură de siliciu – SiC, alumină – Al₂O₃, sticlă, bioxid de siliciu – SiO₂) sau din grafit, până la bilele sau alicele metalice (din oțel, fontă sau plumb); se consideră că toate acestea trebuie să aibă dimensiuni de gabarit cuprinse între câțiva microni (în cazul microcristalelor) și câțiva milimetri, iar ca formă pot să fie foarte diverse – sferice, plate, fulgi, solzi etc.; progresul rapid care s-a înregistrat în ultimele decenii în domeniul nano-tehnologiilor a făcut ca în prezent să fie tot mai utilizate și studiate compozitele cu neuniformități structurale sub-micronice (cu dimensiuni de ordinul nanometrilor), care sunt denumite global și cu termenul de *nano-compozite*.

În comparație cu cele armate cu fibre (în condițiile unor materiale *similare* folosite ca matrice), compozitele care înglobează particule disperse au greutatea specifică mai mici, dar și caracteristici fizico-mecanice cvasi-izotrope; în plus, dețin proprietăți superioare de rezistență la uzură, de capacitate de amortizare a vibrațiilor și de stabilitate dimensională; trebuie însă evidențiat faptul că performanțele lor mecanice sunt mereu inferioare, în condițiile unor constituenți de aceleași naturi, în raport cu cele ale compozitelor cu fibre lungi de armare, unidirecționale.

Aspecte privind obținerea particulelor de armare

Pulberile folosite la armarea compozitelor se produc prin procedee fizice sau chimice, fiind preferate metodele care asigură particulelor un grad mare de finețe și de puritate; astfel, pulberile de naturi *ceramice* se obțin de obicei *pe cale mecanică*, în urma unor procese succesive de măcinare, sortare și uscare.

Pentru particulele *metalice* se preferă metodele de *dispersare*, cu jeturi puternice de apă sau de gaz, a unui aliaj lichid care se află într-un proces de curgere dintr-un recipient în altul; se pot obține în acest mod viteze de răcire foarte mari, cuprinse între 10³ și 10¹⁰ [°C/sec], iar acestea conduc la obținerea unor particule uniforme ca dimensiuni și cu proprietăți mecanice foarte bune.

PROBLEME ALE INTERFEȚEI DINTRE MATRICE ȘI ELEMENTELE DE ARMARE

S-a arătat că *faza intermediară* care apare în orice compozit, la granițele dintre materialul de bază și cel de adaos, are de obicei un rol determinant în obținerea proprietăților dorite ale materialului global. Pe de altă parte, natura și tăria legăturilor ce se formează la interfață sunt determinate de structura și de unele calități ale elementelor de armare (rugozitate, suprafață specifică, porozitate, eventuala prezență a grupărilor funcționale active din punct de vedere chimic), dar și de anumite caracteristici structurale ale matricei (compoziție chimică, conformație macro-moleculară etc.).

Se poate admite că o *adeziune optimă* între constituenți se realizează folosind materiale de natură chimică apropiată, urmând ca adeziunea să fie relativ *slabă* între materiale care sunt foarte diferite ca alcătuire chimică (de exemplu atunci când se face asocierea dintre rășini organice și fibre de natură anorganică); în asemenea situații este necesar să fie adoptate, la procesarea compozitului, măsuri speciale pentru îmbunătățirea adeziunii la interfață (prin *compatibilizarea chimică* a materialelor constituenți), de exemplu folosind aplicarea unor tratamente chimice pe suprafața fibrelor.

Aspecte ale teoriilor cu privire la adeziunea dintre materiale

Se consideră că formarea unor legături între micro-particulele din materiale diferite, când sunt aduse în contact, poate fi explicată prin mai multe mecanisme, care coexistă în cadrul proceselor de adeziune; unele dintre acestea devin predominante, pe rând, în diferitele etape în care se obține solidarizarea dintre matrice și elementele de armare; în cele ce urmează sunt descrise succint teoriile cele mai folosite la modelarea acestor procese, în cazul contactului între matrice și ranforsantul sub formă de fibre.

A. Modelul adeziunii mecanice – reprezintă adeziunea unor materiale care în stare naturală sunt solide, fie prin aducerea unuia dintre ele în stare lichidă, fie prin folosirea unui material de adaos (de exemplu un adeziv potrivit); în aceste condiții legătura ce se formează între matrice și fibre va fi cu atât mai bună, cu cât materialul de armare are rugozitatea, porozitatea și suprafața specifică de valori mai mari.

Măsurată de obicei în m^2/g , **suprafața specifică** este o caracteristică a materialelor prezentate ca particule sau ca fibre; aceasta are valori diverse, determinate de aspectul și gradul de netezime (rugozitatea) ale suprafețelor exterioare; de exemplu are valori relativ mici (cam 0,015) pentru fibrele de bor sau cele din materiale ceramice, în schimb are valori ridicate (în jurul lui 0,35) pentru fibrele de carbon.

Adeziunea mecanică este afectată de *tensiunile interne* (din zonele de interfață) ce apar la fabricarea compozitelor, care pot fi produse de răcirea rapidă și neuniformă a semifabricatelor, sau de coeficienții de dilatare termică având valori diferite pentru cele două materiale constituenți.

B. Modelul adeziunii termodinamice – se bazează pe măsura în care un material în stare solidă este *udat* (*umectat*) de cel în stare fluidă; dacă udarea este incompletă (datorită valorii

prea mari a unghiului de contact θ dintre picătura de fluid și suprafața materialului solid), la interfață apar pori și bule de gaz, care pot să favorizeze propagarea fisurilor în compozit și să micșoreze rezistența lui mecanică. Principal, forțele de adeziune mecanică sunt *de sute de ori mai mici* decât cele de adeziune termodinamică, încât acestea din urmă ar trebui favorizate, pentru îmbunătățirea performanțelor mecanice ale interfeței; scăderea unghiului de contact θ se obține, de exemplu, prin tratarea fibrelor cu un “agent de udare” (de obicei o rășină, dacă matricea este de natură polimerică).

C. Adeziunea prin inter-difuzie – implică pătrunderea moleculelor unui material în rețeaua moleculară din stratul superficial al materialului cu care se află în contact; procesul este favorizat de prezența în acea zonă a unor materiale *de adaos* (solvenți sau plastifianți, pentru matricile polimerice), sau de tratarea (*pre-impregnarea*) fibrelor cu pelicule din anumite materiale, alese potrivit cu aplicația; este de semnalat că fibrele pre-impregnate sunt mai ușor de manevrat, de depozitat și de introdus în matrice, deci tratamentul are multiple efecte pozitive asupra proceselor de obținere a compozitelor.

D. Adeziunea prin atracție electrostatică (produsă între două suprafețe care sunt încărcate cu sarcini electrice de semne contrare) – are o contribuție minoră la realizarea legăturilor finale dintre constituenții unui compozit; este importantă în tratamentele care se fac, de exemplu, asupra fibrelor anorganice (precum se întâmplă cu fibrele de sticlă, tratate cu agenți de cuplare silanici), pentru a le ameliora proprietățile de adeziune.

E. Adeziunea prin legături chimice – se cunoaște că legătura cea mai puternică ce poate fi realizată în zonele de interfață din compozite este cea de tip *covalent*, produsă între o grupare activă chimic de la suprafața unui element de armare și o grupare compatibilă cu ea din zona de matrice cu care se află în contact.

Rezultă, între altele, că formarea de legături covalente va fi practic imposibilă în situațiile în care materialele constituente ale unui compozit sunt de naturi chimice foarte diferite între ele, astfel încât se folosesc procedee de “compatibilizare” a celor două materiale (prin atenuarea diferențelor dintre ele):

- a) modificarea *reactivității chimice* a suprafeței fibrelor de armare (mai ales în cazul celor de carbon);
- b) tratarea elementelor de armare cu substanțe denumite *agenți de cuplare* (operație obligatorie la fabricarea fibrelor lungi de sticlă, dar prezentă și la alte categorii de fibre continue).

O compatibilitate bună se obține atunci când materialele folosite drept constituenți ai unui compozit sunt înrudite din punct de vedere chimic, așa cum se întâmplă, de exemplu, la combinarea unor rășini siliconice cu fibre de sticlă, sau a unor matrici polimerice (organice) cu fibre de armare tot organice, care conțin grupări chimice active (cum se întâmplă cu fibrele de celuloză hidratată, sau cu fibrele poliamidice aromatice etc.).

Îmbunătățirea adeziunii la interfață prin tratarea superficială a elementelor de armare

Există mai multe mijloace tehnologice de atingere a acestui obiectiv, dintre care în cele ce urmează sunt discutate două tipuri de tratamente, considerate a avea o răspândire mai mare și o utilizare mai frecventă.

A. Tratamente chimice – au ca scop modificarea chimică a suprafeței tratate; după natura procedeele folosite, se discută despre două grupe de metode:

a) Procedee oxidative – sunt aplicate pe cale *umedă* (prin tratare cu soluție apoasă acidă), pe cale *uscată* (prin încălzire în aer, în curent de oxigen sau de azot), pe cale *electrochimică* (prin oxidare anodică în soluție apoasă, acidă sau bazică) sau prin *decapare cu plasmă*; sunt utilizate masiv în cazul fibrelor lungi de bor și de carbon (mai ales cele de modul înalt, care sunt supuse unui tratament final de grafitizare); sunt preferate cele electrochimice (aplicate în medii lichide), întrucât tratamentele pe cale uscată sunt dificil de controlat; s-a constatat de exemplu că astfel de tratamente măresc de 2÷3 ori rezistența la forfecare interstrat (care depinde în mod direct de tăria legăturilor de interfață) a compozitelor armate cu fibre lungi de carbon; se obțin totodată și alte efecte pozitive, cum ar fi curățarea de impurități a suprafețelor respectivelor fibre, eliminarea straturilor superficiale slab legate de substrat și a defectelor superficiale, precum și creșterea suprafeței specifice a fibrelor tratate, încât se ajunge la creșterea adeziunii între fibre și matrice.

b) Procedee chimice speciale – se referă la introducerea la suprafața fibrelor tratate (cazul fibrelor de carbon) a unor grupări chimice active (fosforilice, aminice etc.) capabile să interacționeze în mod selectiv cu o matrice polimerică; pentru fibrele organice lipsite de poziții active la suprafață (cum sunt fibrele de polietilenă de modul înalt) se aplică tratarea cu acid cronic, sau o variantă de tratament de tip decapare cu plasmă.

B. Tratamente de finisare – înseamnă acoperirea suprafeței fibrelor cu o peliculă uniformă dintr-un material special (*agent de finisare*), pentru a le proteja în timpul manipulării și a le ușura încorporarea în matrice; contribuie totodată la creșterea performanțelor mecanice ale compozitului, dar și a rezistenței lui la umiditate.

Principalele tipuri de agenți de finisare și anumite particularități ale lor sunt prezentate în tabelul din pagina următoare; aceste materiale sunt formulate de obicei (de către producători) în mod complex, astfel încât un singur agent să îndeplinească mai multe funcții simultan (de agent de cuplare, lubrifiant, aditiv antistatic, peliculă de protecție, agent de creștere a maleabilității), simplificând etapele tehnologice parcurse la procesarea fibrelor de armare. Se poate constata că *un tratament de suprafață* aplicat unor fibre de armare va fi considerat **optim** dacă îndeplinește simultan următoarele *obiective*:

- ✓ conduce la creșterea rezistenței la forfecare a compozitului ce trebuie realizat;
- ✓ are un efect (negativ) neglijabil asupra rezistenței la întindere a fibrelor;
- ✓ poate fi controlat în mod riguros pe parcursul aplicării sale;
- ✓ necesită un timp redus de aplicare, precum și costuri relativ mici.

STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

Se poate înțelege că varianta optimă, din aceste puncte de vedere, este aproape imposibil de întâlnit în practică, încât măsurile adoptate de proiectantul unei tehnologii de tratament trebuie doar să tindă (în funcție de condițiile de lucru) la îndeplinirea în cât mai mare măsură a celor patru cerințe.

Clasificarea și funcțiile agenților de finisare

Tipul	Scopul	Exemple	Observații
Compuși peliculogeni	Protecția fibrelor pe timpul operațiilor textile.	Finisări textile (cu emulsii de poliacetat de vinil).	Aplicate prin pulverizare pe fibre de C sau SiC
Agenți de cuplare	Îmbunătățirea proprietăților mecanice.	Silani bifuncționali Complecși de crom cu acid metacrilic.	Pentru fibre de sticlă sau de silice.
Modificatori chimici	Formarea de pelicule prin reacții chimice.	SiC sau B ₄ C depuse pe fibre de bor, ca barieră de difuzie.	Fibre folosite pentru armarea matricilor metalice.
Straturi intermediare elastice	Amortizarea tensiunilor la interfață.	Elastomeri, în pelicule subțiri.	Nu au intrat în uzul comercial.

Tratamentele de finisare pot să fie de tip *temporar*, sau dintre cele cu efecte *permanente*; în acest sens, există situații în care fibrele se tratează doar pentru a obține creșterea rezistenței și manevrabilității lor, pe parcursul aplicării unor operații de tip textil (adică pentru a se realiza o structură de armare de formă complexă); la sfârșitul acestor operații și înainte de încorporarea fibrelor în matrice stratul de finisare poate fi îndepărtat, de pildă prin spălare cu un solvent, sau prin încălzirea fibrelor.

MATERIALE DE UMPLUTURĂ

Se poate înțelege că oricare fel de compozit va fi rareori format numai din constituenții săi propriu-ziși, deoarece pe lângă matrice și elementele de armare vor apărea în structura noului material și anumite faze *însoțitoare*; în anii de început ai fabricării de compozite aceste faze erau utilizate doar pentru completarea golurilor din structura globală și eventual pentru micșorarea costurilor de producție; acest efect se obține, de exemplu, prin înlocuirea unor materiale scumpe (care sunt folosite ca matrice sau ranforsant) cu materiale mai puțin pretențioase, de exemplu în acele zone din structura compozitului în care tensiunile produse prin solicitare au valori relativ mici.

În prezent, folosirea materialelor de umplutură în compozite este legată în mod direct de nivelul proprietăților fizico-mecanice care sunt dorite pentru materialul final, astfel încât reducerea costurilor de producție a devenit un obiectiv secundar; în cele mai multe cazuri **obiectivele principale** sunt:

- ✓ îmbunătățirea stabilității dimensionale;
- ✓ creșterea rezistenței la fisurare și a modulului de elasticitate;
- ✓ micșorarea coeficientului de dilatare termică;
- ✓ creșterea rezistenței la uzură și la abraziune;
- ✓ creșterea rezistenței la foc;
- ✓ modificarea caracteristicilor electrice (pentru materialele conductive sau electroizolante);
- ✓ micșorarea lungimii ciclurilor de fabricație.

Formele sub care se prezintă materialele de umplutură sunt foarte diverse (de la pulberi sau fulgi, până la bile sau fibre scurte); ele pot fi atât de natură organică, cât și anorganică, dar acestea din urmă sunt întâlnite cel mai frecvent, datorită existenței lor în cantități mari în natură și a costurilor relativ mici pe care le implică introducerea lor în structura unui compozit; exemplificările de mai jos se referă la umpluturi folosite în compozite cu matrici *polimerice*, la care aceste faze suplimentare se utilizează pe scară largă.

Materiale de umplutură de natură organică

A. Pulberea de celuloză – se obține, de exemplu, din deșeuri de masă lemnoasă (având cele mai diverse esențe) din industria hârtiei; această materie, adăugată în compozitele polimerice duce la creșterea elasticității globale, precum și a rezistenței la tracțiune și la impact; poate însă crea probleme, din cauza stabilității termice limitate, ceea ce impune măsuri speciale la procesarea compozitului.

B. Făina de lemn – preparată prin măcinare din rumeguș și așchii de lemn din esențe ușoare (pin sau molid), amestecate uneori cu coji de nuci (de exemplu atunci când se urmărește obținerea unor efecte estetice); de obicei se introduce (inclusiv pentru reducerea costurilor) în compozitele destinate industriei de mobilier sau construcțiilor de locuințe.

C. Amidonul – poate fi preparat din grâu, porumb, orez sau cartofi; se introduce în cantități limitate în materialele compozite, pentru că poate produce modificări ale texturii lor, precum și ale proprietăților fizico-mecanice.

D. Pudra de cauciuc – a fost folosită ca agent de umplură pentru materialele plastice încă de la începuturile utilizării lor ca matrice, adică din anii 1930; se prepară prin măcinare, precipitare și coagulare și se folosește sub formă de amestecuri, cu pulberi de talc sau de silice, cu scopul de a preveni aglomerarea particulelor de cauciuc.

E. Negrul de fum – este format din pulberi de carbon, fiind folosit pe scară largă la fabricarea anvelopelor din cauciuc; se introduce, de exemplu, în structura compozitelor polimerice care trebuie să aibă proprietăți izolatoare, pentru a li se asigura o minimă conductivitate electrică, dar și pentru prevenirea acumulărilor de electricitate statică.

Materiale de umplură de natură anorganică

A. Silicea (dioxidul de siliciu) – material existent din belșug în natură (probabil că este chiar cel mai răspândit), folosit ca umplură sub forme diverse - *cristalină* (provenită din cuarț sau silex, deci imprimând calități abrazive), *amorfă* (obținută din roci de natură vulcanică; conferă rezistență la coroziune) sau *precipitată* (de tip Aerosil sau Silicagel; se introduce de obicei în structura cauciucului, pentru creșterea durtății, rezistenței la abraziune și a punctului de înmuiere). Mai poate fi întâlnită sub formă de *diatomit* – numit și kieselgur, sau pământ cu infuzori, acest material este foarte poros, având calități bune de absorbant. Toate aceste tipuri de umpluturi sunt rezistente la temperatură și la agenți chimici, având și proprietăți electroizolante și de conductivitate termică.

B. Talcul – acest mineral are în mod natural structură lamelară și conferă compozitului calități de impermeabilitate (încât este folosit în industria lacurilor și a vopselelor), precum și un caracter slab bazic, producând efecte pozitive în medii industriale acide; introdus în compozitele polimerice (față de care are și o bună compatibilitate) conduce la creșterea rigidității lor, a proprietăților de izolatori electrici, precum și a rezistenței la abraziune, la absorbție de apă și la căldură; poate însă produce o scădere a rezistenței la impact și la fisurare a materialului compus.

C. Mica – aluminosilicat natural, cu peste 100 de varietăți, având proprietăți mecanice bune (dar duritate foarte scăzută), coeficient mic de dilatare termică, dar și valori ridicate de conductivitate și de rezistență termică, proprietăți dielectrice foarte bune, rezistență chimică bună, solubilitate mică în apă și coeficient de fricțiune de valori reduse. În calitate de agent de umplură are multe *avantaje*, întrucât contribuie la obținerea unor compozite cu rigiditate mare – inclusiv la temperaturi ridicate, contracție scăzută, stabilitate dimensională foarte bună la căldură și la umiditate, conductivitate termică și rezistență la radiații, proprietăți dielectrice și anti-abrazive, în condițiile unor costuri de fabricare relativ mici. Există și *dezavantaje* ale umpluturilor de mică din compozite: prezența lor poate scădea alungirea globală la rupere, crescând densitatea, rugozitatea suprafețelor, precum și temperaturile de prelucrare (în special pentru matrici polimerice de tip termoplastice).

D. Silicații de aluminiu (de tip caolin sau argilă calcinată) – cresc rigiditatea, dar în anumite cazuri pot avea și efecte estetice, de exemplu conferind luciu suprafețelor compozitului, reducând asperitățile acestora.

E. Azbestul – utilizat sub formă de fibre sau de fulgi, crește proprietățile mecanice și de fricțiune, rezistența chimică și termică, precum și stabilitatea dimensională a compozitului; de obicei duce la creșterea densității materialului final, la scăderea rezistenței la impact și a prelucrabilității lui; are efecte nocive asupra sănătății oamenilor, în cazul inhalării de particule de azbest dispersate în atmosferă, încât în multe țări utilizarea industrială a azbestului a fost sever reglementată.

F. Carbonatul de calciu natural – folosit sub două forme principale, de cretă și de calcit; conduce la îmbunătățirea proprietăților globale de elasticitate, precum și a ductilității și a prelucrabilității mecanice a compozitelor cu matrice polimerică.

G. Carbonatul de calciu și magneziu (dolomita sau magnezita) – micșorează rigiditatea și fragilitatea compozitului polimeric în care este introdus, dar poate să afecteze proprietățile mecanice globale, în special tenacitatea și rezistența la impact.

H. Sulfatul de bariu natural (barita) – praf alb, folosit în mod obișnuit în calitate de pigment pentru zugrăveli; are stabilitate mare la lumină, temperatură și agenți atmosferici și chimici; se folosește mult și frecvent ca material de umplură în compozite pe bază de cauciuc și de mase plastice.

I. Microsfere de sticlă – acestea au dimensiuni foarte mici, de ordinul unor zecimi sau sutimi de milimetru; conduc de regulă la creșterea rigidității și a rezistenței la fisurare, fără să afecteze prea mult celelalte proprietăți mecanice ale compozitelor polimerice în care sunt introduse; în plus, cresc rezistența la foc, dar și proprietățile termice ale materialelor compuse respective.

J. Fulgi și fibre metalice scurte – se folosesc de obicei în structura compozitelor care trebuie să aibă proprietăți electro-conducătoare sau electro-magnetice și care sunt folosite în industria electronică și electro-tehnică, în aparatura din tehnica de calcul sau în echipamentele din telecomunicații; dacă este vorba despre fulgi (de aluminiu, oțel, cupru sau aliaje de zinc), trebuie spus că aceștia au dimensiuni între 10 μ m și 50 μ m, putând fi folosiți uneori drept pigmenți, sau în scopuri decorative.

4. FIBRE DE ARMARE ȘI COMPOZITE ARMATE CU FIBRE

Clasificarea compozitelor cu fibre

1. Cu **matrici polimerice** – de obicei din categoria *rășini* - termorigide (epoxidice, poliimide sau poliesterice) sau termoplastice – armate în modul cel mai frecvent cu *fibre* de sticlă, de carbon, de bor sau aramidice (Kevlar), cu *monocristale ceramice* sau, relativ recent, cu *fibre metalice* sau *ceramice*; sunt folosite mai ales în aplicații care presupun temperaturi relativ joase de lucru (ajungând, în mod excepțional, pentru termoplastice fabricate prin injecție, la nivelul maxim de 400°C).
2. Cu **matrici metalice** – cel mai frecvent acestea se bazează pe aliaje de aluminiu, magneziu, titan sau cupru, în care se introduc fibre de bor, de carbon (grafit) sau ceramice (de obicei de alumină sau carbură de siliciu); temperatura de lucru (uzual de cel mult 800°C) a acestor compozite este limitată de nivelul punctului de înmuiere sau de topire care caracterizează matricea; pentru aplicații la temperaturi mari se folosesc ca matrice aliaje pe bază de nichel sau superaliaje; acestea au dezavantajul unor greutatea specifice mari, crescând masivitatea structurii finale.
3. Cu **matrici ceramice** – au fost dezvoltate în mod special pentru aplicațiile cu temperaturi foarte ridicate de lucru (peste 1000°C); cele mai utilizate materiale de bază sunt carbura de siliciu (SiC), alumina (Al₂O₃) și sticla, iar fibrele de armare uzuale sunt tot de natură ceramică (de obicei sub formă de fibre discontinue, foarte scurte).
4. Compozite “**carbon-carbon**” – cu matrice de carbon sau de grafit și armare cu fibre sau țesături de fibre de grafit; sunt foarte scumpe, dar și incomparabile cu alte materiale prin rezistența la temperaturi înalte (de până la 3000°C), cuplată cu o densitate mică și un coeficient mic de dilatare termică.

Cele mai utilizate sunt compozitele armate cu fibre **lungi** (de obicei din carbon, bor, sticlă, alumină sau carbură de siliciu), numite **unidireționale**; aceste materiale compuse manifestă o puternică *anizotropie* a proprietăților fizico-mecanice, iar proprietățile cele mai performante se realizează pe direcția armării.

Particularități ale elementelor de armare sub formă de fibre

Diferitele variante de fibre sunt, așadar, cele mai răspândite elemente de adaos pentru fabricarea compozitelor, încât se produc și se comercializează de către firme specializate, în gamă extrem de largă de forme și de dimensiuni. În principiu sunt foarte subțiri, adică au secțiuni transversale de foarte mici dimensiuni, astfel încât proprietățile lor mecanice (atunci când sunt testate individual) au valori competitive numai la solicitarea de tracțiune; pe de altă parte este important de remarcat că diametrul lor mic duce la micșorarea numărului defectelor de structură în material, astfel încât performanțele lor de rezistență și de rigiditate (atunci când sunt solicitate la întindere) se dovedesc de obicei a fi mult mai bune, față de ale materialului respectiv sub formă de bloc.

Se admite că, pentru compozitele fabricate în mod curent, conținutul volumic de fibre este de maximum 30% – dacă se folosesc fibre discontinue, dar poate ajunge până la 60% (valoare destul de obișnuită), sau chiar 80% – la armarea cu fibre lungi; compozitele din această clasă au proprietăți mecanice care sunt considerate *omogene* – pentru armarea cu fibre discontinue dispuse aleator, respectiv *neomogene* – dacă fibrele sunt orientate selectiv.

Proprietăți tipice ale unor materiale sub formă de fibre lungi

	Sticlă E	Sticlă S	Kevlar	Bor	SiC	Al ₂ O ₃
R [GPa]	3,5	4,5	3,8	3,3÷3,6	4,1	1,7÷3,0
E [GPa]	72	86	130	365÷415	400	380
ρ [g/cm ³]	2,5	2,5	1,5	2,1÷3,0	3,0	3,7

Fibrele de interes tehnologic sunt caracterizate, ca regulă generală, prin *valori specifice* ridicate ale proprietăților de rigiditate (E/ρ) și de rezistență mecanică (σ/ρ); tabelul de mai sus prezintă valorile tipice ale rezistenței la tracțiune **R**, ale modulului longitudinal de elasticitate **E** și ale densității ρ , pentru fibrele lungi realizate din câteva materiale uzuale.

Categorii de metode pentru fabricarea fibrelor

Au fost dezvoltate tehnici de fabricare foarte diverse, dar care se pot încadra, după principiul pe care se bazează, în trei categorii mari:

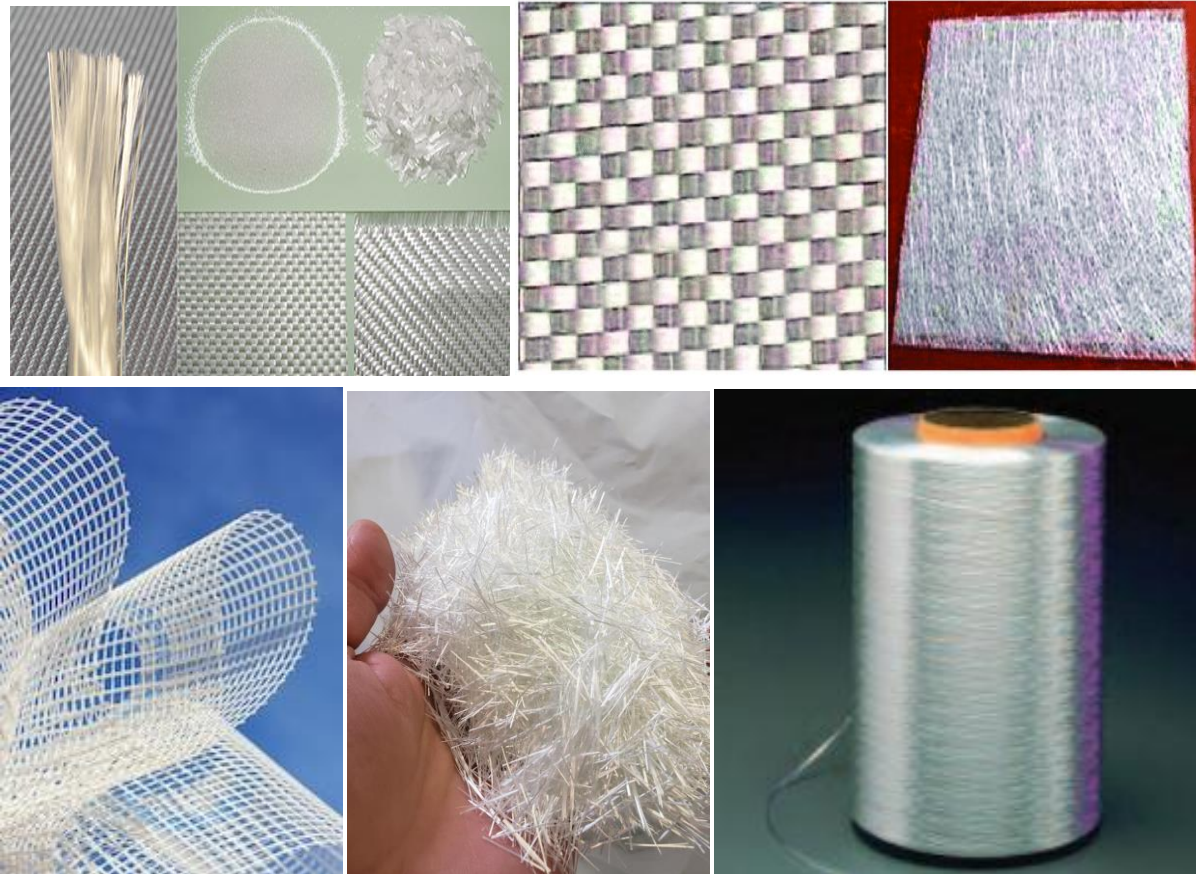
1. Metode de **tragere din topitură** – sunt folosite, ca exemplificare tipică, pentru mai mult de jumătate dintre fibrele de sticlă sau de alumină-silice; ca variantă, datorită caracterului specific al stării topite a metalelor, pentru fibrele scurte din aliaje metalice amorfe se folosește *extracția* din topitură.
2. Metode de **transformare în stare solidă** – reprezintă metodele de bază pentru obținerea unor categorii speciale de fibre, așa cum sunt cele de carbon, carbură de siliciu, alumină-silice sau oxid de zirconiu; au ca element de pornire un *material precursor* prelucrat sub formă de fibre și care este transformat, printr-un tratament termic sau termo-chimic, în materialul dorit.
3. Metode de **creștere din stare de vapori** – sunt tehnici foarte pretențioase, utilizate pentru producerea fibrelor foarte scurte (monocristaline) sau a celor continue (monofilament), acestea din urmă fiind formate prin depunerea materialului final pe niște fibre-suport inițiale.

Fiecare dintre aceste categorii de metode prezintă avantaje, dar și puncte slabe, iar acestea trebuie avute în vedere la alegerea tehnologiei potrivite într-un anumit proces, dar și pentru perfecționarea metodelor existente; de exemplu, tragerea din topitură este foarte ieftină, dar conduce la obținerea unor fibre inferioare din punct de vedere calitativ; de partea cealaltă, metodele de creștere din stare de vapori permit realizarea unor fibre de calitate excepțională, dar care sunt foarte scumpe.

Materiale sub formă de fibre utilizate la fabricarea compozitelor

A. Fibrele de sticlă

Fibrele din această clasă sunt produse pe scară largă și în multe sortimente, care sunt simbolizate prin litere mari – sticlă E, A, C, D, S etc.; acestea sunt diferențiate între ele prin proporția compușilor oxidici care se află în compoziția lor, printre care majoritar (55÷73%) se află mereu bioxidul de siliciu (SiO_2).



Aspectul unor fibre și al unor țesături din fibre de sticlă

Se consideră că cele mai importante pentru fabricarea compozitelor sunt următoarele sortimente de sticlă:

Sticla C – are rezistență *chimică* remarcabilă, fiind indicată pentru compozitele care trebuie să lucreze în medii agresive.

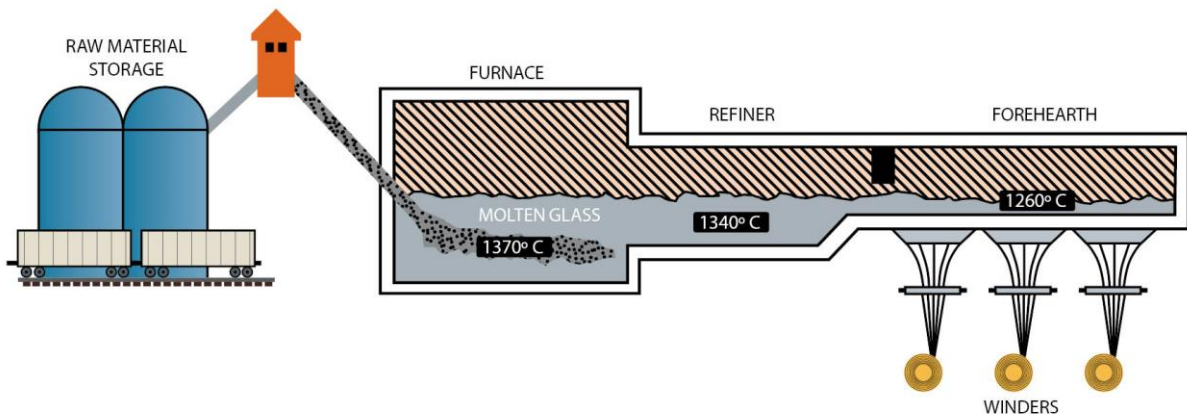
Sticla D – are un conținut ridicat de SiO_2 , care îi conferă densitate mică, rezistență termică bună, calități *dielectrice* foarte bune (apropiate de cele ale siliceii); este mult folosită în industria de componente electronice.

Sticla E – este caracterizată prin prelucrabilitate foarte bună, rezistență mecanică mare, proprietăți *electro-izolante* și stabilitate în condiții de umiditate; este vulnerabilă și se poate degrada în medii puternic alcaline sau acide.

Sticla denumită codificat **S** (în varianta nord-americană), respectiv **R** (în varianta vest-europeană) – are cele mai bune performanțe mecanice dintre toate sortimentele

(inclusiv la temperaturi ridicate, de până la 750°C), datorită conținutului de silicați de Al și Mg; se folosește pe scară largă, în combinație cu matrici polimerice, în aplicații industriale din domeniile aeronautic și militar.

Ca material, sticla era cunoscută încă din antichitate (se pare că etruscii au folosit-o primii, cel puțin pe teritoriul european), dar răspândirea ei ca material structural s-a produs în secolul XVII, cu o utilizare mereu mai largă, până la extinderea la scară globală din secolul trecut; se consideră că fabricarea și comercializarea fibrelor de sticlă au început în anul 1931, având legătură cu folosirea lor pentru producerea de izolații electrice pentru temperaturi ridicate; după un deceniu, în 1943, un compozit din rășină epoxidică și fibre de sticlă s-a utilizat prima oară la construcția fuselajului unui avion de luptă.



Schematizarea unei instalații pentru fabricarea fibrelor lungi de sticlă.

Fibrele din această largă categorie au reprezentat cel mai utilizat material de ranforsare, la începutul fabricării plasticilor armate; a fost o etapă de pionierat, în cursul căreia a fost dovedit că ele pot înlocui cu succes metalele în aplicații ingineresti de mare performanță; situația se menține și în prezent pentru polimerii armați cu fibre de sticlă (în pofida evoluției spectaculoase a fibrelor aramidice, sau a celor de carbon), care încă au o pondere de peste patru cincimi din piața compozitelor cu matrice polimerică; potrivit unor estimări, acceptate și citate pe scară largă, 85% din fibrele de sticlă produse în lume în fiecare an se folosesc la armarea maselor plastice.

Calitățile principale ale fibrelor de sticlă explică și contribuie pe deplin la supremația lor pe piața compozitelor: au rezistență foarte bună la tracțiune (între 3.4 și 4.6 GPa), dar și la compresiune și solicitări prin șoc, stabilitate dimensională, rezistență la coroziune; sunt maleabile și relativ ușor de prelucrat sub formă de împletituri; au rezistență specifică (σ/γ) foarte competitivă (pentru că au densitate mică, de aproximativ 2,5g/cm³), preț scăzut față de alte fibre, plus o mare varietate a formelor de prezentare; pentru multe aplicații este important și faptul că nu sunt higroscopice (nu absorb apă din mediul de lucru), nu putrezesc și nu ard, ceea ce însă le face greu de degradat (adică de eliminat din mediul înconjurător), atunci când ajung în stare de deșeuri.

Utilizarea lor atât de răspândită se explică și prin accesibilitatea evidentă a materiilor prime pentru fabricarea sticlei – în principiu este vorba despre nisip (una dintre cele mai abundente

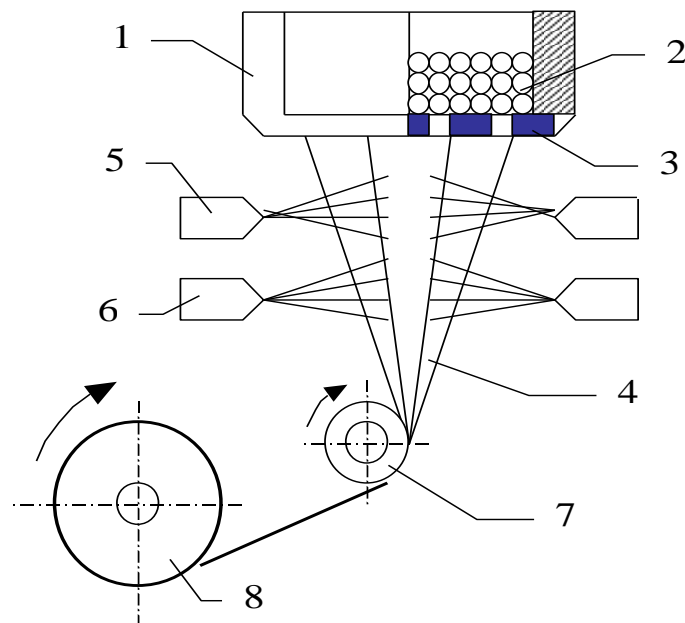
resurse naturale), calcar, acid boric și fondanți (astfel că producerea lor nu depinde de petrol și nici de chimia petrolului!); prin diverse variante și proporții de combinare a acestor ingrediente se ajunge la obținerea diverselor sortimente de sticlă, având o gamă extinsă de proprietăți fizice și mecanice.

Fabricarea industrială a fibrelor de sticlă

Cea mai importantă metodă de obținere a fibrelor de sticlă este *tragerea din topitură*; are la bază faptul că, la temperaturi peste cea de tranziție, sticla devine fluidă și poate fi trasă, printr-o filieră specială (fabricată de obicei din aliaj de platină și rodiu), în



fire de lungimi și de grosimi diferite; în general, diametrul fibrelor astfel obținute este cuprins între 0,8 și 19 μm și poate fi controlat prin temperatura la care se află topitura de sticlă, precum și prin viscozitatea acesteia.



Instalație de tragere din topitură a sticlei: 1 – cuptor; 2 – bile de sticlă; 3 – filieră; 4 – filamente; 5 – sistem de răcire; 6 – sistem de tratare chimică; 7 – dispozitiv de asamblare a filamentelor; 8 – dispozitiv de bobinare a fibrelor.

De pe schema de mai sus trebuie observat inclusiv faptul că, așa cum se întâmplă pentru multe alte tipuri de fibre, indiferent de forma lor de prezentare, după fabricarea propriu-zisă fibrele de

sticlă sunt supuse unor **tratamente de finisare**: pe suprafața lor se aplică anumite substanțe, foarte diferite ca natură și efecte (tocmai datorită mulțimii de aplicații comerciale), având în general următoarele denumiri și funcțiuni:

- *polimeri peliculogeni* – pentru asigurarea protecției anticorozive a fibrelor;
- *lubrifianți* – pentru micșorarea frecărilor și a uzurii în procesele mecanice în care vor fi implicate pe parcursul utilizării;
- *agenți de cuplare* – pentru creșterea compatibilității fibrelor cu matricea;
- *aditivi antistatici* – pentru micșorarea încărcărilor electrostatice.

Desigur că utilizarea ca elemente de armare a fibrelor de sticlă are și anumite **limitări**: ele au rigiditate relativ mică (modulul lor de elasticitate este la nivelul aluminiului), punct de topire relativ scăzut, rezistență mică la oboseală, conductivitate (electrică și termică) de nivel redus, degradare rapidă a proprietăților mecanice, atunci când trebuie să lucreze în condiții severe de umiditate și temperatură.

Se apreciază că fibrele de sticlă sunt recomandabile pentru compozite de *performanțe joase*, până la *medii*, folosite de obicei în aplicații considerate *necritice*, precum la instalații de filtrare, diverse tipuri de conducte, izolatori electrici și termici, componente pentru vehicule (inclusiv în aplicații din domeniul militar sau aero-spațial, în care primează rezistența specifică mare).

Pe de altă parte, dacă sunt introduse în structura unor compozite (cu matrice polimerică) de la care se așteaptă *rigiditate* mare, atunci sunt combinate (adică se realizează o armare **hibridă**) cu fibre mai rigide, așa cum sunt cele de carbon, bor sau Kevlar; există și o altă variantă practică pentru atingerea acestui scop – folosirea compozitului în structuri de tip *sandwich*, în care compozitul pe bază de fibre de sticlă alternează cu straturi din metal, lemn sau chiar din hârtie impregnată.

De aceeași natură cu fibrele de sticlă sunt **fibrele de silice**, particularizate printr-un conținut mult mai mare (între 96% și 98%) de SiO_2 , precum și **fibrele de cuarț**, care se produc din cristale de silice cu grad înalt de puritate (ajungând la 99,95% SiO_2); ambele tipuri se evidențiază prin valori ale densității mai mici decât cea a sticlei (2,2 față de 2,5 g/cm^3), prin insensibilitate la umezeală, precum și prin rezistențe remarcabile la agenți chimici.

Rezistența *meccanică* a fibrelor de **silice** depinde de procedeul tehnologic prin care sunt obținute și de dimensiunea lor transversală, dar are în general valori *mediocre*, care descresc și mai mult atunci când crește temperatura de lucru.

Fibrele de **cuarț** au rezistență *foarte bună* la tracțiune, comparabilă cu a fibrelor de sticlă, iar modulul lor de elasticitate (situat între 70 și 120 GPa, în funcție de diametru) este chiar ceva mai ridicat decât al acelorora; trebuie remarcat că au rezistența mecanică specifică (σ/γ) de valoarea cea mai mare dintre toate tipurile de fibre care rezistă la temperaturi înalte, inclusiv cele de alumină sau de carbură de siliciu!

Fibrele de **cuarț** sunt apreciate și pentru că au rezistivitate înaltă și *cele mai bune proprietăți dielectrice* dintre fibrele uzuale de armare, încât și-au găsit numeroase aplicații în domenii de

vârf ale tehnicii, precum industria aeronautică (un exemplu spectaculos este folosirea lor în structura învelișului exterior al avioanelor care sunt „invizibile” pentru radare – cunoscute sub denumirea de Stealth).

Datorită purității lor (care le determină și prețul relativ mare, în comparație cu fibrele de sticlă de tip E și S), au rezistență foarte bună la radiații (în schimb sunt *transparente* la undele radio, precum și la radiații ultraviolete și ionizante) și la temperaturi înalte (ajungând până la 1050°C); aceste fibre au și stabilitate dimensională remarcabilă, datorită coeficientului mic de dilatare termică, care are *aceleași valori* în direcție radială și axială, încât au și rezistență mare la șocuri termice.

În fine, fibrele de cuarț mai prezintă avantajul că se pot folosi, pentru fabricarea de compozite, în combinație cu orice tip de rășină, precum și cu o serie de materiale ceramice, iar compatibilitatea lor cu acestea poate fi încă îmbunătățită, dacă fibrele sunt tratate cu un agent de cuplare de tip silanic.

Aspecte privind proprietățile ablativă ale unor materiale

În contextul calităților cu totul particulare ale fibrelor de cuarț, este potrivit să se discute și despre noțiunea de *ablațiune* – fenomenul de autoreglare a unor procese de transfer de căldură și de masă, în care căldura ce apare într-un anumit volum de material este evacuată prin topirea, vaporizarea sau descompunerea stratului superficial al materialului respectiv; pe acest fenomen se bazează, de exemplu, *protecția termică* a navetelor spațiale la reintrarea în atmosfera terestră, sau fabricarea ajutărilor de la motoarele de rachetă; principiul este folosirea căldurii latente de modificare a stării fizice a materialului ablativ, în condițiile menținerii geometriei inițiale a suprafețelor făcute din acel material.

Sticla de cuarț, precum și o parte dintre rășinile folosite pentru a o îngloba, în calitate de matrice au comportări excelente la ablațiune, pentru că absorb o cantitate mare de căldură la trecerea în faza de fluid vâscos, în procesul de vaporizare, respectiv în reacțiile de degradare chimică; de exemplu fibrele denumite comercial Astroquartz încep să se înmoaie la 1300°C și să se volatilizeze la 2000°C; cele mai utilizate materiale ablativă sunt compozite cu matrice polimerică (rășini fenolice, epoxidice, poliamidice) armate cu fibre de cuarț sau de carbon, sau materiale ceramice *poroase*, impregnate cu substanțe organice din categoria rășinilor.

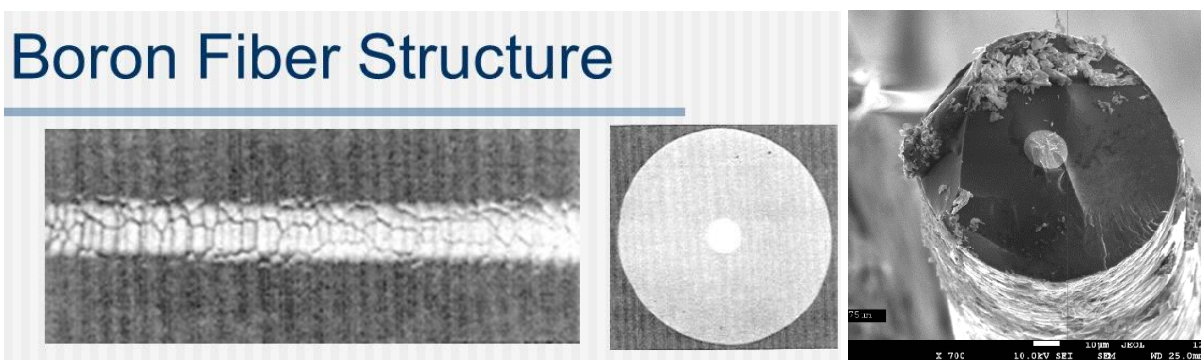
B. Fibrele de bor

Borul este elementul chimic cu numărul atomic 5, primul din grupa a 3-a principală în sistemul periodic al elementelor, vecin cu aluminiul și trivalent, ca și el. Este un nemetal (de fapt *metaloïd*, la fel cu carbonul sau fosforul) solid, dur și închis la culoare, înrudit ca proprietăți cu carbonul și siliciul. Are conductivitate electrică de tip semiconductor și se găsește în natură sub formă de combinații, inclusiv în structura unor plante tehnice, de felul bumbacului. În stare pură se prezintă sub formă de cristale negre-cenușii, foarte dure (9,5 pe scara Mohs), cu punctul de topire 2300°C și punctul de fierbere 2550°C.

În stare naturală există în 2 stări alotropice: cristalizat (densitate 2,54 g/cm³) și amorf (2.45 g/cm³). Este nereactiv față de apă și aer, iar la încălzire manifestă o activitate chimică înaltă – reacționează cu clorul (la 400°C), cu bromul (la 700°C) și cu azotul (la peste 900°C);

formează compuși importanți în tehnică, precum carbura de bor, material ceramic dintre cele mai dure (depășește carburile de wolfram sau siliciu), fiind din acest motiv folosită la fabricarea sculelor abrazive.

Deși în prezent nu sunt folosite industrial pe scară largă (întrucât au un preț ridicat), **fibrele de bor** sunt considerate foarte potrivite pentru aplicații care presupun rigidizări *locale*, pentru că au proprietăți excelente de rezistență (inclusiv la comprimare – situație foarte rară pentru fibrele de armare) și de rigiditate (sunt clasificate printre fibrele de armare de modul înalt); se mai caracterizează prin duritate mare (depășind pe a corindonului), rezistență mare la factorii de mediu, precum și prin punct înalt de topire (care le permite să fie înglobate, fără a pierde din calitate, în matrici metalice aduse în stare lichidă).



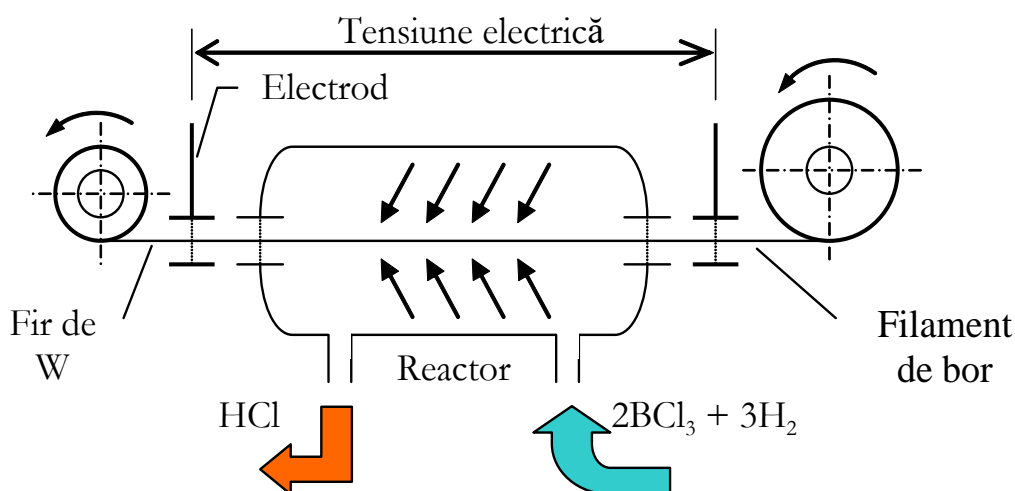
Imaginile de mai sus reprezintă aspectul foto-microscopic al unei fibre de bor, privită din lateral, respectiv într-o tăietură transversală; se observă nodulii de pe suprafața fibrei, orientați în lungul axei sale, ca efect al particularităților procesului de fabricare.

Obținute pentru prima oară la firma nord-americană Texaco, în 1959, fibrele lungi de bor au reprezentat cel dintâi material de armare pentru compozite de mare performanță; fabricarea lor a avut o evoluție spectaculoasă după anul 1970, iar aceasta a fost impusă de necesitățile industriei aeronautice (care le folosește mai ales în combinație cu matrici din rășini epoxidice) și ale celei de tehnică militară, pentru care costul lor ridicat nu reprezintă un impediment.

Problema cea mai mare a fibrelor de bor este că sunt *foarte fragile*, astfel încât nu pot fi fabricate prin tragere din topitură; varianta de obținere cea mai eficientă ca preț și ca realizare tehnică este **depunerea borului din fază de vapori** (ca în figura de mai jos), folosindu-se un suport dintr-un alt material; pe măsură ce firul *precursor* traversează reactorul, diametrul fibrei fabricate crește, ajungând în final să măsoare între 100 și 200 μ m, în funcție de viteza de deplasare stabilită pentru fir; la ieșirea din incintă, fibra de bor este înfășurată pe un dispozitiv de bobinare. Trebuie precizat că randamentul reacției de depunere a borului este foarte mic, făcând necesare măsuri speciale pentru recuperarea clorurii de bor care rămâne neutilizată.

Alegerea *materialului-suport* pentru depunerea borului este o chestiune sensibilă și restrictivă, pentru că acel material trebuie să aibă câteva proprietăți bine precizate – să fie refractar, să-și mențină caracteristicile mecanice la temperaturi mari de lucru, să fie compatibil din punct de vedere fizic și chimic cu borul, să nu fie atacat de amestecul de gaze din reactor și (dacă se poate) să fie relativ accesibil (inclusiv ca preț).

Varianta clasică folosește ca suport un fir incandescent din *wolfram* (caz în care fibrele obținute sunt simbolizate B/W), cu diametrul tipizat de $12,5\mu\text{m}$, adus la temperatura de 1200°C ; acest metal are temperatură mare de topire și rezistență mecanică suficientă la temperatura de depunere, dar prezintă și câteva dezavantaje importante – densitate relativ mare ($19,3\text{ g/cm}^3$), expansiune volumică semnificativă în timpul procesului de depunere, reacție intensă cu borul și cost ridicat. Din aceste motive se preferă folosirea pentru depunerea borului a unor filamente (cu diametrul de $33\mu\text{m}$) de *carbon* (adică fibre B/C), cu dezavantajul unor fibre de bor ceva mai groase decât cele depuse pe wolfram.



Instalație de obținere a fibrelor de bor.

Fibrele de bor au **compatibilitate foarte bună** cu matricile *polimerice*, dar sunt puțin compatibile cu cele metalice (de obicei aliaje de titan sau de aluminiu), pentru că la interfața cu acestea se produc, mai ales la temperaturi ridicate, fenomene de difuzie și interacțiuni chimice; se formează astfel în zonele de interfață straturi fragile de săruri (boruri), care vor avea grosimi crescătoare în timp, micșorând adeziunea interfacială; ca urmare, fibrele trebuie să fie acoperite, înainte de introducerea în matrice, cu un strat protector de nitrură ori carbură de bor, sau de carbură de siliciu. Aceste straturi au rol de bariere de difuzie, precum și de îmbunătățire a caracteristicilor mecanice și a rezistenței la temperatură; dintre variantele practice foarte cunoscute sunt fibrele de bor acoperite cu carbură de siliciu (denumite comercial Borsic) produse de firma nord-americană United Aircraft.

În starea de livrare de după fabricare fibrele continue de bor au în mod tipic diametre de 100, 140 sau $200\mu\text{m}$ și densitate mică - de $2,6\text{ g/cm}^3$ (pentru B/W), respectiv $2,3\text{ g/cm}^3$ (pentru B/C); comportarea tipică la solicitări este **fragilă** (ruperea lor are loc în domeniul deformațiilor elastice), dar au proprietăți mecanice foarte bune: rezistență la tracțiune între 4 și 7 GPa și modul de elasticitate între 400 și 420 GPa; au rezistență mare la comprimare și la oboseală, valori joase de conductivitate și dilatare termică, iar calitățile mecanice li se mențin până la temperaturi de 500°C (și chiar 700°C , pentru sortimentul Borsic).

Trebuie amintite și câteva **dezavantaje** importante ale lor: cost mare (cam cu un ordin de mărime peste al fibrelor de carbon), fragilitate și duritate de valori ridicate (de unde o rezistență

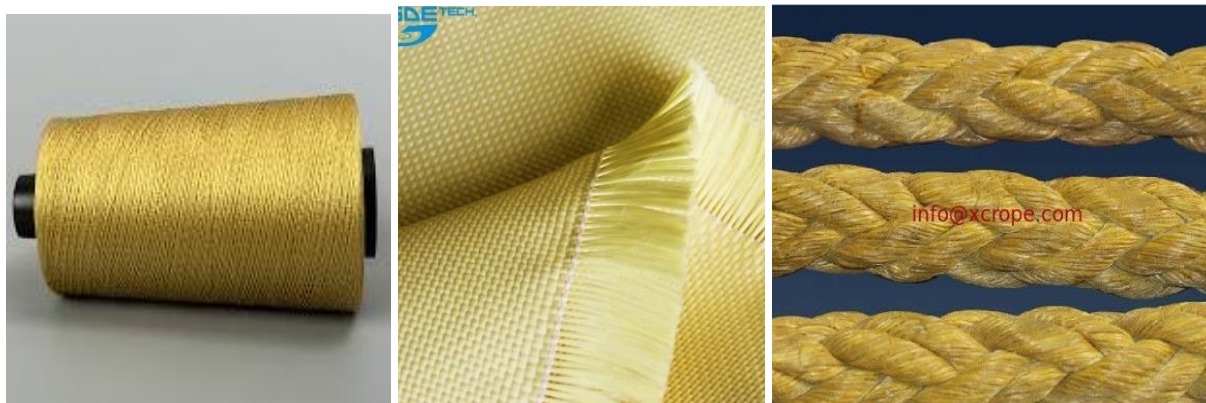
mică la lovire, dar și necesitatea de a fi prelucrate cu instrumente speciale), flexibilitate mică (datorită modulului mare de elasticitate) – combinată cu diametrul relativ mare al fibrelor, aceasta face dificilă realizarea unor eventuale armături din fibre împletite.

Unele dintre aceste dezavantaje sunt de obicei contracarate prin combinarea fibrelor de bor cu fibre mai flexibile și mai puțin costisitoare - de carbon sau de sticlă, obținându-se astfel compozite (denumite *hibride*) care au un raport mai avantajos între performanțe și costuri. Se mai practică înlocuirea într-un compozit a fibrelor de sticlă, într-o proporție mică, cu fibre de bor (ranforsare *selectivă*); se îmbunătățesc astfel semnificativ caracteristicile mecanice ale materialului global, fără o creștere exagerată a prețului.

Compozitele cu fibre de bor sunt folosite intens în construcția aeronavelor civile sau militare (o aplicație tipică a lor este la fabricarea palelor de elice pentru elicoptere), dar este importantă și utilizarea lor în structura unor echipamente din domeniul sportului, precum rachetele de tenis sau undițele de pescuit.

C. Fibrele aramidice

Această noțiune reprezintă un termen generic pentru *fibrele poliamidice aromatice*, iar cele mai cunoscute (produse începând din anii '70, ca marcă a firmei nord-americane Du Pont) au denumirea comercială de **Kevlar**, fiind considerate cele dintâi fibre *organice* pentru ranforsarea compozitelor de mare performanță; aceste fibre prezintă valori înalte de rezistență (limita de rupere la tracțiune este 3,5GPa) și rigiditate *specifică*, explicabile prin densitatea foarte mică ($1,44 \text{ g/cm}^3$) – reprezentând 60%, respectiv 80% din cea a fibrelor de sticlă și de carbon; mai au alungire la rupere scăzută (față de alte fibre organice), tenacitate excepțională, coeficient redus de dilatare termică, rezistență mare la flacără și la temperaturi ridicate, precum și la solvenți organici, carburanți și lubrifianți.



Aspectul unor fibre, țesături și împletituri din fibre aramidice.

Aceste fibre nu se topesc, dar se *descompun* la aproximativ 500°C ; au calități dielectrice și de amortizare a vibrațiilor, flexibilitate mulțumitoare, rezistență excepțională la oboseală și la uzură, nu sunt conductive și nu intră în reacții de tip galvanic cu metalele; folosirea lor ca elemente de armare este limitată doar de rezistența mică la compresiune și de valorile mari ale absorbției de umezeală.

STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

Pot fi întâlnite sub forme diverse și în combinație cu tipuri diferite de materiale polimerice, încât gama compozitelor armate cu fibre aramidice este largă, inclusiv unele cu armare *hibridă*, de exemplu în combinație cu fibre de carbon.

Tenacitatea deosebită a fibrelor face necesară utilizarea unor scule speciale (de obicei cu părțile așchietoare diamantate) pentru tăierea țesăturilor și pentru prelucrarea compozitelor aramidice, ceea ce crește costurile lor de punere în operă.



Exemple de utilizări ale fibrelor și ale compozitelor armate cu fibre aramidice.

La început aceste compozite s-au folosit pentru scăderea greutății unor structuri (avioane, elicoptere, rachete); în prezent este vorba mai ales despre compozite de mare performanță, folosite în tehnica aerospațială sau militară (fabricarea de căști, veste antiglonț sau blindaje pentru nave și avioane); pe măsură ce prețul lor nu mai este prohibitiv, compozitele cu fibre aramidice sunt întâlnite în părți constructive din echipamente sportive și de agrement și în industria automobilelor (cordaje pentru anvelope, curele de transmisie, furtunuri etc.); datorită stabilității și proprietăților bune de fricțiune la temperaturi înalte, se folosesc și la fabricarea unor elemente din dispozitivele de frânare sau de fixare.

D. Fibrele de carbon

Au fost prima dată produse industrial în anul 1959, la firma nord-americană Union Carbide Corporation; ca materiale de armare sunt produse și comercializate în multe variante, având o gamă largă de valori ale rezistenței și rigidității mecanice, valori care depind în bună măsură de temperatura la care se procesează fibrele:



- ⇒ **Fibrele de carbon** (cu un conținut de peste 80% C) se obțin la temperaturi între 1200 și 1500°C, au rezistențe la tracțiune de 2.7÷3.7 GPa și un modul de elasticitate de aprox. 230GPa (oțelurile de duritate medie au acest modul situat cam la 210GPa).
- ⇒ La temperaturi de fabricare mult mai înalte, cuprinse între 2000 și 3000°C, se obțin **fibrele de grafit** (conținând 99% C), care au modul de elasticitate și mai ridicat - denumit *ultraînalt* (depășește 500 GPa), dar rezistență la tracțiune ceva mai mică (valoarea tipică este de aproximativ 1.7 GPa).

Pe lângă proprietățile mecanice foarte bune, fibrele de carbon (denumire generică, pentru toate categoriile) au și alte **avantaje** importante: densitate mică (1.7÷1.9 g/cm³), stabilitate și rezistență foarte bună la temperaturi ridicate (în absența atmosferei oxidante) și la agenți chimici, dilatare termică redusă, flexibilitate deosebită (sunt ușor de împletit ca țesături), conductivitate termică, precum și o bună compatibilitate chimică cu matrici de natură organică.



Fibrele sunt extrem de fine (diametrele lor tipice se cuprind între 5 și 7 microni, cam a zecea parte din grosimea unui fir de păr, așa cum arată imaginea alăturată), astfel încât sunt produse sub formă de mănunchiuri (denumite tows sau yarns) de câte 1000 de filamente (simbolizate **1k**), care însă pot fi și mult mai cuprinzătoare, fiind adică simbolizate **3k**, **6k**, **12k**, **24k**, **50k** și chiar cu numere mai mari.



La avantajele menționate mai sus se adaugă posibilitatea folosirii - pentru obținerea acestor fibre - a unei game largi de materii prime (denumite **precursori**), care pot fi materiale *în stare solidă* - precum cărbunii sau fibrele organice, *lichidă* - adică petrol sau uleiuri aromatice, sau chiar *gazoasă* - din clasa hidrocarburilor; desigur că toate aceste materiale inițiale - inclusiv cele care nu sunt în mod natural în stare solidă - trebuie mai întâi să fie aduse, prin aplicarea unor

tehnici speciale, la forma de filamente continue, fiind apoi transformate în carbon prin aplicarea unor procese de fabricare corespunzătoare scopului final.



Exemple de aplicații ale compozitelor armate cu fibre lungi de carbon.

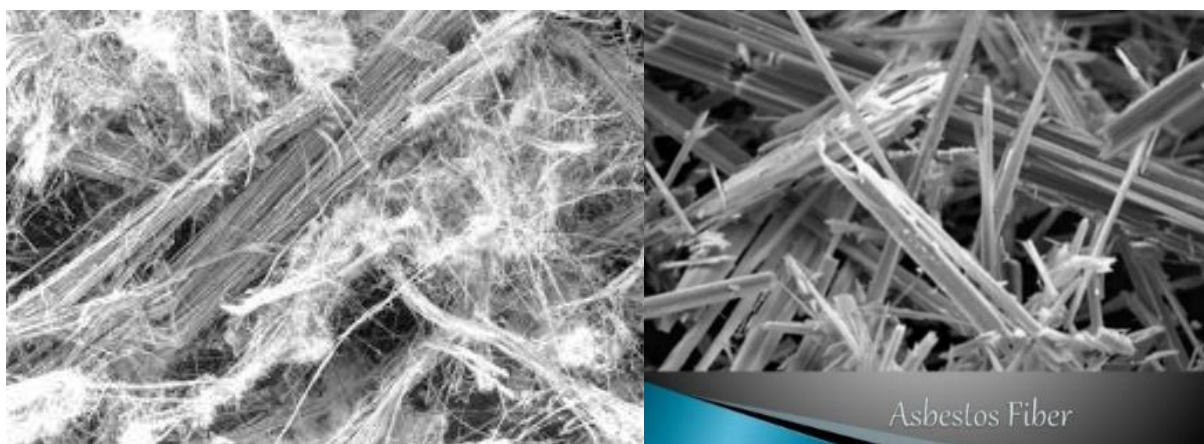
Pentru a fi desemnat ca *precursor*, un material trebuie să asigure fibrelor “inițiale” rezistență suficientă și caracteristici corecte de prelucrare, încât să poată să fie menținute împreună pe durata etapelor de sinteză a carbonului; trebuie să aibă și punct de topire destul de ridicat, ca să nu se topească sau să se volatilizeze în aceste etape, iar procentul de carbon din fibrele rezultate după piroliză să fie destul de mare pentru a justifica economic folosirea lor în procesul respectiv de fabricare; mai trebuie să fie un material cât se poate de accesibil și de ieftin, pentru a nu crește și mai mult costurile de obținere (care sunt oricum relativ mari, datorită dificultăților tehnologice, implicate de temperaturile ridicate de procesare). În prezent se folosesc cel mai mult ca precursori fibre din trei categorii de materiale polimerice (în ordinea descrescătoare a frecvenței de utilizare): poliacrilonitril (P.A.N.), smoală și celuloză.

Principalele **dezavantaje** ale fibrelor de carbon sunt rezistența lor scăzută la șocuri și la abraziune, sensibilitatea la atmosfera bogată în oxigen și la agenții oxidanți, apariția unei coroziuni de tip galvanic la contactul cu metalele, dar și costul relativ mare (chiar foarte mare, pentru fibrele ultrarigide); în consecință, se recomandă folosirea lor la realizarea unor compozite cu armare *hibridă*, de exemplu în combinație cu fibre de Kevlar.

Materialele compozite armate cu fibre de carbon (de obicei în combinație cu o matrice polimerică) sunt utilizate pe scară largă în construcțiile aeronautice, aerospațiale, navale și de autovehicule, în tehnica militară, dar și la fabricarea unor articole sportive (croșe, schiuri, rachete de tenis, cadre de bicicletă), a instrumentelor medicale și radiologice, precum și a unor instrumente muzicale.

E. Fibrele de azbest

Azbestul este denumirea generică a unor varietăți de minereuri naturale, sub formă fibroasă, având compoziții silicatiche variabile și complexe; fibrele au diametre de ordinul micronilor, iar această mare finețe face dificilă încorporarea lor, în mod controlat, în structura altui material; au suprafață specifică mare (aprox. $0.6 \text{ m}^2/\text{g}$), ceea ce conduce la o foarte bună adeziune de interfață cu materialul matricei în care se introduc, fără să fie necesară tratarea superficială a fibrelor.



Aspectul fibrelor de azbest, privite la microscop.

Filamentele sunt atât de fine (unele dintre ele pot fi și de 700 de ori mai subțiri decât un fir de păr!), încât se pot identifica doar cu ajutorul unui microscop; toate tipurile de azbest au tendința de

a se desface în fibre extrem de subțiri, de unde provine și dificultatea de a fi utilizate, ca și pericolele potențiale pentru sănătatea celor care le manevrează.

Fibrele de azbest (cele mai răspândite sunt denumite comercial *crisotil*) au proprietăți de rezistență și de rigiditate favorabile pentru folosirea lor la armarea materialelor polimerice sau a betoanelor; este interesant că proprietățile lor de rezistență se mențin la un nivel ridicat până la aproximativ 500°C; în mod paradoxal, aceste proprietăți au chiar o creștere de 10÷15 %, față de valorile de la temperatura ambiantă, în intervalul dintre 300 și 500°C, după care însă pierderea de rezistență este catastrofală.

În altă ordine de idei, fibrele de azbest sunt *avantajoase* la fabricarea de compozite pentru că au conductivitate termică mică, sunt ignifuge și au coeficienți mari de frecare; *dezavantajul* lor principal rezultă, așa cum s-a mai amintit, tot din dimensiunile foarte mici și din faptul că pătrunderea lor în organismul uman (de exemplu pe cale respiratorie) poate produce boli grave; sunt deci necesare măsuri foarte severe de protecție pentru cei care le utilizează, sau pentru cei care pot fi expuși prezenței lor în atmosferă.

Compozitele polimerice armate cu fibre de azbest au caracteristici mecanice bune, rezistență chimică mare la o gamă largă de agenți corozivi, precum și rezistență la intemperii și la incendii (astfel încât sunt folosite inclusiv la confecționarea unor echipamente de protecție pentru rezistență la astfel de medii). Este de semnalat utilizarea lor ca materiale de fricțiune, la fabricarea sistemelor de frânare (pentru ascensoare, excavatoare, automobile, dar și pentru condițiile de solicitare foarte severe din construcția avioanelor).

Pe scară largă se folosesc compozite pe bază de rășini, în care pe lângă fibre de azbest (sub forme diferite – de la țesături până la fibre tocate) se introduc de obicei și anumite materiale de adaos - cantități mici de pulbere de zinc sau de cupru – pentru îmbunătățirea conductivității termice a materialului final, precum și particule de grafit, sau ceramice (după necesități) – pentru echilibrarea caracteristicilor globale de fricțiune.

Valorile apropiate ale calităților mecanice ale fibrelor de azbest și de sticlă (în condițiile unor prețuri mult mai mici pentru primele) fac ca ele să fie folosite împreună, de exemplu la armarea rășinilor termorigide, în care se completează reciproc pentru obținerea unor compozite cu calități speciale și prețuri relativ scăzute.

F. Fibrele ceramice

Fibrele (foarte diverse) cuprinse în această categorie se caracterizează prin durități și rigidități mari, rezistențe mecanice moderate (față de alte categorii de fibre de armare), dar și costuri relativ mari; avantajul lor principal este punctul foarte înalt de topire, făcând să poată fi folosite, în combinații cu matrici metalice sau ceramice, la realizarea unor compozite care sunt procesate și utilizate la temperaturi înalte.

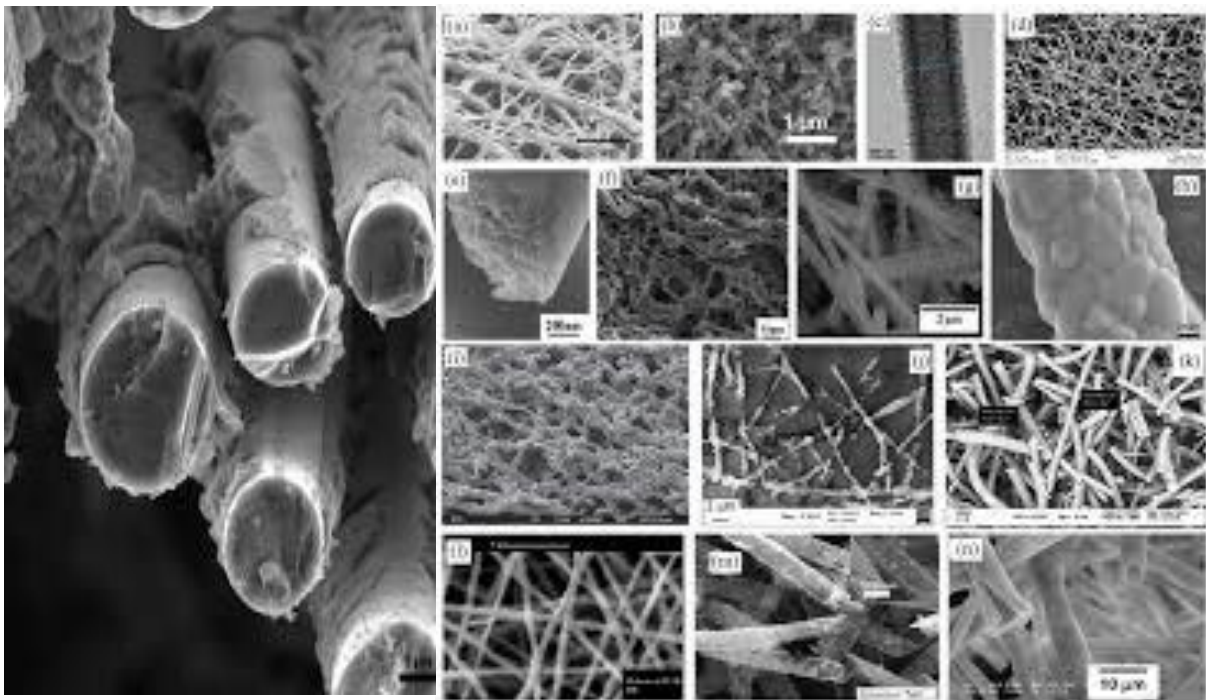
Cel mai frecvent sunt întâlnite fibre din două categorii de materiale ceramice:

- ⇒ **alumină** (Al_2O_3) – (densitate 3.9g/cm^3) își menține caracteristicile mecanice până la temperaturi de 900°C (se topește la 2045°C), are rezistență foarte mare la eroziune și la medii chimice agresive, inclusiv la expunere în aer la temperaturi înalte;

⇒ **carbură de siliciu** (SiC) – (densitate 3.2g/cm³) are rezistență excepțională la agenți chimici, plus calitate super-refractare – menține proprietățile mecanice până la 1300÷1400°C; în combinații cu matrici *ceramice* se ajunge chiar la peste 1450°C, pentru că au conductivitate și dilatare termică de valori reduse, dar și rezistențe înalte la fluaj și la șocuri termice.

Începând din anii '90 folosirea fibrelor ceramice în combinație cu matrici metalice sau ceramice nu mai este exclusivă; au început să fie utilizate în materiale polimerice rezistente la temperaturi mari (*termorezistente*); fibrele de alumina sunt avantajoase pentru fabricarea oricărui tip de compozit, inclusiv pentru că pot fi stocate înfășurate (bobinate), fiind și relativ ușor de mânuit și de aliniat în direcția dorită; trebuie subliniat faptul că au rezistență mecanică bună (mai ales la comprimare), rigiditate comparabilă cu a fibrelor de carbon (în condițiile unor costuri mai mici) și proprietăți de izolatori electrici.

Aceste calități le recomandă, de exemplu, pentru ranforsarea rășinilor epoxidice; din astfel de compozite (cu armare *hibridă*, conținând și fibre aramidice) se fabrică structuri transparente la radar (având multiple aplicații în domeniul militar), dar și antene de satelit sau plăci de bază pentru circuite electronice de mare putere; din compozite cu matrice epoxidică și armare cu *țesături mixte* din fibre de carbon și de SiC se produc componente pentru automobile și avioane, dar sunt folosite și în aplicații de agrement și sportive, de pildă în structura cadrului de la rachetele de tenis.



Fibre ceramice, privite la microscop. Suprafețele rugoase ale acestor fibre fragile favorizează ruperea lor la valori foarte mici ale deformațiilor specifice și le fac foarte greu de manevrat, în practică.

Trebuie menționate, în acest context, inclusiv **cristalele filamentare** (whiskere) din materiale de tip ceramic, care au (așa cum s-a arătat anterior) proprietăți mecanice și termice excepționale, plus calitate speciale de tip magnetic, feromagnetic, optic sau supraconductiv; după cum s-a mai arătat, aceste micro-fibre nu sunt competitive cu fibrele convenționale, cel puțin deocamdată, din

cauza prețului lor ridicat, dar și a unor dificultăți legate de procesul de obținere și cel de control al calității lor; s-a ajuns la producerea comercială, la prețuri relativ avantajoase pentru folosirea industrială, a whiskerelor SiC, folosite ca ranforsant în metale (aliaje de aluminiu, titan sau molibden), dar și în polimeri sau ceramice.

Forma de prezentare a materialelor fabricate ca fibre

Este interesant de precizat că numai fibrele de bor și cele de carbură de siliciu se obțin ca filamente *singulare*, cu diametre relativ mari; celelalte fibre se fabrică de obicei ca *mănunchiuri de filamente*, continue și fine, care se folosesc ca atare, sau sunt prelucrate, prin operații de tip textil, în materiale *neșesute* sau în *șesături și împletituri*; acestea din urmă pot fi bi- sau tri-dimensionale și sunt sau nu *pre-impregnate* (cu o substanță de tipul rășinilor) – pentru a înlesni utilizările lor ulterioare.

Comparație între câteva modele de șesături de fibre

Tip de șesătură	Flexibilitate	Avantaje	Dezavantaje
Șesături biaxiale	Mică	Cost mic de realizare. Reproductibilitate. Distrușgere limitată a fibrelor la șesere.	Numai unghiuri de 0° și de 90°. Ineficiente pt. șesături în straturi multiple
Șesături triaxiale	Înaltă	Rezistență mare la forfecare. Rezistență la uzură, scămoșare, sfășiere.	Cost mare de producție.
Împletituri	Moderată	Cost mic de realizare. Capacitate de mulare după forme complicate. Rezistență mare la forfecare și la torsiune.	Susceptibile de încrețiri, care pot reduce rezistența compozitului final.
Șesături 3-D ortogonale	Înaltă	Posibilitatea șeserii în forme complicate. Conservă exact poziția fibrelor. Proprietăți mecanice foarte bune. Rezistență la dezlipire.	Proces lent de fabricare Impregnare dificilă. Cost mare al echipamentelor și al procesului de obținere.
Șesături volumice pe 4 direcții (4-D)	Înaltă	Posibilitatea șeserii în forme complicate. Rezistență mare la forfecare interlaminară.	Proces de fabricare lent și scump. Impregnarea este dificilă.

Șesăturile din fibre sunt diferențiate între ele și particularizate prin numărul de noduri pe unitatea de suprafață (de obicei cm²), precum și prin dimensiuni, porozitate și model; dacă materialul final trebuie să aibă caracteristici mecanice similare în toate direcțiile, atunci este de preferat modelul de șesătură de tip pânză.

Mănunchiurile de filamente continue sunt desemnate codificat după denumirile englezești ale unor detalii din procesul tehnologic prin care sunt fabricate:

⇒ prin noțiunea de TOW se numesc filamente *separate, netorsionate*;

⇒ ROVING înseamnă filamente *lungi, paralele, unite, netorsionate*;

⇒ prin YARN sunt denumite filamentele *reunite prin răsucire*, sub formă simplă sau buclată.

Materialele de armare **nețesute** se prezintă de obicei sub formă de “împâsliri” (mai sunt denumite și **mat-uri**), compuse din fibre tăiate sau continue, orientate aleator și reunite, fie prin aglomerare mecanică, fie prin intermediul unui liant, de natură polimerică; acesta trebuie să fie compatibil cu agentul de cuplare a fibrelor și să nu influențeze negativ reticularea matricei (dacă aceasta este polimerică).

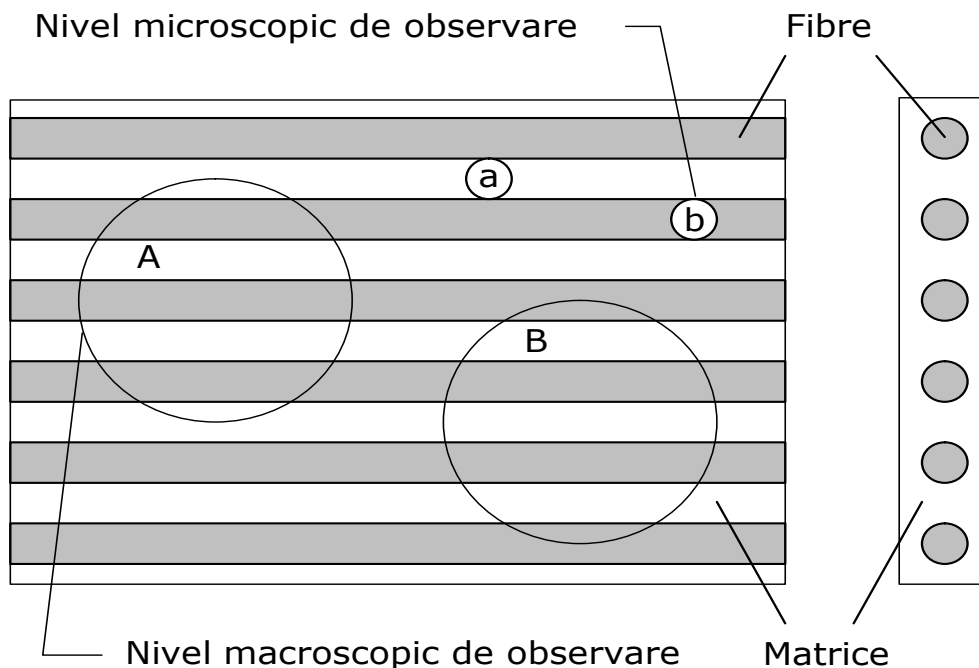
Există tipuri diverse de împâsliri, caracterizate prin greutatea specifică diferite; ele trebuie să fie adaptate variantei tehnologice de formare (care poate fi prin contact, prin presare la cald sau în vid, prin pulverizare, stratificare continuă s.a.m.d.) care se preconizează a fi utilizată, pentru realizarea compozitului propriu-zis.

Datorită diversității mari a formelor de prezentare (fiecare având anumite avantaje și dezavantaje specifice), este necesar ca pentru fiecare aplicație concretă să se analizeze, în faza de proiectare a unei structuri compozite, dacă fibrele de armare trebuie sau nu să fie reunite între ele, dacă trebuie să fie țesute și respectiv care este modelul de împletire cel mai avantajos, din punct de vedere tehnic și economic.

5. CARACTERISTICI ALE COMPORTĂRII MECANICE A COMPOZITELOR

Este bine cunoscut faptul că materialele clasice, denumite și **convenționale** sunt *monofazice* (monolite), adică sunt alcătuite exclusiv din particule elementare de o singură natură, astfel încât sunt considerate *omogene* – în sensul că valorile care se obțin pentru proprietățile lor fizice și mecanice nu sunt influențate de poziția punctului din volumul de material în care sunt analizate, dar și *izotrope* – adică proprietățile sunt aceleași în toate direcțiile din jurul punctului ales pentru studiu.

Pe de altă parte, materialele **compozite** conțin în mod obligatoriu cel puțin două faze distincte și măcar unele dintre proprietățile lor fizice (cum sunt coeficientul de dilatare, conductivitatea termică s.a.) și mecanice au, în principiu, un caracter *neomogen* și *anizotrop*, adică se află într-o situație opusă față de cea a materialelor convenționale. Este totuși important de remarcat că analiza compozitelor se face nuanțat, în funcție de nivelul de observare: dacă lucrurile sunt privite la scară **macroscopică**, se poate considera (ca în figura de mai jos) că materialul este *omogen* (are o compoziție similară în diferite eșantioane – notate cu *A, B* etc. – ale structurii sale), dar *anizotrop* (pe anumite direcții se poate întâlni de exemplu numai material al matricei sau numai material de armare, iar pe altele se observă succesiuni ale celor două faze).



Niveluri de observare pentru studiul unui compozit cu armare unidirecțională

În schimb, în cazul analizelor care se fac la scară **microscopică** (adică la scara de dimensiuni a elementelor de armare), compozitul va putea fi considerat *neomogen*, dar *izotrop*, avându-se

în vedere că se vor pune în evidență proprietăți deosebite între ele, în punctele incluse în elementele de volum notate pe figura de mai sus cu a și cu b , dar aceste proprietăți nu vor fi influențate de direcția din material care se alege pentru efectuarea analizei, în interiorul acelor volume elementare.

Într-o altă ordine de idei, trebuie remarcată existența unor materiale care, deși *nu sunt izotrope*, prezintă particularități care le fac interesante: este astfel posibil să se constate că anumite proprietăți ale unui material sunt la fel *pe oricare două direcții simetrice în raport cu un plan*, care reprezintă pentru acel material și pentru acele proprietăți ale lui un **plan de simetrie**. Urmând mai departe această logică se poate înțelege că un material oarecare poate avea, într-un punct arbitrar din volumul său, *zero* plane de simetrie (caz în care materialul este denumit **total anizotrop**), *unul* singur, *două*, *trei* sau, la limită, *un număr infinit* de plane de simetrie pentru proprietățile lui fizice și mecanice (acesta este cazul materialelor care sunt considerate **perfect izotrope**).

O importanță practică specială prezintă, din aceste puncte de vedere, materialele numite **ortotrope** – cele care au, la nivel macroscopic, *câte trei plane de simetrie (reciproc perpendiculare)*, *în orice punct al lor*; intersecțiile acestor plane sunt trei axe, două câte două perpendiculare între ele, numite *axe principale de simetrie*, sau pur și simplu **axe principale** ale materialului, în punctul ales pentru studiu.

Caracteristica generală a compozitelor este că prin analiza lor combinată, la nivel *micro-* și *macro-mecanic*, se poate ajunge la “croirea” materialului global, în așa fel încât el să dea un răspuns **optim** la un număr mare de cerințe distincte, precizate eventual în tema de proiectare în care este descris; acest mod de proiectare *dirijată* permite și minimizarea risipei de materiale, pentru că se pot asigura valorile maxime ale proprietăților noilor structuri numai în acele direcții pe care apar cele mai mari cerințe de exploatare (astfel încât, cu privire la celelalte direcții ale materialului, conținutul de elemente de armare poate fi redus, în corespondență cu nivelul mai mic al solicitărilor).

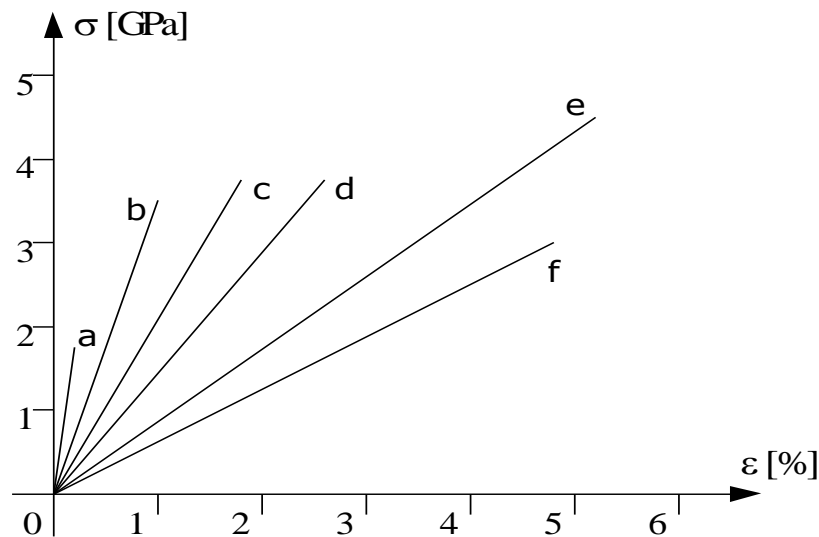
În schimb, chiar și pe baza acestei priviri sumare se poate înțelege că proiectarea materialelor și structurilor compozite a devenit și reprezintă o problemă cu caracter multi-disciplinar, având o mare complexitate, care se bazează pe formulări de tip matricial și necesită rezolvări pas cu pas, care implică și un număr foarte mare de date prelucrate simultan.

Așadar, proiectarea optimizată în acest domeniu, care este și foarte cuprinzător, nu poate fi imaginată, în momentul actual și în viitor, fără suportul unor computere și softuri puternice și dedicate, iar dezvoltarea continuă a acestora reprezintă un factor determinant și de neînlocuit în realizarea compozitelor și a structurilor compozite actuale, care au performanțe și aplicații tot mai diverse și tot mai spectaculoase.

Aspecte privind comportarea mecanică a fibrelor și a compozitelor cu fibre

Se poate spune că, în mod obișnuit, fibrele folosite ca materiale de armare au un caracter fragil, adică arată o *comportare liniară* la tracțiune, caracter care se menține până la rupere; în consecință, parametrul *alungire la rupere* este o caracteristică fundamentală a fibrelor, pe care se bazează gruparea lor în clase de utilizare. De altfel, rezistența la rupere a compozitelor stratificate este stabilită de momentul când ele cedează sub solicitare, marcat de atingerea limitei de deformabilitate a fibrelor de armare.

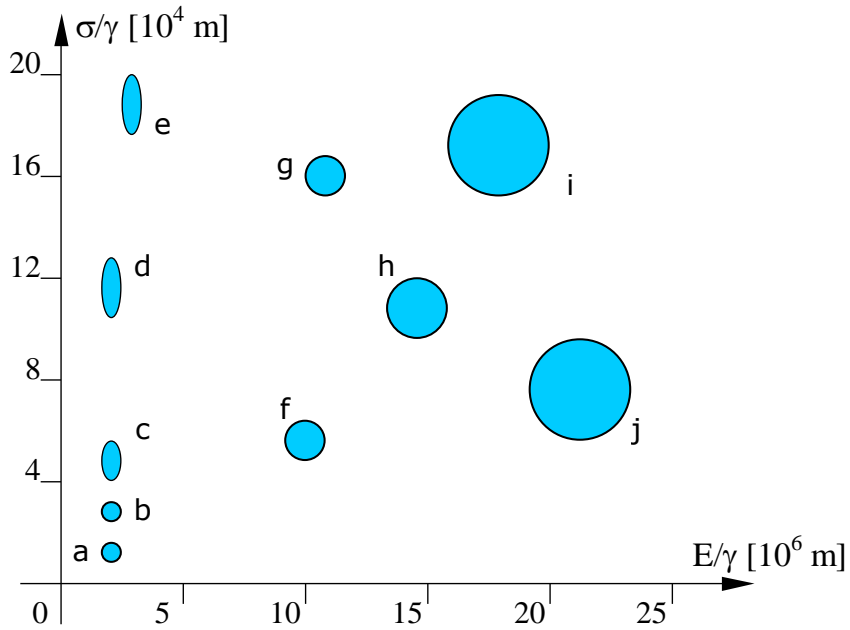
Curbele caracteristice prezentate în figura următoare arată *creșterea alungirii la rupere* a câtorva clase importante de fibre, simultan cu *scăderea rigidității* lor (ilustrată de micșorarea pantei curbelor față de axa orizontală ϵ de pe grafic), atunci când se trece de la fibrele de **grafit** sau de **bor**, către cele de **sticlă**; s-a arătat anterior că superioritatea compozitelor față de materialele clasice se constată atunci când li se analizează valorile *specifice* ale rezistenței mecanice (σ/γ), respectiv ale rigidității (E/γ); aceste proprietăți sunt *determinate* de caracteristicile fibrelor de armare, încât este importantă alegerea corectă și bine fundamentată a acestora în etapa de proiectare a unui compozit.



Curbe caracteristice la tracțiune pentru câteva categorii tipice de fibre folosite la fabricarea compozitelor:
 a – grafit; b – bor, carbură de siliciu; c – carbon; d – aramidice; e – sticlă S; f – sticlă E.

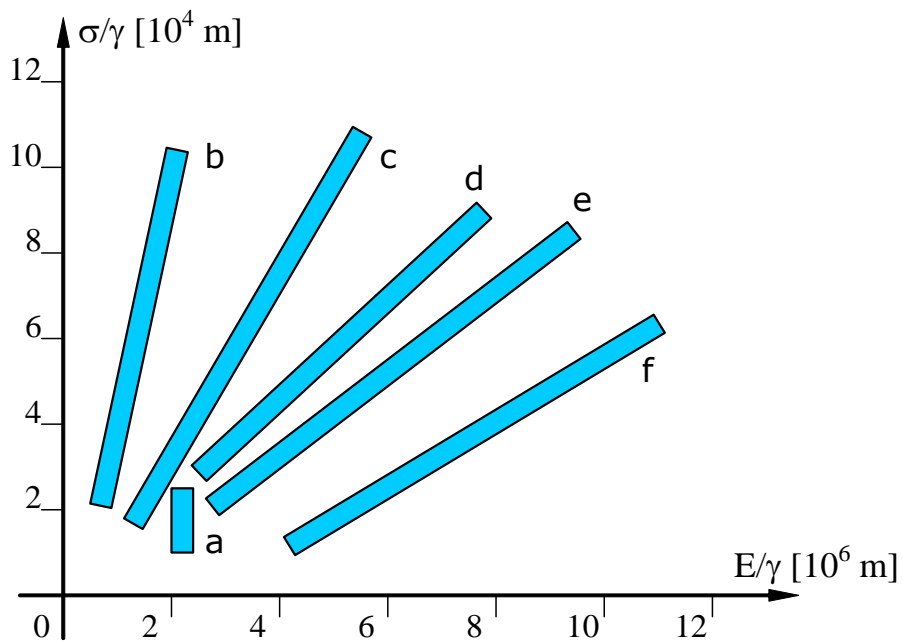
Figura care urmează prezintă simbolic limitele între care variază valorile *specifice* ale proprietăților mecanice pentru cele mai importante categorii de fibre; sunt ușor de remarcat, prin comparație, nivelurile modeste la care se situează, în acest context, proprietățile metalelor (și aliajelor) lipsite de elemente de armare.

Se evidențiază totodată și calitățile *unilaterale* ale unor clase de fibre: de exemplu fibrele de **sticlă** au rezistență bună, dar rigiditate relativ modestă, pe când fibrele de **grafit** nu excelează ca rezistență specifică, dar au modul de elasticitate de valori foarte ridicate; există și categorii de fibre cu proprietăți foarte *echilibrate* (performanțe foarte bune din ambele puncte de vedere), cum sunt cele de **bor**, dar mai ales de **carbon**.



Domeniile ocupate de proprietăților mecanice relative ale unor categorii de fibre de armare:
 a – oțel (sub formă de bloc); b – aluminiu (bloc); c – oțel (sârmă); d – sticlă E; e – sticlă S; f – beriliu;
 g – Kevlar; h – bor (pe W); i – carbon; j – grafit.

După cum este firesc, datorită mării lor diversități, materialele compozite au o gamă foarte largă de caracteristici mecanice; limitele între care sunt cuprinse valorile specifice ale rezistenței și rigidității se pot observa, ca exemplu, în figura care urmează, în care s-au luat în considerare cinci categorii de compozite, toate având matrice din *rășini epoxidice*.

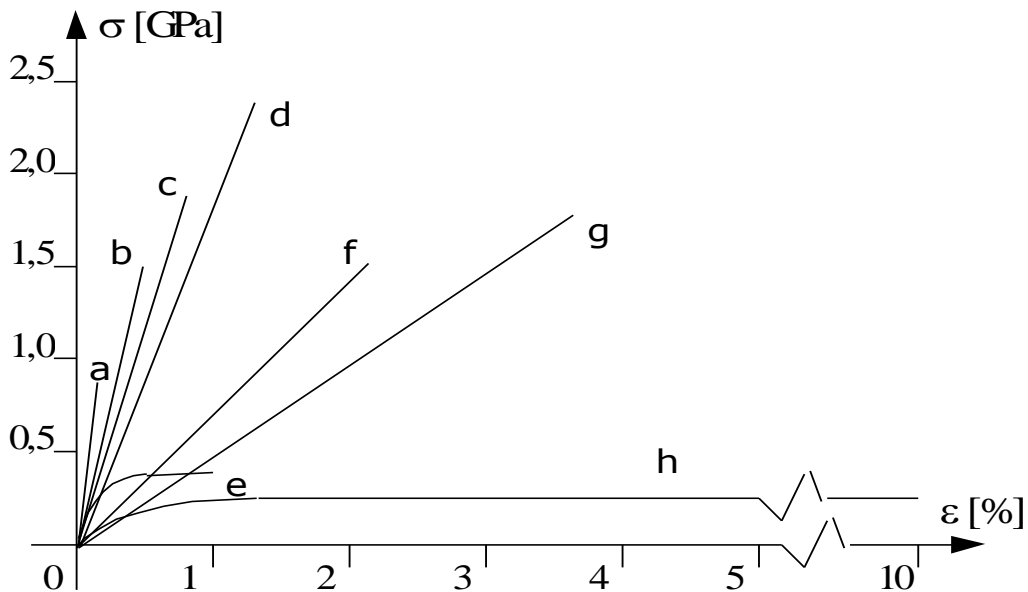


Domeniile ocupate de proprietățile mecanice relative, față de metale (a), pentru compozite cu matrice din rășini epoxidice și armare cu fibre de sticlă S (b), Kevlar (c), carbon (d), bor (e) sau grafit (f)

Domeniile dreptunghiulare marcate pe figură corespund – în zonele *inferioare* – compozitelor cu proprietăți apropiate de izotropie, adică în principiu celor bazate pe armare de tip *dispers*, în vreme ce în zonele *superioare* corespund *stratificatelor* armate *unidirecțional* (care reprezintă, așa cum s-a arătat anterior, varianta cea mai eficientă de armare); se observă din nou că proprietățile *metalelor lipsite de elemente de armare* (domeniul mic notat cu **a** pe desen) sunt depășite de cea mai mare parte dintre materialele compozite; mai trebuie subliniat că, dintre tipurile de ranforsare exemplificate pe grafic pentru rășinile epoxidice, fibrele de **carbon** sunt cele mai eficiente, compozitele lor având simultan atât proprietăți bune de rezistență, cât și de rigiditate.

Proprietățile remarcabile pe care le dețin compozitele de tip **carbon – epoxi** se observă și analizând graficele din figurile următoare; acestea reprezintă câteva exemple tipice de curbe caracteristice, pentru solicitarea mecanică de *tracțiune uniaxială* în direcțiile principale **1** (*direcția armării*), respectiv **2** (*normală la fibre*), stabilite experimental pentru mai multe categorii de **compozite** armate *unidirecțional*.

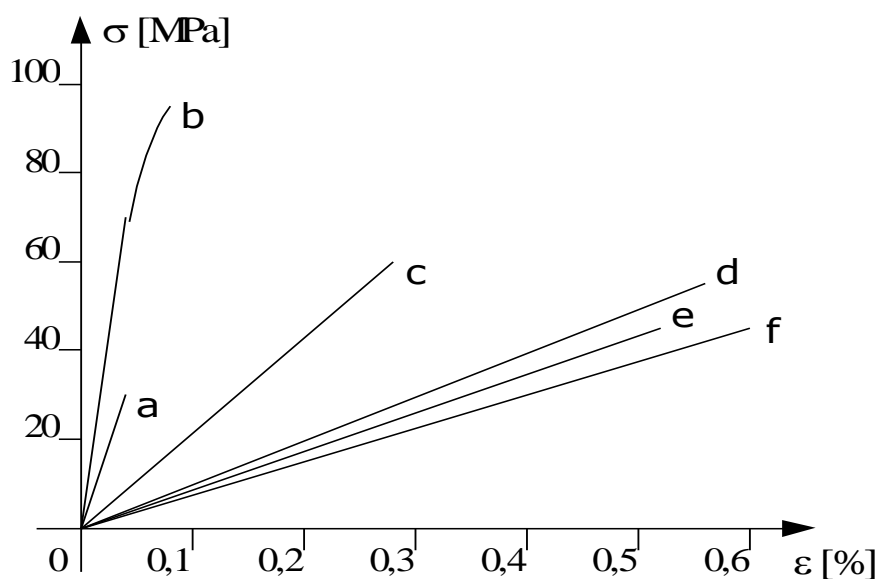
În cazul tracțiunii **în direcția fibrelor** (comportare ilustrată prin graficele din figura următoare) se remarcă imediat că, pentru compozitele de modul înalt, creșterea rigidității (adică a pantei curbelor caracteristice) implică reduceri accentuate ale alungirii lor la rupere, precum și ale rezistenței la tracțiune.



Forme tipice de curbe caracteristice la tracțiune **pe direcția fibrelor** pentru câteva categorii de compozite unidirecționale: a – grafit/epoxi; b – bor/epoxi; c – SiC/aluminiu; d – carbon/epoxi; e – SiC/sticlo-ceramică; f – Kevlar/epoxi; g – sticlă S/epoxi; h – aliaj de aluminiu neranforsat.

Pe de altă parte, comportarea compozitelor la întinderea pe direcție **transversală** este dominată de proprietățile materialului de bază; se poate observa, pentru cele patru tipuri de compozite cu matrice *epoxidică* luate în considerare (curbele notate de la **c** la **f**), că au aproximativ aceeași rezistență la rupere. Prin compararea cu graficele anterioare se remarcă

valorile rezistenței și alungirii la rupere, mult mai mici, în cazul tracțiunii transversale (a se observa ordinul de mărime al valorilor respective), în raport cu proprietățile care corespund sollicitării în direcția fibrelor.



Forme tipice de curbe caracteristice la tracțiune **pe direcție transversală**, pentru câteva categorii de compozite unidirecționale: a – SiC/sticlo-ceramică; b – SiC/aluminiu; c – bor/epoxi; d – carbon/epoxi; e – sticlă S/epoxi; f – sticlă E/epoxi.

Câteva proprietăți fizico-mecanice observabile în mod obișnuit, pentru anumite categorii tipice de materiale compozite cu *matrice epoxidică* și armare cu *fibre lungi unidirecționale* sunt prezentate în tabelul următor; toate valorile indicate pentru proprietățile mecanice corespund unor determinări făcute la temperatura ambiantă, în condiții de umiditate zero.

Proprietăți ale unor compozite unidirecționale

Proprietatea analizată	Sticlă E / epoxi	Sticlă S / epoxi	Kevlar / epoxi	Carbon / epoxi
Fracția volumică de fibre	0.55	0.5	0.6	0.63
Densitatea ρ [g/cm ³]	2.1	2.0	1.38	1.58
Modulul longitud. E_1 [GPa]	39	43	87	142
Modulul transv. E_2 [GPa]	8.6	8.9	5.5	10.3
Modulul de forf. G_{12} [GPa]	3.8	4.5	2.2	7.2
Coef. Poisson ν_{12}	0.28	0.27	0.34	0.27
Coef. Poisson ν_{21}	0.06	0.06	0.02	0.02
Rez. la tracț. long. [GPa]	1.08	1.28	1.28	2.28
Rez. la tracț. transv. [GPa]	0.04	0.05	0.03	0.06
Rez. la forf. în plan [GPa]	0.09	0.07	0.05	0.07
Rez. la compes. long. [GPa]	0.62	0.69	0.33	1.44
Rez. la compres. transv. [GPa]	0.13	0.16	0.16	0.23

Se remarcă gradul mare de anizotropie pe care îl arată aceste materiale, concretizat în apariția unor diferențe foarte pronunțate între valorile numerice ale proprietăților mecanice de pe direcția *longitudinală*, respectiv *transversală*; constatarea se poate face și pentru mărimi prezentate în tabel, dar nediscutate mai sus – cum ar fi coeficienții de *contractie transversală* (Poisson), respectiv rezistența la *comprimare uniaxială*; devine și pe această cale evident caracterul **puternic anizotrop** al proprietăților mecanice pentru compozitele armate cu fibre lungi, orientate pe o singură direcție.

Datele de acest fel sunt considerate *tipice* pentru materialele nominalizate în tabelul de mai sus, la modul general; este însă foarte important de remarcat că valorile proprietăților respective pot să varieze în mod accentuat de la un lot de fabricație la altul, pentru orice fel de material compozit; din aceste motive asemenea date se pot utiliza doar în procese de instruire, sau în calcule preliminare de proiectare; pentru proiectarea propriu-zisă a unei piese dintr-un compozit oarecare trebuie folosite valori mai exacte ale proprietăților materialelor constitutive; acestea se obțin – în lipsa unor buletine de analiză furnizate de producător, prin efectuarea unor încercări mecanice directe, asupra unor probe prelevate din lotul de semifabricate, sau pe eșantioane de materiale brute din care se va realiza piesa proiectată.

6. METODE EXPERIMENTALE PENTRU CARACTERIZAREA MATERIALELOR COMPOZITE

Analiza și proiectarea structurilor compozite se bazează pe existența unor date experimentale de încredere cu privire la caracteristicile fizice și mecanice ale acelor structuri, astfel încât testarea lor trebuie să urmeze principii bine stabilite; trebuie subliniat că, la fel ca în cazul analizelor teoretice sau numerice, caracterizarea experimentală a materialelor neomogene și anizotrope poate fi făcută la mai multe niveluri și scări de observare, adică poate fi micromecanică, macromecanică, respectiv structurală.

Se poate spune că testarea materialelor compozite are trei **obiective** importante:

- determinarea proprietăților de bază ale unei lamele compozite, obținând astfel rezultate care urmează să fie introduse, ca date de intrare, în procese de analiză structurală și de proiectare;
- cercetarea și verificarea predicțiilor analitice asupra comportării mecanice a unui anumit material, care este studiat;
- cercetări experimentale punctuale asupra comportării unor materiale sau unor structuri, luând în considerare anumite geometrii și condiții de încărcare, specifice cazului practic avut în vedere.

Aceste obiective sunt atinse prin încercări și metode de testare din următoarele **categorii**:

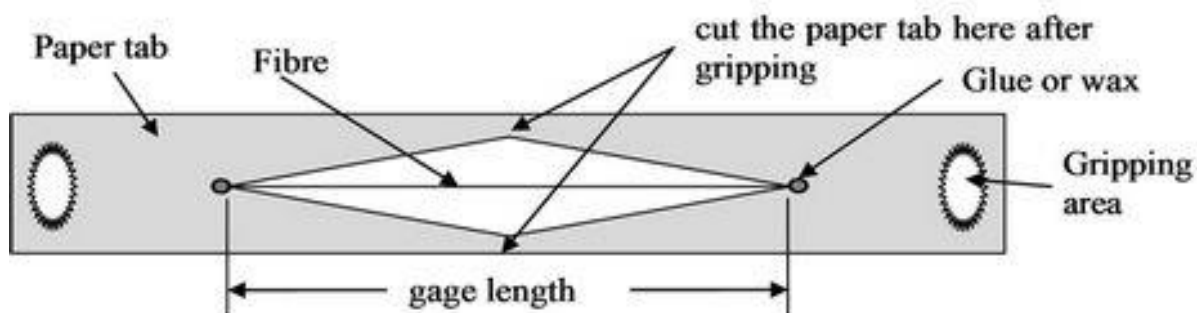
- a. caracterizarea constituenților (matrice, elemente de armare, interfață), în pregătirea analizelor de tip micromecanic; cunoașterea proprietăților lor reprezintă o condiție de bază pentru a ajunge la formularea unor predicții cu privire la comportarea mecanică a lamelei, respectiv a stratificatului bazat pe astfel de lamele și a structurilor compozite finale;
- b. caracterizarea lamelei unidirecționale, elementul de bază pentru toate structurile stratificate;
- c. determinarea proprietăților bazate pe coeziunea dintre straturile unui laminat;
- d. comportarea materialului în condiții speciale de solicitare (pe mai multe axe simultan, prin oboseală, fluaj, șoc, sau cu viteze mari de aplicare a încărcării);
- e. analiza experimentală a tensiunilor și cedărilor în cazul unor stratificate și structuri compozite, cu precădere pentru cele care conțin discontinuități geometrice (muchii ascuțite, tăieturi, îmbinări);
- f. diagnosticarea integrității structurii cercetate, prin încercări de tip nedistructiv.

Testările propriu-zise se realizează prin metode experimentale foarte variate, multe dintre ele implicând măsurări de deformații absolute sau relative; aceste metode sunt de obicei mult mai complexe decât cele similare aplicate materialelor izotrope, necesitând adaptări semnificative ale dispozitivelor și ale mijloacelor de măsurare.

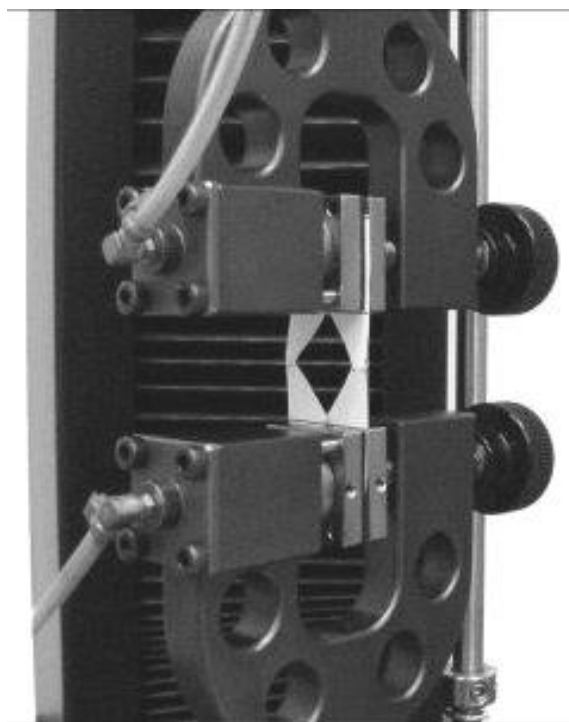
Caracterizarea materialelor constituate

A. FIBRELE DE ARMARE

Uzual pentru caracterizarea fibrelor se determină modulul longitudinal de elasticitate, respectiv rezistența și alungirea la rupere (prin tracțiune); o metodă de încercare este descrisă în ASTM Standard D 3379, recomandată pentru fibre cu modul de elasticitate mai mare de 21GPa. Filamentul (fibra de testat) se montează (de ex. prin lipire) pe axa de simetrie a unui suport de hârtie prevăzut cu o fantă longitudinală; după montarea probei în mașină hârtia este tăiată bilateral, perpendicular pe fantă și pe filament, iar întinderea lui devine posibilă.



ASTM Standard D 3379 – Explicarea modului în care se montează filamentul



Mai multe probe, cu lungimi de măsurare diferite, sunt testate până la rupere, la viteză constantă de creștere a alungirii, obținând astfel curba de dependență forță-deformație; în diverse puncte de pe curbă se calculează modulul de elasticitate al fibrei, cu o relație care include și rigiditatea sistemului de fixare al mașinii pe care se fac încercările.

Aria A a secțiunii fibrei se determină prin măsurări la microscop, în secțiuni ale unor fibre reprezentative pentru lotul cercetat; **rezistența** la tracțiune a fibrei va fi

$$R_{ft} = F_{\max}/A$$

iar **alungirea** la rupere

$$A_{rf} = (\Delta L)_{\max f} / L_f$$

(raportul între alungirea maximă a fibrei și lungimea ei inițială)

De obicei se mai determină și coeficientul longitudinal α_{1f} de dilatare termică a fibrelor; pentru fibrele *puternic anizotrope* (așa cum sunt cele de carbon, sau cele aramidice) sunt studiate și proprietăți asociate direcției **transversale** (perpendiculară pe axa fibrei): modulul de forfecare G_{12f} , coeficientul de contracție ν_{12f} , modulul transversal E_2 , coeficientul transversal de dilatare termică α_{2f} .

B. MATRICEA

În cazul matricilor **polimerice**, probele sunt decupate din semifabricate produse prin solidificare în forme, iar epruvetele au formă prismatică sau de halteră, cu dimensiuni date de grosimea plăcii de material brut. Deformațiile specifice ale probelor pe parcursul încercărilor sunt urmărite prin intermediul unor extensometre, sau cu traductoare tensometrice, sau prin metode optice – atunci când sunt testate materiale cu rigiditate mică sau provenite din plăci brute de grosimi mici; prin încercări de tracțiune duse până la rupere se stabilesc modulul E_m , coeficientul de contracție transversală ν_m , rezistența la tracțiune R_{mt} și alungirea la rupere A_{rm} ; materialul este de obicei admis a fi *izotrop* și având aceleași proprietăți ca atunci când este fabricat ca matrice în compozit.

Matricile **metalice** sunt caracterizate într-un mod asemănător, însă trebuie ținut seama de faptul că proprietățile unui metal fabricat separat pot fi mult diferite de ale metalului fabricat ca matrice într-un compozit – de exemplu datorită temperaturilor ridicate de fabricare, sau din cauza interacțiunilor cu elementele de armare; trebuie deci cunoscută starea matricii metalice în compozit și apoi caracterizat un bloc de material cu proprietăți similare (de exemplu asimilând etapele de fabricare cu un anumit tratament termic aplicat metalului).

Matricile **ceramice** pot și ele să fie testate, pe probe decupate din semifabricate sub formă de bloc, dar numai pentru studiul proprietăților elastice; proprietățile de rezistență și de cedare a materialului sunt de obicei specifice pentru ceramica fabricată ca matrice în compozit, astfel încât trebuie să fie cercetate prin metode *indirecte*, în cadrul testelor aplicate materialului compozit.

Studiul proprietăților fizice ale compozitelor

1. DENSITATEA

Această proprietate se măsoară la fel ca pentru oricare alt material solid, de exemplu urmând procedura din standardul ASTM D 792 – stabilirea densității prin *cântărire* în aer și apoi într-un lichid cu densitate cunoscută:

- a. cântărirea probei de material, în aer, cu precizie de 0,1mg;
- b. atașarea probei la balanța analitică, prin intermediul unui fir subțire și cântărirea probei în timp ce aceasta este scufundată, împreună cu o porțiune din firul de susținere, în apă distilată;
- c. cântărirea doar a firului, parțial introdus în apă, până la același nivel ca la etapa precedentă.

Admițând că experimentul are loc la temperatura de 23°C (la care apa distilată are densitatea 0,9975g/cm³), densitatea materialului cercetat va fi:

$$\rho = \frac{a}{a - (b - c)} \cdot 0,9975 = \frac{a}{a + c - b} \cdot 0,9975 \quad [\text{g/cm}^3]$$

în care **a**, **b**, **c** sunt, respectiv, greutatea probei în aer și greutățile aparente ale probei scufundate (cu tot cu fir) și firului parțial cufundat în apă distilată.

2. FRACȚIA VOLUMICĂ DE FIBRE DE ARMARE (V_f)

Reprezintă o proprietate importantă a oricărui compozit, încât există o varietate de metode pentru stabilirea valorilor ei; dacă se admite, de exemplu (prin teste) că *porozitatea* materialului cercetat este zero sau neglijabilă (mai mică decât 1%), atunci V_f se poate obține pe baza unei relații între densitățile compozitului și constituenților:

$$V_f = \frac{\rho_c - \rho_m}{\rho_f - \rho_m}$$

Pe scară largă sunt folosite metode de **consumare** a materialului matricei, acesta fiind astfel îndepărtat din volumul probei de compozit care se analizează.

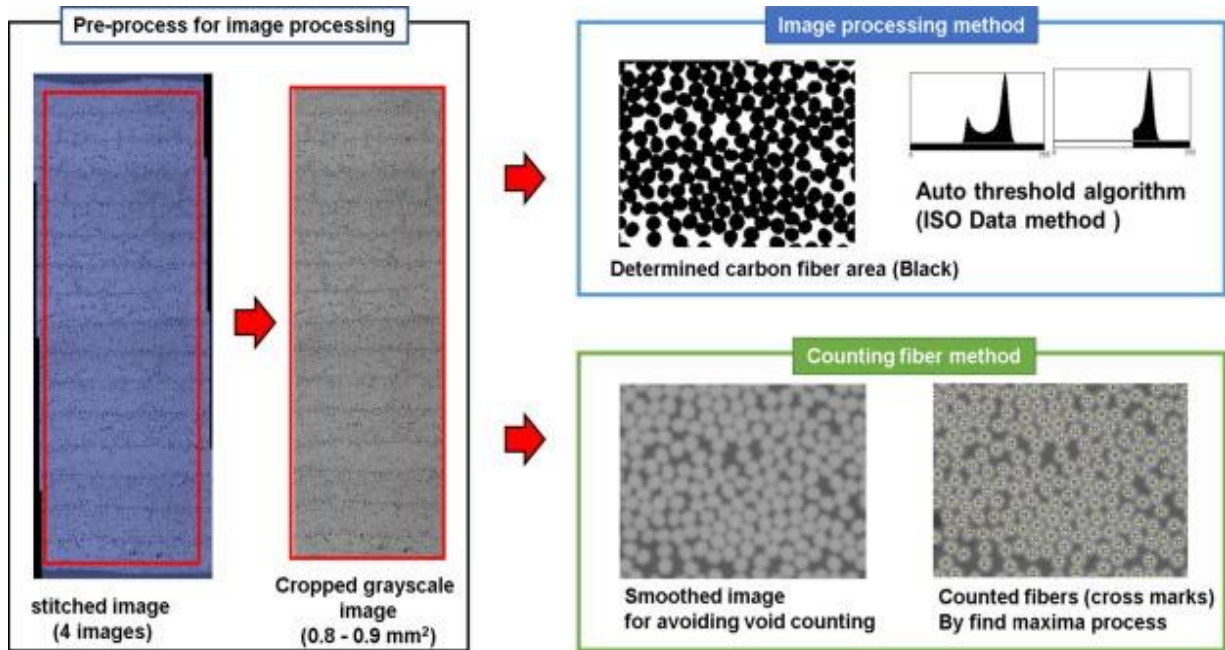
a) Metoda de **ardere completă** (ASTM D 2584) este folosită pentru compozite cu matrice de natură organică și fibre anorganice (sticlă/epoxi, bor/epoxi etc.); nu se poate utiliza pentru fibre de carbon, sau aramidice, care sunt atacate de oxigenul din aer la temperaturile (de 500-600°C) necesare pentru arderea matricei. Un eșantion de compozit este uscat și cântărit (stabilind masa inițială M_c), apoi este ars (de exemplu într-un cuptor) până când matricea este îndepărtată total; ce rămâne este spălat de cenuși, uscat și cântărit (și va reprezenta masa M_f de fibre, din eșantionul inițial). Pentru a exprima în termeni de *volum* fracția de fibre din compozit se folosește relația:

$$V_f = \frac{M_f / \rho_f}{M_c / \rho_c}$$

b) Metoda de **digerare cu acizi** (ASTM D 3171 – *Standard Test Method for Fiber Content of Resin-Matrix Composites by Matrix Digestion*, respectiv D 3553 – dacă matricea este *metalică*) – se aplică pentru compozitele cu matrice solubilă, de exemplu într-un acid, care însă nu atacă și fibrele de armare. Un eșantion de compozit este uscat și cântărit, apoi cufundat în soluția acidă care va dizolva matricea; ce rămâne este filtrat, spălat, uscat, cântărit, iar V_f se calculează la fel ca la metoda anterioară.

Fracția volumică de fibre se mai poate stabili folosind tehnici **optice** – analiza de imagine a unor fotomicrografii de secțiuni transversale (perpendiculare pe fibre) (bine șlefuite) ale probei de compozit; aceste metode nu sunt standardizate, dar permit estimarea, pe o cale separată, a fracțiilor de constituenți; tehnicile fotomicrografice necesită analiza multor probe, pentru obținerea unor rezultate de încredere, întrucât de obicei aria de probă de pe o imagine este de ordinul unei sutimi de mm^2 .

O metodă elementară (ilustrată în figura următoare) constă în numărarea secțiunilor de fibre, întregi și fracționate, care apar într-o astfel de imagine; se calculează aria lor totală și se împarte aceasta la aria totală a imaginii; o tehnică ceva mai sofisticată de analiză a imaginii permite stabilirea simultană a fracțiilor volumice de fibre și de goluri, așa cum se va arăta în paragraful de mai jos.

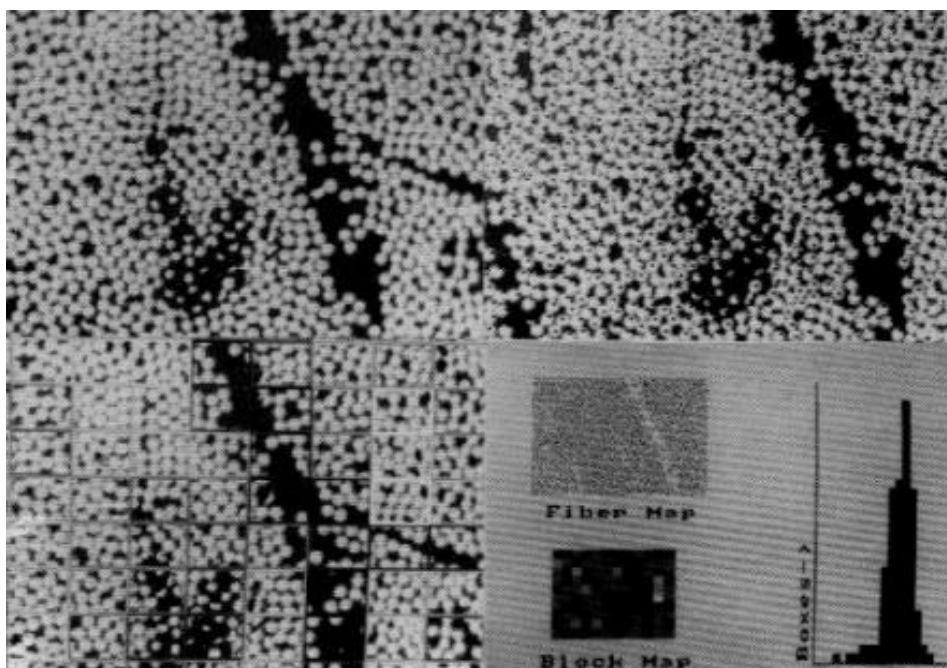


3. FRACȚIA VOLUMICĂ DE GOLURI (V_g) (porozitatea compozitului)

Această valoare nu trebuie să depășească 1% – pentru compozite cu matrice *polimerică*, respectiv 3% – pentru matrici *metalice*; o metodă este descrisă în ASTM D 2734 (*Test Method for Void Content of Reinforced Plastics*), folosind determinările de la metodele de consumare a matricei, de mai sus:

$$V_g = 1 - \frac{M_f / \rho_f + (M_c - M_f) / \rho_m}{M_c / \rho_c}$$

Trebuie observat că în această relație un număr de valoare mică (V_g) se exprimă ca diferență între două numere mult mai mari, astfel încât rezultatul obținut este extrem de sensibil la corectitudinea măsurărilor efectuate.

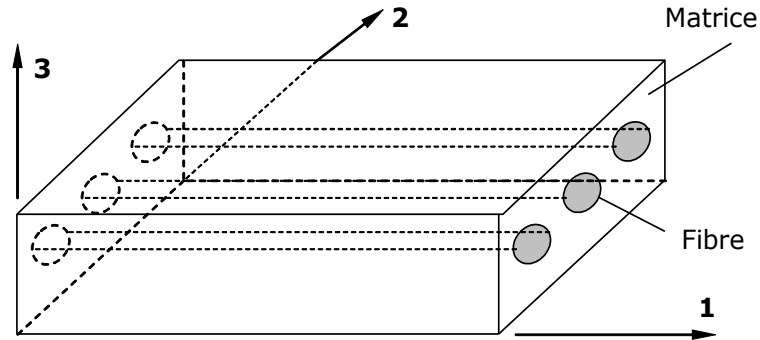


Din aceste motive în practică este preferată o metodă bazată pe *analize de imagini digitalizate*; dacă se privește (ca în figura din josul paginii anterioare) o foto-micrografie (în alb și negru) a unei secțiuni transversale printr-o probă de compozit cu matrice polimerică, armat de exemplu cu fibre continue de carbon, se observă prezența în fotografie a unor *tonuri diverse de gri*, în aspectul porțiunilor din imagine care reprezintă **fibre** (care au o nuanță mai deschisă), **matrice** (care apar gri-închis) și **goluri** din structură (care de obicei apar ca *negre*).

Imaginea poate fi digitizată, folosind o cameră video și apoi transmisă la un computer, iar acesta poate să contabilizeze (prin intermediul unui soft dedicat) numărul n_i de *pixeli* (puncte de imagine) cu cele trei feluri de tonuri de gri; dacă se face împărțirea fiecăruia dintre aceste numere la numărul total N de pixeli din imagine, se obține *fracția volumică* de **fibre**, de **matrice**, respectiv de **goluri** din proba analizată.

NOȚIUNI DE BAZĂ PENTRU STUDIUL EXPERIMENTAL AL COMPOZITELOR

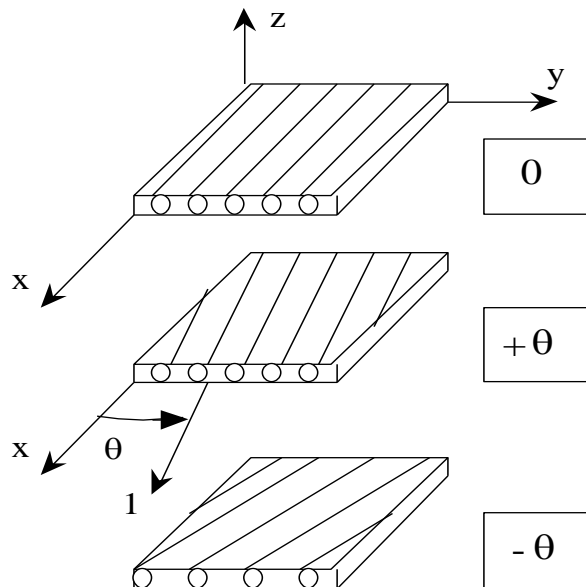
Se consideră că elementul unitar pentru structura unui material armat cu fibre lungi este **lamela** (sau *lamina*) compozită. Această noțiune se referă la un singur “strat” (plan sau curb) de fibre, unidirecționale sau țesute, împreună cu masa din materialul matricei în care acel strat este înglobat.



Definirea axelor principale pentru o lamelă compozită cu armare unidirecțională.

Dacă armarea se face cu fibre lungi, așezate pe o singură direcție, atunci lamela se numește **unidirecțională** și are proprietăți *ortotrope*, cu axele principale orientate astfel:

- ⇒ *longitudinal* – axa 1 – în direcția fibrelor;
- ⇒ *transversal*, în planul armării – axa 2 – perpendiculară pe fibre, dar conținută în lamelă;
- ⇒ *transversal*, perpendicular pe planul lamelei – axa 3.



Simbolizarea direcțiilor armării în lamelele unui compozit stratificat.

Dacă armarea se face cu fibre *țesute*, atunci axele fibrelor (dacă sunt perpendiculare între ele), vor fi direcțiile principale (1 și 2) în planul lamelei; mai multe lamele, cu orientări similare

sau diferite ale armării, așezate suprapus și *solidarizate* prin continuitatea matricei, formează un **stratificat** (laminat) compozit.

Lamelele componente ale unui stratificat pot să fie de grosimi diferite, sau chiar din materiale compozite diferite (caz în care se vorbește despre un compozit *hibrid interstrat*), încât axele principale vor fi de obicei diferite de la un strat la altul; laminatul se analizează global cu un sistem comun de axe (x, y, z), iar acestea pot să coincidă, sau nu, cu axele principale ale vreunei lamele.

Orientarea unei lamele individuale este definită, așa cum se arată în figura din josul paginii anterioare, prin *unghiul* care se formează între *axa de referință globală x* și *axa principală 1* (direcția fibrelor); acest unghi trebuie să fie măsurat în sens *trigonometric* (invers celui orar), în planul (x-y).

Simbolizări

Un stratificat compozit este desemnat printr-o simbolizare care va indica numărul, tipul, orientarea și ordinea de suprapunere a straturilor (lamelelor) care participă la alcătuirea lui, adică *succesiunea structurală* (“stacking sequence”) a stratificatului; iată cum este concretizată aceasta pentru câteva exemple tipice de compozite stratificate (succesiunea straturilor începe cu cel de la fața *superioară*):

<i>Tip de compozit</i>	<i>Simbolizare</i>
Unidirecțional, cu 4 straturi	$[0/0/0/0] = [0_4]$
Bidirecțional, simetric	
- cu 4 straturi	$[0/90/90/0] = [0/90]_s$
- cu 3 straturi	$[0/90/0] = [0/90]_s$
Unghiular simetric	$[+45/-45/-45/+45] = [\pm 45]_s$
	$[30/-30/30/-30/-30/30/-30/30] = [\pm 30]_{2s}$
Unghiular asimetric	$[30/-30/30/-30/30/-30/30/-30] = [\pm 30]_4$
Multidirecțional	$[0/45/-45/-45/45/0] = [0/\pm 45]_s$
	$[0/0/45/-45/0/0/0/0/-45/45/0/0] = [0_2/\pm 45/0_2]_s$
	$[0/15/-15/15/-15/0] = [0/\pm 15/\pm 15/0]_T = [0/(\pm 15)_2/0]_T$
Hibrid	$[0^K/0^K/45^C/-45^C/90^S/-45^C/45^C/0^K/0^K]_{T=} = [0_2^K/\pm 45^C/90^S]_s$

Indicii și notațiile de mai sus au următoarele semnificații:

- indice numeric = număr de straturi sau grupuri de straturi identice
- indicele “s” = succesiune de straturi (secvență) simetrică
- indicele “T” = în simbol sunt indicate toate straturile structurii
- subliniere = stratificatul este simetric în raport cu linia mediană a stratului
- exponent = pentru hibride, arată natura fibrelor de armare din acel strat
(K = Kevlar; C = carbon sau grafit; S = sticlă)

Proprietățile elastice fundamentale ale lamelei compozite

S-a arătat anterior că în analizele de tip **macromecanic** compozitele sunt considerate *omogene*, dar *anizotrope*, astfel încât proprietățile fizice de bază, care trebuie cunoscute pentru a se face estimarea comportării globale a materialului sunt *proprietățile medii ale lamelei* compozite.

Luând ca axe de referință direcțiile principale ale materialului, proprietățile elastice fundamentale pentru o lamelă armată cu fibre lungi sunt considerate următoarele:

- E_1, E_2, E_3 = moduli de tip Young, în direcțiile principale ale lamelei;
- G_{12}, G_{23}, G_{13} = moduli de forfecare, în planele principale;
- $\nu_{12}, \nu_{23}, \nu_{13}$ = coeficienții de tip Poisson.

Observații:

1. Pentru moduli de forfecare, indicii numerici arată planul din material în care este definit fiecare dintre ei, astfel că acești indici sunt inversabili!
2. În schimb, în notarea coeficienților de cuplare (dintre care fac parte și coeficienții de contracție transversală), primul indice reprezintă direcția încărcării, iar cel de-al doilea arată direcția de măsurare a deformației specifice produse; în aceste notații indicii nu mai pot fi inverșați între ei!

Parametrii care desemnează conținutul compozitului

Se delimitează un *volum elementar reprezentativ* V_C - având *masa* m_C - dintr-un compozit oarecare; pentru a efectua orice calcule estimative privind proprietățile fizico-mecanice ale compozitului, trebuie stabilite mai întâi următoarele caracteristici ale lui:

- conținutul volumic de fibre $V_f = \frac{\text{volumul ocupat de fibre}}{V_C}$
- conținutul masic de fibre $W_f = \frac{\text{masa fibrelor}}{m_C}$
- conținutul volumic de matrice $V_m = \frac{\text{volumul ocupat de matrice}}{V_C}$
- conținutul masic de matrice $W_m = \frac{\text{masa matricei}}{m_C}$
- conținutul volumic de goluri (pori)

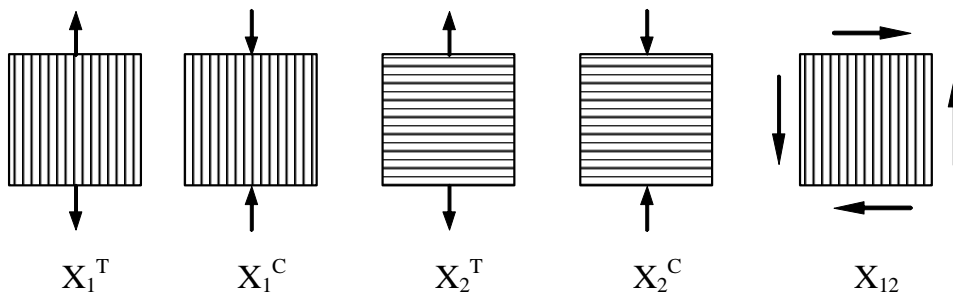
$$V_g = 1 - V_m - V_f = \frac{\text{volumul ocupat de goluri}}{V_C}$$

Desigur că aceste calcule se fac în același mod, schimbând corespunzător indicii, pentru cazurile în care armarea compozitului nu se face cu fibre, ci cu elemente disperse.

Parametrii macromecanici de rezistență

Estimarea comportării la rupere a compozitelor este o problemă complexă, întrucât mecanismele lor de rupere variază în limite largi, în funcție de proprietățile mecanice ale compozitului și de felul încărcării; complexitatea crește, atunci când apar simultan mai multe mecanisme de rupere, în procesul studiat.

Din punct de vedere macromecanic **rezistența** unei lamele compozite la solicitări mecanice este o proprietate *anizotropă*, depinzând de direcția pe care se determină; este necesar să se coreleze rezistența pe o anumită direcție cu *parametrii de bază* ai rezistenței lamelei, iar aceștia se raportează la direcțiile principale ale materialului, la fel cu parametrii de rigiditate de mai sus.



Schemele de încărcare pentru determinarea experimentală a parametrilor macromecanici de rezistență.

Pentru încărcările **plane**, având efecte într-un singur plan (cel al armării, dat de direcțiile principale 1 și 2), rezistența lamelei unidirecționale este caracterizată prin **5** parametri macromecanici: X_1^T = rezistența la tracțiune longitudinală; X_1^C = la compresiune longitudinală; X_2^T = la tracțiune transversală; X_2^C = la compresiune transversală; X_{12} = la forfecare în planul armării (intralaminară).

Fiecare parametru poate fi pus în legătură cu una dintre încercările elementare utilizate în analizele de laborator (ca în schematizările de mai sus).

Observații:

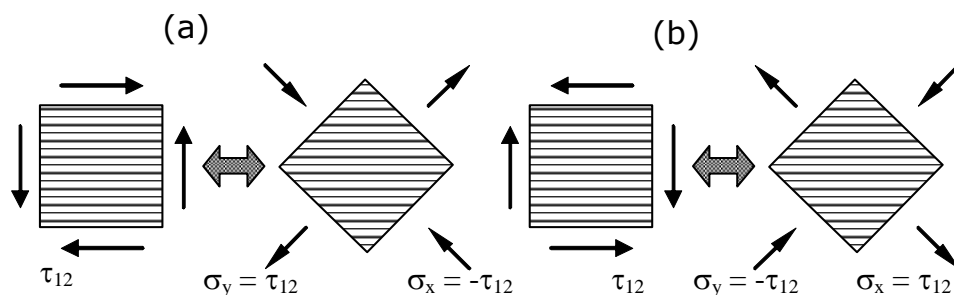
1. Pentru cele mai multe compozite se obțin, pe orice direcție din volumul lor, valori diferite ale rezistenței la tracțiune, respectiv la compresiune.
2. Cei cinci parametri sunt folosiți în calcule ca valori numerice absolute (nu se ține seama de semnele ce li se pot asocia – precum semnul negativ, în cazul tensiunilor de compresiune).

Influența orientării tensiunilor de forfecare

Într-un material **ortotrop**, dacă tensiunile tangențiale acționează pe direcțiile lui *principale*, atunci valorile **rezistenței la forfecare** sunt unice, indiferent dacă în experiment apar tensiuni (τ_{ij}) *pozitive*, respectiv *negative*; se vor compara efectele date de tensiunile *pozitive* (a), respectiv *negative* (b), în stări de încărcare de tip *forfecare pură*, pentru următoarele două cazuri de solicitare:

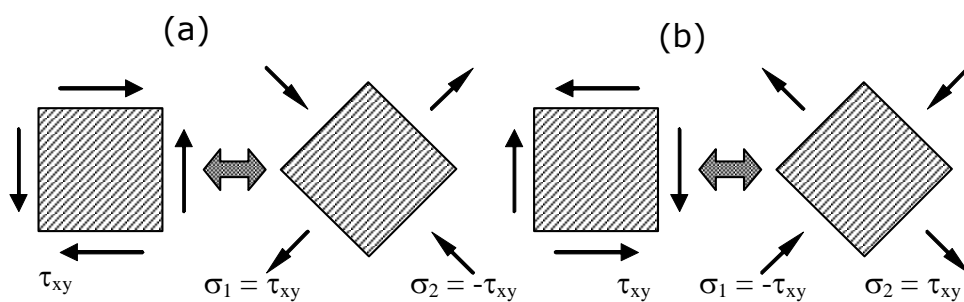
- cu tensiunile tangențiale dirijate, în planul de forfecare, pe direcțiile principale ale materialului;
- cu tensiuni tangențiale care au direcții înclinate la 45° față de axele principale ale materialului.

Pentru fiecare situație (solicitarea este de **forfecare pură**) s-au făcut două reprezentări echivalente, una cu tensiunile tangențiale τ_{12} , respectiv τ_{xy} , cealaltă cu tensiunile normale corespunzătoare σ , pe direcții înclinate la 45° față de cele tangențiale.



Solicitarea de forfecare cu tensiuni paralele cu axele principale ale materialului ortotrop.

Dacă tensiunile tangențiale au direcțiile axelor principale, atât cele (considerate, prin convenție) **pozitive**, cât și cele **negative** produc în probă (așa după cum se cunoaște în legătură cu orice stare de forfecare pură) tensiuni de *tracțiune* și de *compresiune*, egale între ele în valori absolute și orientate la fel (*înclinate* la unghiuri de 45°) față de direcțiile principale 1 și 2 (adică și față de direcția armării); *semnul tensiunilor tangențiale (de forfecare) nu are importanță* în această situație, iar rezistența la forfecare a compozitului nu va fi influențată de diferența dintre rezistențele lui la tracțiune și la compresiune.



Cazul solicitării de forfecare cu tensiuni tangențiale înclinate sub unghiuri de 45° față de axele principale ale materialului ortotrop.

Situația este diferită dacă tensiunile de forfecare apar pe direcții *diferite* de cele principale; tensiunile tangențiale *pozitive* corespund unor tensiuni normale de *tracțiune* – pe direcția fibrelor, respectiv de *compresiune* – pe direcția transversală; în cazul (b), tensiunile tangențiale *negative* conduc la tensiuni normale de *compresiune* – pe direcția fibrelor, respectiv de *tracțiune* – pe direcție transversală.

Trebuie observat că orice lamelă compozită unidirecțională este puternic anizotropă, având sensibilitate maximă (adică rezistența cea mai mică) la solicitarea de *tracțiune*

perpendiculară pe fibre, iar în situația descrisă mai sus **rezistența la forfecare** a lamelei va fi **mai mare** dacă tracțiunea transversală *nu apare*, altfel spus atunci când solicitarea se produce prin tensiuni tangențiale *pozitive*.

Parametri adiționali de rezistență

Așa cum s-a arătat mai sus, analiza materialelor anizotrope, sub acțiunea unor solicitări mecanice care produc stări **plane** de tensiuni, necesită cunoașterea a **5** caracteristici de rezistență ale materialului; de cealaltă parte, dacă se produc stări de tensiuni **spațiale**, adică în cazul unor analize de tip **tri-dimensional** acele 5 caracteristici nu sunt de obicei suficiente, astfel încât devine necesar să fie stabiliți **4** parametri *adiționali* de rezistență ai lamelei compozite, aceștia corespunzând unor încercări mecanice care produc efecte *în afara planului armării* (solicitări *interlaminare*):

- una de *tracțiune* (prin care se determină rezistența X_3^T);
- una de *compresiune* (cu parametrul de rezistență X_3^C);
- două de *forfecare* (cu parametrii de rezistență X_{23} și X_{13}).

Concluzie

Orice material compozit este considerat complet caracterizat, din punctul de vedere al proprietăților sale de *rezistență mecanică*, prin cunoașterea unui număr de **9** valori de *parametri macromecanici* – dacă se iau în considerare solicitări mecanice de complexitate maximă, care produc în material *stări spațiale* de tensiuni; atunci când se analizează solicitări cu *stări plane* de tensiuni, numărul acestor parametri scade la **5**.

Observații:

1. Pentru compozitele cu **izotropie transversală** (planul de izotropie 2-3 fiind perpendicular pe fibre), indicii 2 și 3 vor fi inter-schimbabili, astfel că $X_3^T \approx X_2^T$, $X_3^C \approx X_2^C$ și $X_{13} \approx X_{12}$.
2. Așadar, pentru analiza acestor materiale, în stări generale (tri-dimensionale) de solicitare, rămân de stabilit doar **6** parametri de rezistență.

METODE EXPERIMENTALE

pentru studiul comportării mecanice a materialelor compozite

Parametrii de rezistență ai compozitelor, despre care s-a discutat în paragrafele anterioare, se stabilesc prin efectuarea unor încercări mecanice; acestea sunt în bună măsură asemănătoare celor de la materialele clasice, dar au anumite particularități date de caracterul neomogen și anizotrop al compozitelor.

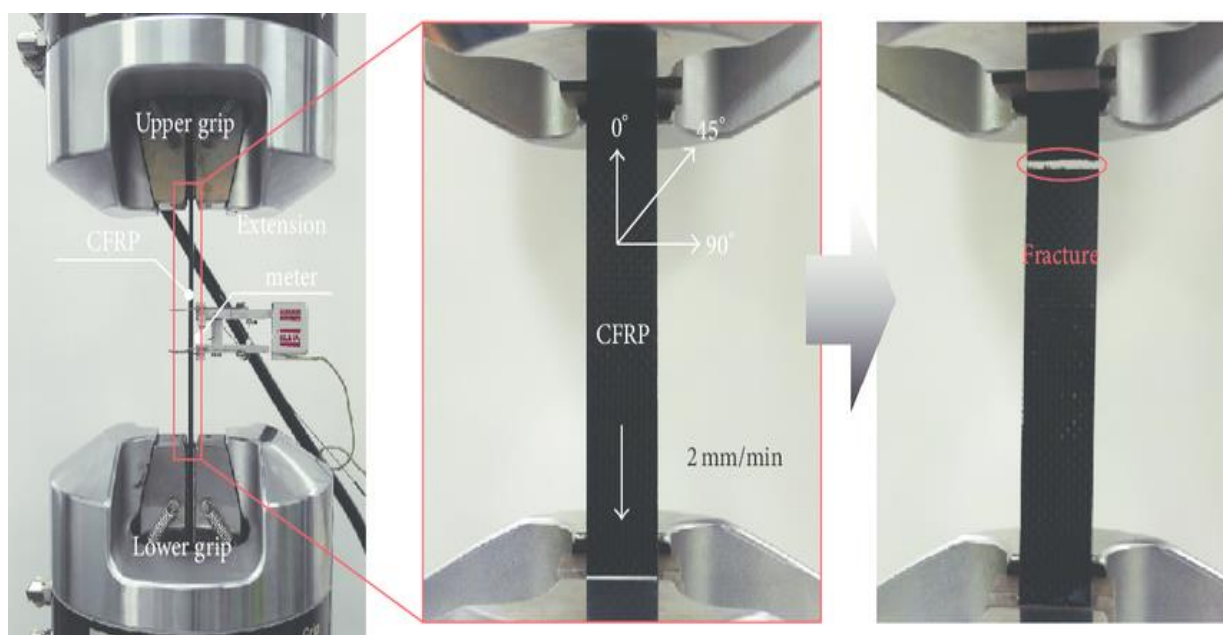
În cazul analizelor de tip macromecanic, lamela unidirecțională este elementul constructiv de bază pentru structura unui compozit, astfel încât caracterizarea comportării ei mecanice reprezintă o pre-condiție pentru aplicarea metodelor – teoretice, numerice, sau experimentale – de analiză a structurilor compozite.

Este de la sine înțeles că cele mai multe dintre încercările mecanice aplicate compozitelor sunt *standardizate*, cel mai adesea fiind citate și utilizate normele din standardele ASTM, amintite și în prezentarea de față; în continuare vor fi discutate câteva tipuri de încercări aplicate compozitelor cu matrice *polimerică*; având în vedere că acestea sunt utilizate cel mai mult în practică, metodele prin care li se testează calitățile au fost și ele abordate pe scara cea mai largă și au cunoscut dezvoltarea cea mai sistematică.

1. Stabilirea proprietăților de tracțiune (și compresiune)

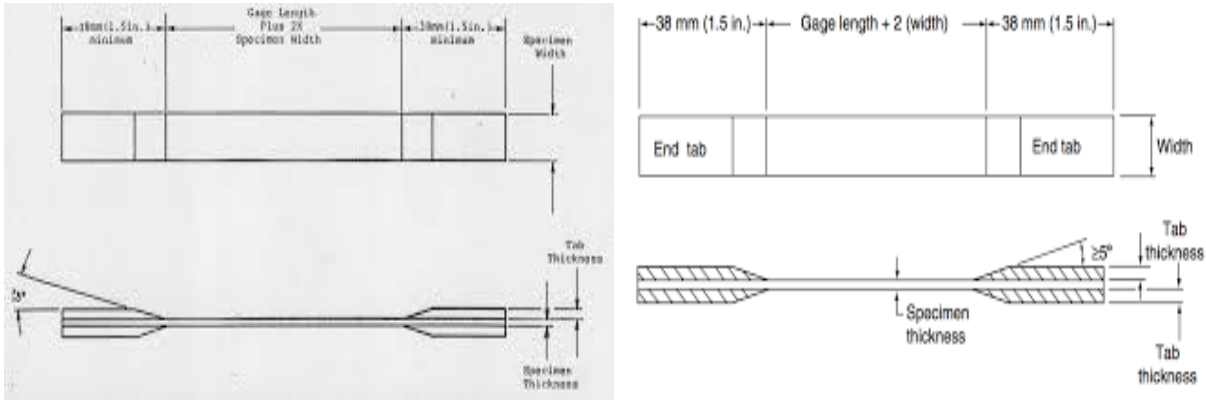
Se folosesc încercări de **tracțiune** uniaxială, pe baza cărora sunt determinate valorile următoarelor proprietăți:

- E_1, E_2 moduli de tip Young, pe direcție longitudinală și transversală
- ν_{12}, ν_{21} coeficienții de tip Poisson – principal și secundar
- X_1^T, X_2^T rezistențele la tracțiune, pe direcție longitudinală și transversală
- $\epsilon_1^R, \epsilon_2^R$ alungirile la rupere, pe direcție longitudinală și transversală

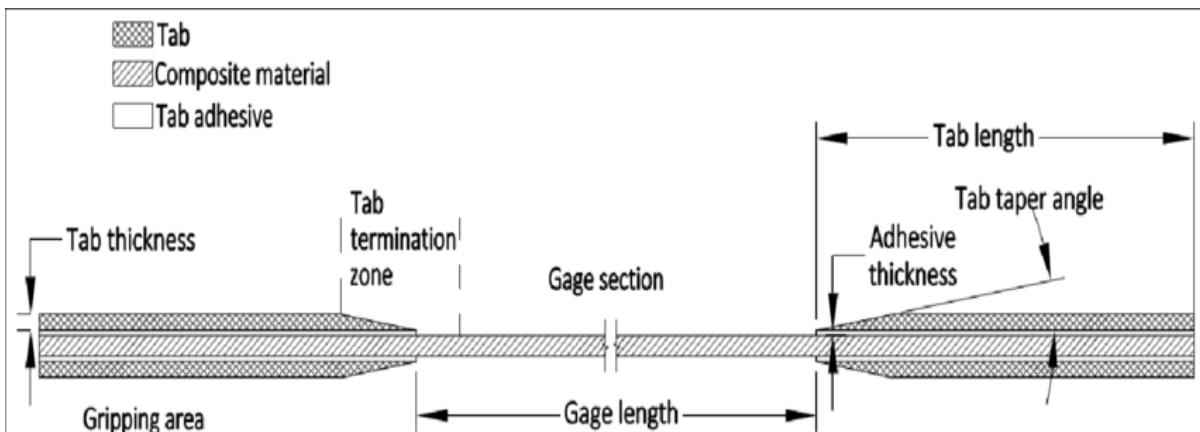


Efectuarea încercărilor mecanice de tracțiune asupra compozitelor cu matrice polimerică.

Epruvetele folosite au de obicei forme prismatice (standardul ASTM-D-3039 se referă la încercarea la tracțiune a compozitelor cu matrice polimerică), cu secțiune constantă și taloane de rigidizare în zonele de prindere; lungimea lor tipică este de 230mm (cu zona de măsurare de 150mm), iar lățimea de 12,5mm – pentru încercarea pe direcția fibrelor de armare, respectiv 25mm – pentru încercarea de tracțiune transversală.



Aspectul tipic al epruvetelor de tracțiune în cazul compozitelor cu matrice polimerică.



Construcția standard a epruvetelor de tracțiune recomandate pentru încercarea compozitelor cu matrice polimerică.

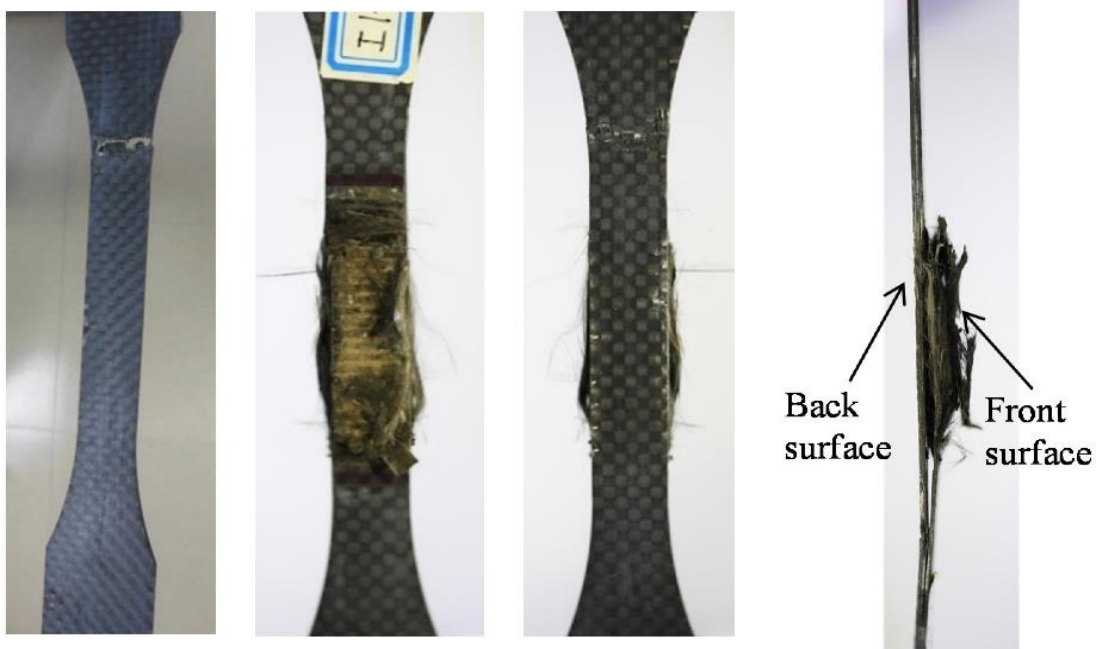
Grosimile recomandate ale epruvetelor sunt cuprinse între 0,5 și 2,5 mm, adică 6 straturi de fibre – la încercarea de tracțiune longitudinală, dar cel puțin 8 straturi – pentru cea de pe direcția transversală.

Probele sunt solicitate până la rupere, evoluția dependenței dintre încărcare și alungirea probei este urmărită prin intermediul computerului care comandă mașina, iar graficul care reprezintă *curba caracteristică* a materialului încercat apare în mod continuu pe monitor. În final se analizează aspectul probelor rupte și se stabilește și modul de cedare care a fost predominant, în momentul în care materialul a atins limita de rezistență.

Este interesant de remarcat felul cum se reflectă, pe graficele astfel obținute, comportarea mecanică specială a compozitelor, prin comparație cu cea a materialelor convenționale; dacă se analizează curbele caracteristice prezentate în continuare (în partea de jos a paginii care

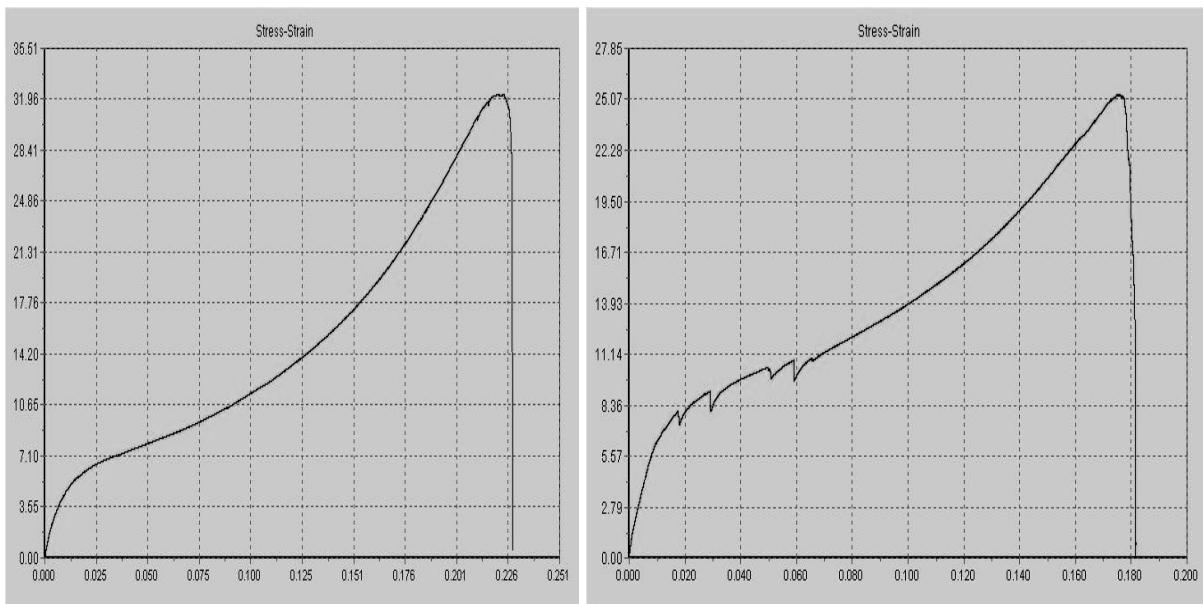
STRUCTURI DIN MATERIALE COMPOZITE

urmează), se poate observa un punct de inflexiune, imediat după depășirea zonei elastice inițiale de pe curbă. Cele două tipuri de curbură se datorează diferenței de comportare la tracțiune dintre constituenții compozitului: în zona inițială solicitarea este preluată aproape în totalitate de matricea polimerică, iar graficul apare cu o convexitate îndreptată în sus.



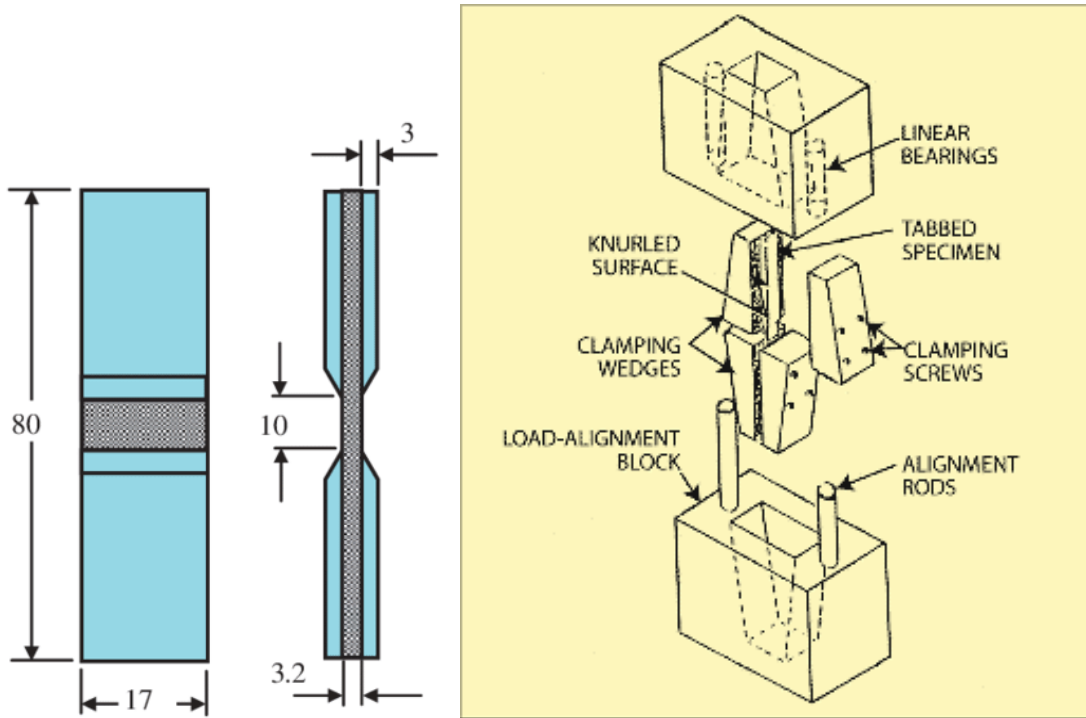
Aspectul ruperii în cazul unor probe din compozite cu matrice polimerică, armate cu fibre de carbon.

Pe măsură ce crește treptat alungirea straturilor de matrice, solicitarea este transmisă cu precădere către straturile de ranforsant, fapt ilustrat de graficul având *convexitatea în jos*, care apare în figură în zona superioară a curbelor; acest aspect este considerat tipic pentru solicitarea la tracțiune a firelor de tip *textil*.



Aspectul tipic al curbei caracteristice de tracțiune pentru un compozit cu matrice polimerică și armare cu țesături din fire textile

Pe de altă parte, este interesant faptul că graficul din dreapta prezintă o porțiune care poate fi denumită *zimțată*, despre care se poate observa că nu alterează alura globală a curbei caracteristice; salturile respective se datorează fragmentărilor succesive ale straturilor de polimer, pe măsură ce solicitarea crește, acest fenomen făcând de altfel posibilă preluarea treptată a solicitării de către straturile de fibre de armare.

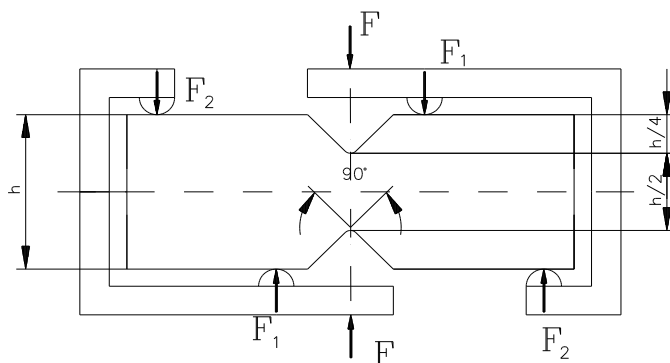


Aspectul tipic al unor probe și al dispozitivului de comprimare de tip Celanese.

Proprietăți similare celor de mai sus se stabilesc prin încercări de **comprimare** uniaxială (efectuată, pentru compozitele polimerice, după prevederile standardului ASTM D 3410), care sunt cele mai pretențioase experimente, ca aplicare practică, datorită tendinței de rupere prematură a compozitului; din acest motiv devin necesare măsuri speciale de prindere (și de antrenare) a probelor în mașina pentru încercări (dispozitivele folosite, care cunosc mai multe variante constructive, devin așadar mai complicate), iar lungimile de măsurare ale epruvetelor sunt relativ mici (întrucât cea mai mare parte din lungime o formează porțiunile lor care sunt prinse în bacuri).

2. Stabilirea proprietăților de forfecare

Cel mai frecvent se studiază proprietățile de rezistență și de rigiditate din planul armării, adică modulul de lunecare G_{12} și rezistența la forfecare X_{12} ; metodele de testare sunt foarte diverse și nu există încă o metodă care să fie unanim acceptată și general valabilă; se admite că 4 tehnici sunt mai mult folosite: testul Iosipescu, încercarea de forfecare între șine (*rail-shear test*), tracțiunea dezaxată (*10 deg off-axis test*), și tracțiunea probelor cu armare încrucișată sub unghiuri de $\pm 45^\circ$.

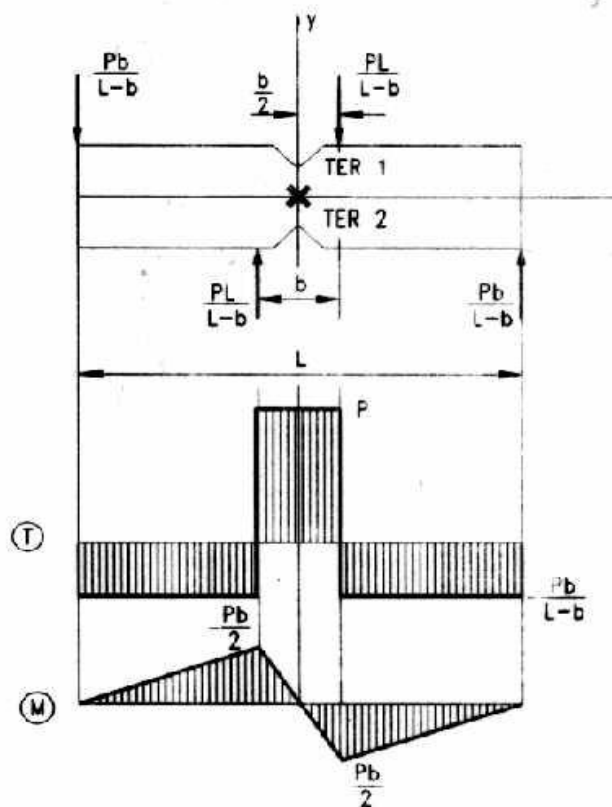


Modul de încărcare a epruvetei Iosipescu.

Aspecte particulare ale încercărilor de forfecare aplicate compozitelor

A. Încercarea la forfecare pură este un procedeu propus de profesorul *Nicolae Iosipescu*, în urma cercetărilor sale din anii 1960; epruveta și testul lui Iosipescu, dezvoltate în principal pentru studiul metalelor au fost extinse ulterior la materiale compozite de către Adams și Walrath de la Universitatea Wyoming (1983).

Proba Iosipescu este în formă de grindă dreaptă, solicitată de 4 forțe, plasate antisimetric, pentru a se obține în secțiunea de forfecare anularea efortului încovoietor (și a tensiunilor normale σ), efortul tăietor fiind egal cu forța aplicată dispozitivului de forfecare; prin practicarea unor creștături bilaterale pe probă, la mijlocul lungimii ei, Iosipescu a



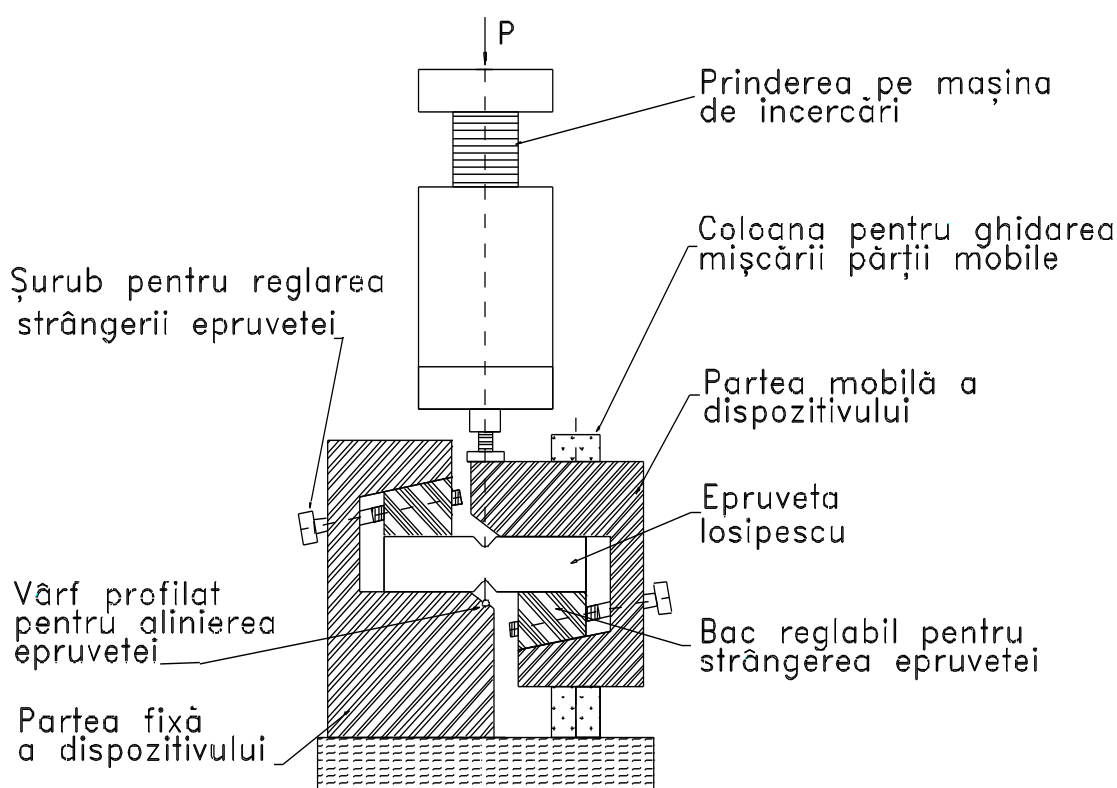
Încărcarea epruvetei și diagramele de eforturi.

urmărit să creeze o secțiune slăbită, în care să se dezvolte tensiunile tangențiale cele mai mari (și uniform distribuite) și unde să se producă ruperea.

Prin studii de fotoelasticitate el a stabilit că flancurile acelor creștături trebuie să fie paralele cu direcțiile izostaticelor (traietoriile eforturilor principale), adică să fie orientate la 45° față de secțiunea transversală (producând astfel tensiunile tangențiale maxime în toate punctele secțiunii de forfecare și obținând un "unghi viu"); în ideea de a optimiza adâncimea

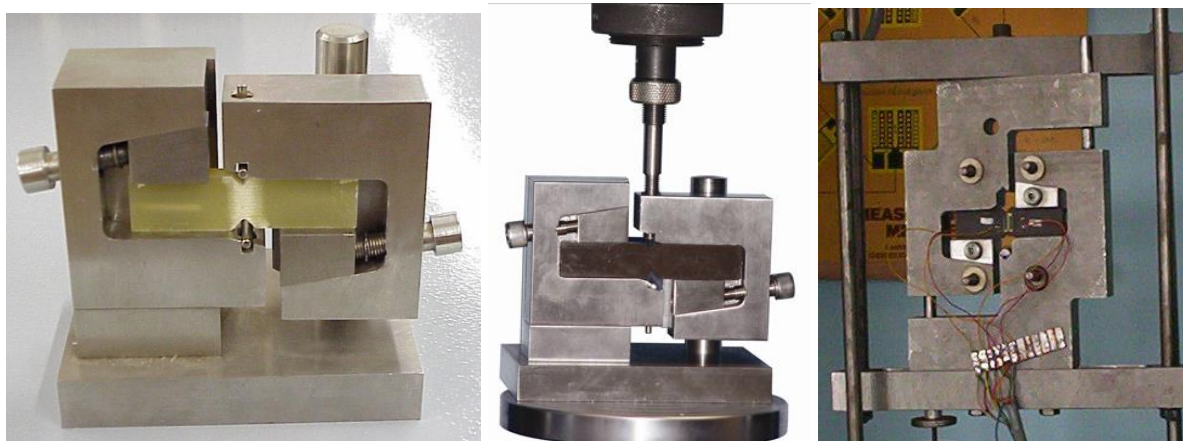
celor două creștături, Iosipescu a căutat să ajungă la o repartiție uniformă a tensiunilor tangențiale în secțiunea de dimensiuni minime (care este chiar secțiunea transversală în care se produce forfecare pură, deoarece momentul de încovoiere este nul în acel punct al probei); concluzia analizelor a fost că această condiție este îndeplinită numai atunci când creștăturile au (fiecare) adâncimea de *un sfert* din înălțimea epruvetei, situație care se regăsește pe forma standard a epruvetei Iosipescu (a se vedea prima figură de mai sus).

Avantajele metodei pentru testarea materialelor anizotrope au fost remarcate de cercetătorii americani, care au stabilit *procedul de forfecare Iosipescu* pentru studiul rezistenței și modulului de forfecare în plan, aplicat compozitelor stratificate, armate cu fibre lungi și standardizat prin norma ASTM D 5379.



Schematizarea dispozitivului Wyoming pentru încercarea de forfecare Iosipescu.

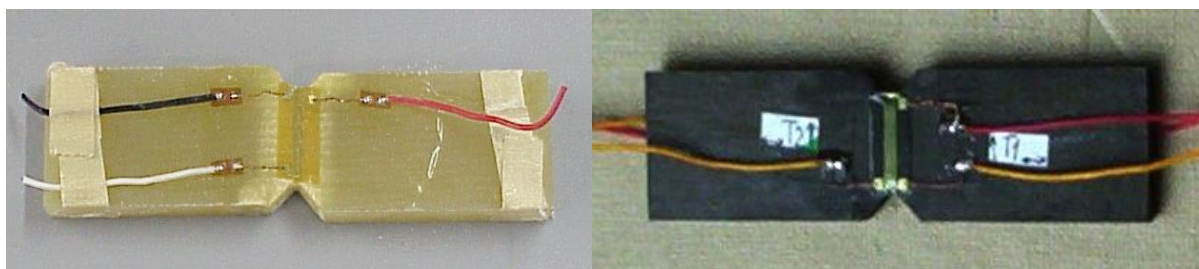
Solicitarea aplicată epruvetei este o încovoiere cu sarcini antisimetrice față de verticală, fiind obținută prin intermediul unui dispozitiv de construcție specială; varianta care este prezentată în standardul ASTM a fost concepută la Universitatea Wyoming de profesorii Adams și Walrath; este remarcabil faptul că forțele aplicate ansamblului dispozitiv-epruvetă au *rezultantele* pe axa de simetrie verticală a epruvetei (axa creștăturilor); prin modul de interacțiune dintre dispozitiv și probă cele două jumătăți de dispozitiv tind să producă deplasări în sensuri opuse, în plan, ale celor două jumătăți ale probei, încât planul vertical de simetrie definește secțiunea de forfecare.



Variante practice de dispozitive pentru testul de forfecare Iosipescu.

Instrumentele de măsurare folosite la realizarea testului Iosipescu au și ele o construcție specială, adaptată modului în care se produce în acest caz solicitarea de forfecare; cele două traductoare tensometrice (de tip electric rezistiv, de unde prescurtarea TER) prin care este evaluat răspunsul epruvetei la forfecare sunt reunite sub forma unei **rozete** și au grilele orientate înclinat sub unghiuri de $\pm 45^\circ$, în raport cu axa verticală din secțiunea de forfecare; cu ajutorul lor se măsoară două categorii de *deformații specifice liniare*: grilele care formează traductorul TER1 măsoară deformațiile ε_{+45° , care corespund unei solicitări de *compresiune*, în vreme ce TER2 măsoară deformațiile ε_{-45° , de *tracțiune*.

Caracterul ortotrop al materialului face ca în secțiunea de forfecare să apară și tensiuni normale, mai ales pentru structurile cu un grad mai ridicat de anizotropie, la care cuplarea dintre forfecare și încovoiere (și/sau răsucire) este prezentă; (după cum se va arăta într-un capitol următor, pentru structurile construite simetric acești coeficienți de cuplare sunt nuli, astfel încât tensiunile din secțiunea de măsurare vor fi numai de forfecare).



Aspectul unor epruvete (instrumentate) pentru încercarea de forfecare Iosipescu.

Modulul de forfecare în plan G_{12} se determină ca panta (zonei inițiale a) curbei τ_{12} - γ_{12} , unde:

$$\tau_{12} \text{ este tensiunea tangențială în secțiunea de forfecare} \quad \tau_{12} = \frac{P}{wh}$$

γ_{12} este lunecarea specifică, exprimată ca diferența celor două alungiri specifice măsurate de traductoarele rozetei de forfecare:

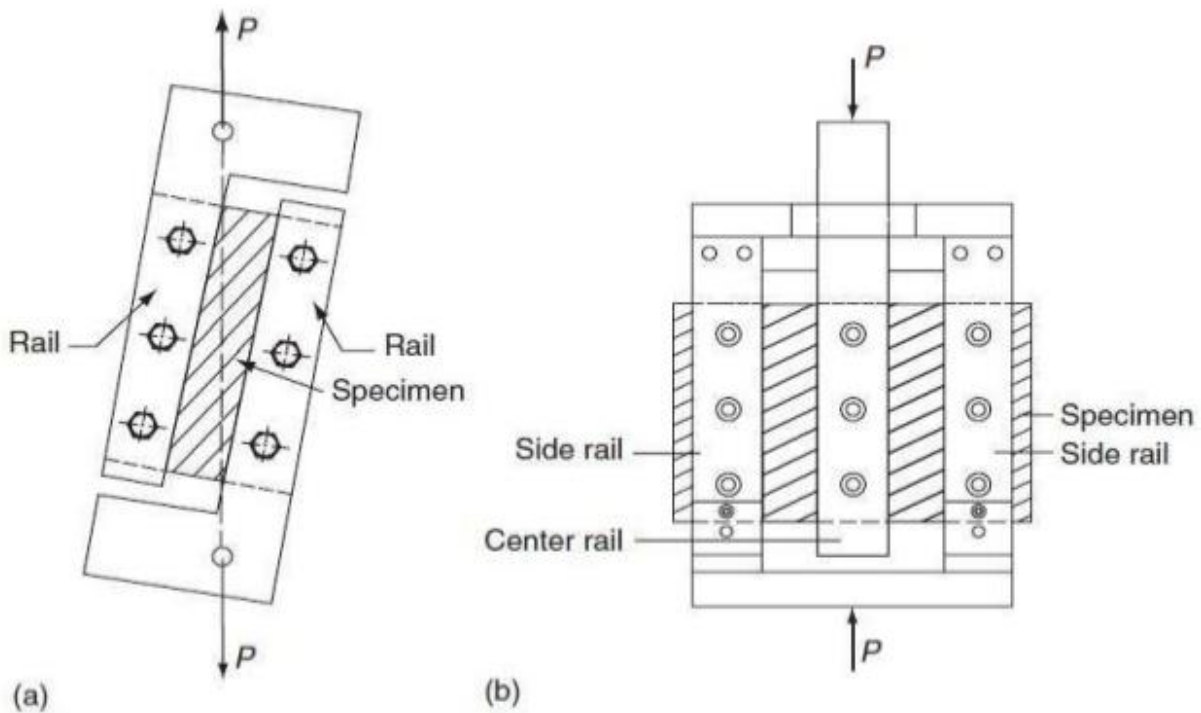
$$\gamma_{xy} = \varepsilon_{+45^\circ} - \varepsilon_{-45^\circ}$$

În accepțiunea ASTM D5379, pentru ca procedul să furnizeze rezultate corecte, este de preferat ca epruvetele să fie astfel realizate, încât planul de forfecare să fie orientat după două dintre axele principale ale materialului.

Este important să fie evidențiat faptul că sunt necesare măsuri speciale de pregătire și conducere a experimentelor:

- prelucrarea riguroasă a epruvetelor, pentru respectarea geometriei lor – mai ales planitatea și paralelismul suprafețelor de așezare și de contact cu dispozitivul de prindere;
- dispozitivul să aibă coloanele paralele, jocul în ghidaje să fie minim și egal, iar suprafețele de prindere a epruvetei să fie paralele;
- traductoarele (rozetele) tensometrice, care au grilele dispuse simetric și înclinate la 45° față de secțiunea de forfecare, se aplică pe ambele fețe ale epruvetei și se folosesc în măsurări separate, pentru a evidenția erorile ce pot apărea din cauza răsucirii probei, sau a imperfecțiunilor de încărcare.

B. Metoda de forfecare între șine (face obiectul standardului ASTM-D-4255) folosește ca eșantion de compozit o placă subțire, fixată între **două șine** (*Two-Rail Shear Test*); așa cum precizează standardul încercării (și se arată în figura următoare) există și o variantă cu plăci ceva mai mari, prinse în **trei șine** (*Three-Rail Shear Test*) verticale; șina din mijloc este deplasabilă alunecător, în jos, sub acțiunea forței P care încarcă dispozitivul, producând solicitări de forfecare în cele două *intervale* dintre șinele laterale și aceea centrală.



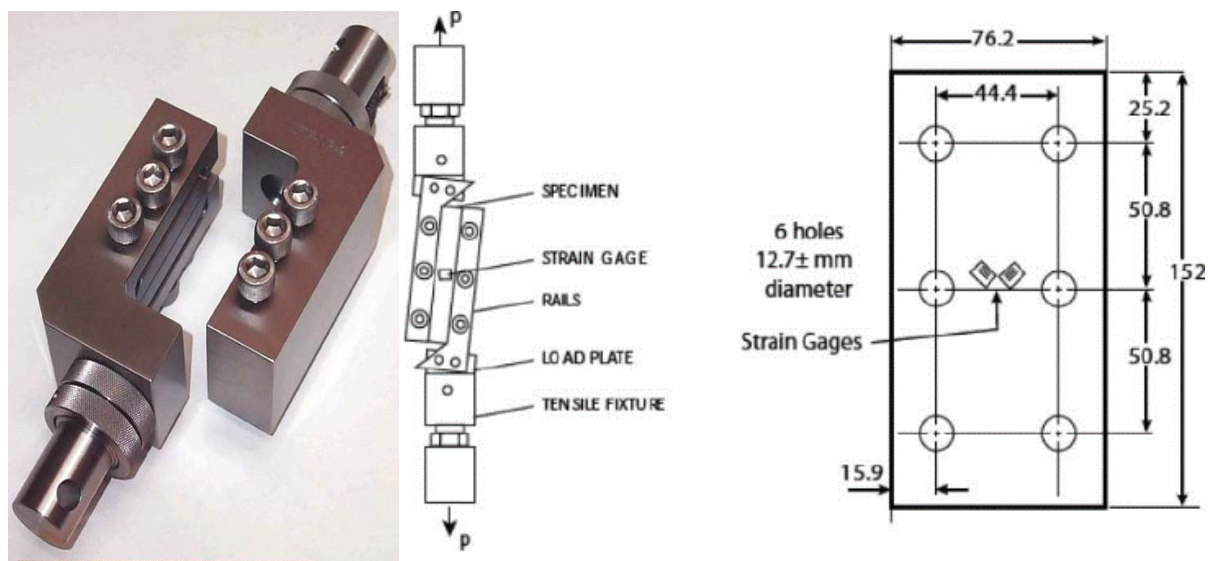
Schemele standard de încărcare la cele două variante ale testului de forfecare între șine.

Valoarea tensiunii tangențiale se calculează ca raport între forța P și aria de forfecare, iar lunecarea specifică se măsoară prin intermediul unor traductoare plasate, la mijlocul ariilor de forfecare, pe direcții înclinate la 45° față de șine:

$$\gamma_{12} = 2 (\epsilon_x)_{\theta=45^\circ}$$

Folosind valorile mărimilor calculate, așa cum s-a arătat până aici, se trasează grafice (curbe caracteristice) ale dependenței dintre tensiuni și deformațiile specifice de forfecare produse în

probă, iar stabilirea modulului de lunecare G_{12} și celelalte calcule se fac urmărind aceleași principii ca la testul Iosipescu.



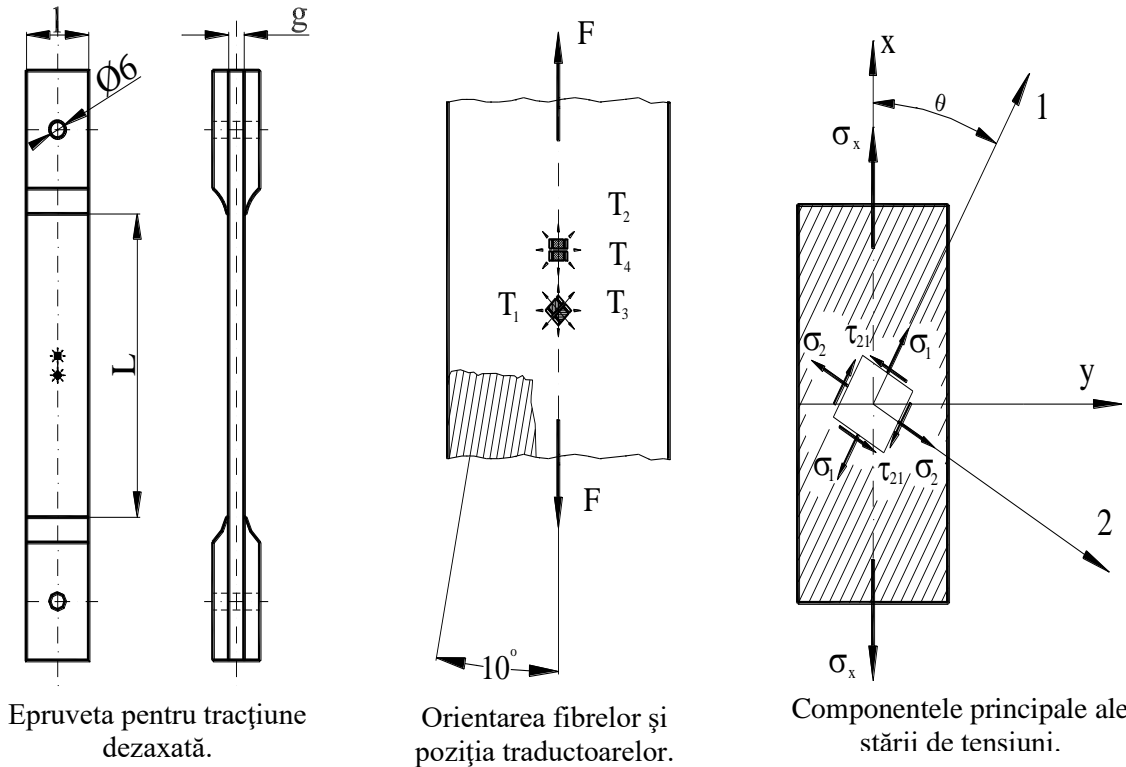
Dispozitivul, epruveta și schema de realizare pentru testul de forfecare între două șine.

În legătură cu dimensiunile plăcilor de compozit folosite ca probe, se consideră că, pentru ca starea de tensiuni din punctele de măsurare să se apropie de aceea de forfecarea pură, este necesar ca raportul dintre lungimea și lățimea spațiilor dintre șine să aibă valori relativ mari, de obicei 8:1; standardul mai precizează că încercările trebuie efectuate cu precauție, întrucât în probele utilizate la aceste teste au loc concentrări puternice de tensiuni, care ar putea să conducă la ruperea prematură a materialului.

C. Descrierea practică a încercării de tracțiune dezaxată (10° off-axis test)

Această variantă de stabilire experimentală a modulului de lunecare G_{12} a fost inițiată de Chamis și Sinclair, în 1977, făcând parte dintre testele propuse în mod special pentru materialele armate cu fibre continue, așezate pe o singură direcție; principiul metodei este aplicarea tracțiunii uniaxiale unui eșantion de compozit, având fibrele de armare înclinate la unghiul θ față de direcția solicitării. Valoarea de 10° a acestui unghi a fost aleasă, pe baza experienței inițiatorilor metodei, astfel încât valoarea tensiunilor tangențiale de forfecare produse în epruvetă să fie afectată cât mai puțin de componentele normale, longitudinale (σ_1) și respectiv transversale (σ_2) ale stării de tensiuni.

Materialul folosit în cadrul experimentului din laborator este un compozit pe bază de rășină epoxidică, armată cu fibre de carbon, unidirecționale, într-un conținut volumic $V_f = 68\%$; epruveta are lățimea: $l=2h=15.8\text{mm}$, grosimea: $g=3.3\text{mm}$, iar lungimea zonei de măsurare $L=90\text{mm}$ și a fost decupată dintr-o placă de compozit (suprapunere de 24 de lamine, adică straturi de fibre), prin tăiere cu disc diamantat, cu diametrul de 150mm, funcționând la o rotație mare, de aproximativ 6000 rot/min; coeficientul de formă (aspect ratio) al epruvetei este astfel de $L/h=11.39$, considerat a fi o valoare suficientă pentru a considera neglijabile influențele prinderii de la capetele probei.



Epruveta pentru tracțiune dezaxată.

Orientarea fibrelor și poziția traductoarelor.

Componentele principale ale stării de tensiuni.

Capetele epruvetelor sunt **rigidizate**, conform cerințelor din standardul încercărilor de tracțiune (discutat într-un paragraf anterior al acestei prezentări), cu **talioane** din tablă de aluminiu, teșite spre zona de măsurare, iar găurile transversale centrale (cu diametrul de 6mm) din zonele de capăt folosesc pentru prinderea probelor în mașină, prin intermediul unor furci cu șuruburi; mașina folosită pentru aceste încercări este de tip "Textenser", care poate dezvolta o forță maximă de 500N.

În principiu ar trebui ca în secțiunea de măsurare a epruvetei să existe o stare de forfecare pură, dar starea reală de tensiuni este una **combinată**; astfel, dacă se admite că *tensiunea de pe direcția solicitării* este

$$\sigma_x = \frac{F}{A}$$

atunci tensiunile raportate la **axele principale ale materialului** (ilustrate pe schița de mai sus) se vor calcula folosind relațiile cunoscute din teoria elasticității:

$$\sigma_1 = \sigma_x \cdot \cos^2 \theta \quad \sigma_2 = \sigma_x \cdot \sin^2 \theta \quad \tau_{12} = -\sigma_x \cdot \cos \theta \cdot \sin \theta$$

Dintre aceste componente doar a treia este importantă pentru testul de față; introducând în aceasta valoarea reală a înclinării fibrelor $\theta = -10^\circ$ se poate obține valoarea numerică a tensiunii de forfecare în plan, care urmează a fi folosită pentru a calcula modulul de forfecare al materialului încercat, adică:

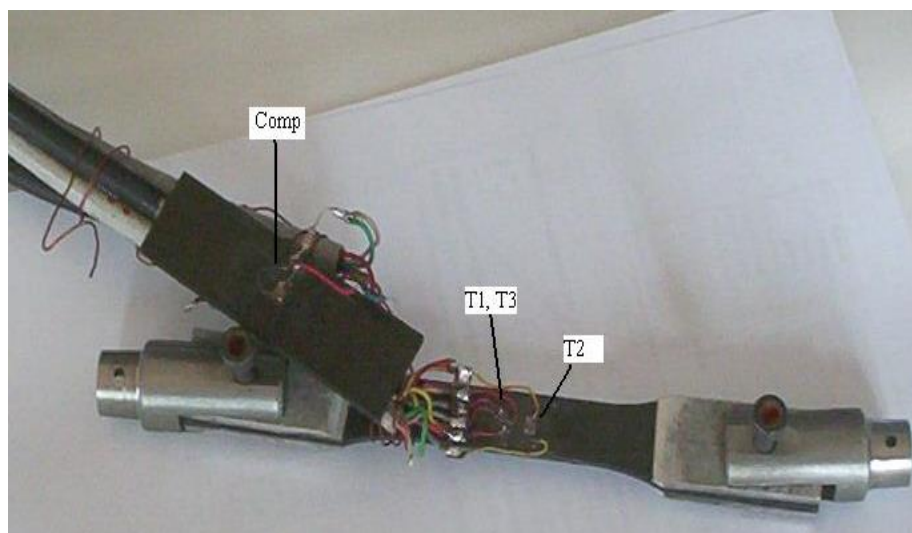
$$\tau_{12} = 0,171 \cdot \sigma_x$$

Pentru a stabili valorile lunecărilor specifice din planul axelor principale ale materialului, se aplică o relație care pune în legătură aceste mărimi cu deformațiile specifice liniare din

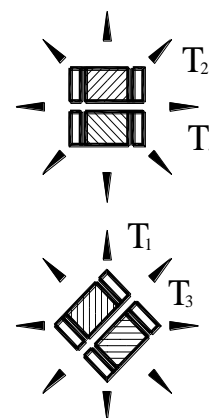
punctul de măsurare, stabilite pentru trei direcții decalate între ele cu câte 45°; în condițiile de față această relație se scrie astfel:

$$\gamma_{12} = 0,5977 \cdot \varepsilon_1 + 1,8794 \cdot \varepsilon_2 - 1,2817 \cdot \varepsilon_3$$

Lungirile specifice $\varepsilon_1, 2, 3$ care apar în această relație se măsoară (și sunt numerotate) folosind trei dintre cele patru traductoare ale unor rozete de tip EA-13-062TV-350, lipite pe axa de simetrie a epruvetei (așa cum se arată în schița din pagina anterioară), încât grilele a două traductoare fac unghiuri de 0° (T₁) și 90° (T₃) față de direcția solicitării (axa epruvetei), în vreme ce un al treilea traductor (T₂ din a doua rozetă) este orientat la 45° în raport cu acea direcție. Traductorul de compensare TC (indicat prin *Comp* pe imaginea următoare) este montat pe un eșantion nesolicitat de compozit, identic cu cel supus încercării și amplasat în vecinătatea epruvetei.



Aspectul epruvetei de tracțiune dezaxată.



Configurația și orientarea traductoarelor

Producătorul traductoarelor tensometrice rezistive (compania Vishay Micro-Measurements) indică următoarele caracteristici tehnice ale acestora (stabilite la temperatura de 24°C): rezistența electrică $R_G=350\Omega\pm 0,2\%$; factorul de marcă (determinat pe probe din aluminiu) $k_T = 2,095\pm 0,5\%$; sensibilitatea transversală $K_t = (+2,2\pm 0,2)\%$.

Rozetele tensometrice au formă de pătrat, având latura de 2mm, iar grilele traductoarelor componente sunt reciproc perpendiculare; alimentarea punții Wheatstone se face (în curent continuu) la o tensiune de 2V, cu scopul de a reduce căldura degajată de traductoare pe parcursul determinărilor experimentale.

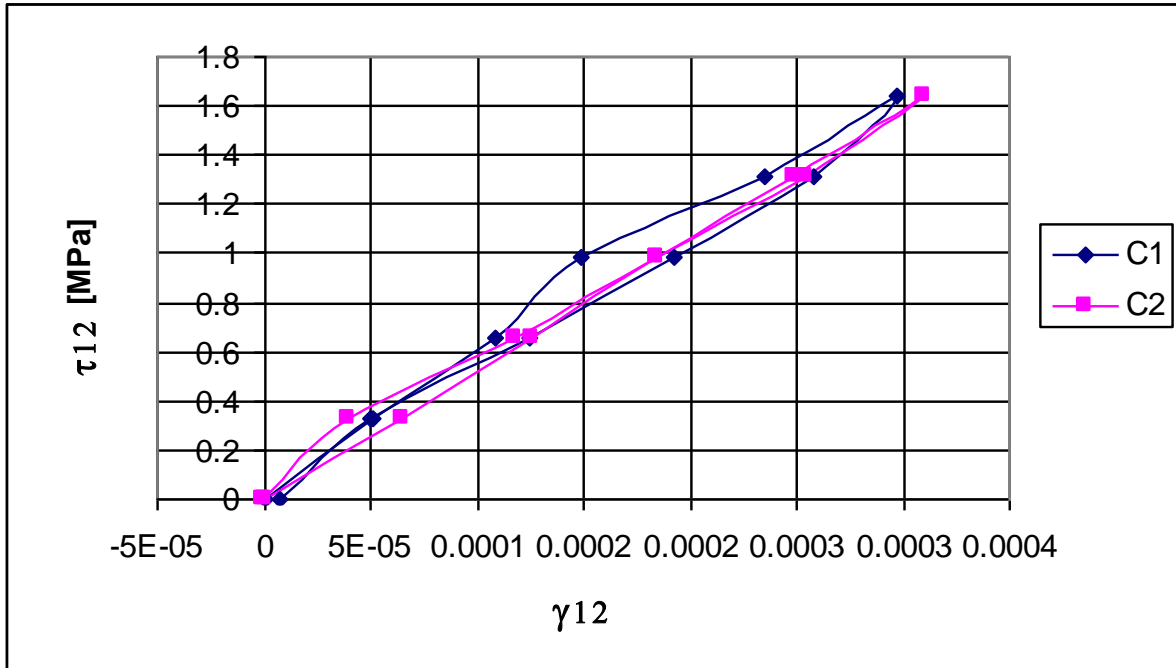
Pe baza celor de mai sus, valorile reale ale deformațiilor specifice se calculează înmulțind indicațiile de la instrumentul de măsură cu un factor egal cu $2 = 4V/2V$ (raportul dintre tensiunea de alimentare standard și cea efectivă).

Puntea electronică (de tip N2323+N2314) a fost calibrată prin intermediul unei cutii de comutație (N2362+N2361), fiind folosit un singur traductor de compensare, într-un montaj în punte completă format din: (pe rând, câte) unul din cele 3 traductoare (a se vedea figurile de mai sus) T1 (paralel cu direcția pe care se produce solicitarea), T2 (înclinat la 45° față de

direcția solicitării) sau T3 (perpendicular pe forța F); traductorul de compensare, TC; două rezistențe furnizate de cutia de comutație (partea N2361).

Sertarul N2314 a fost setat pentru scara de 10000 $\mu\epsilon$ și pentru tensiunea de alimentare $U_A=2V$, iar pentru calibrare a fost utilizată formula următoare:

$$\epsilon_{cal} = \frac{2}{k_T} \cdot 10000 \cdot \frac{U_A}{4V} = \frac{2}{2,1055} \cdot 10000 \cdot \frac{2V}{4V} = 4749,522\mu\epsilon \cong 4750\mu\epsilon$$

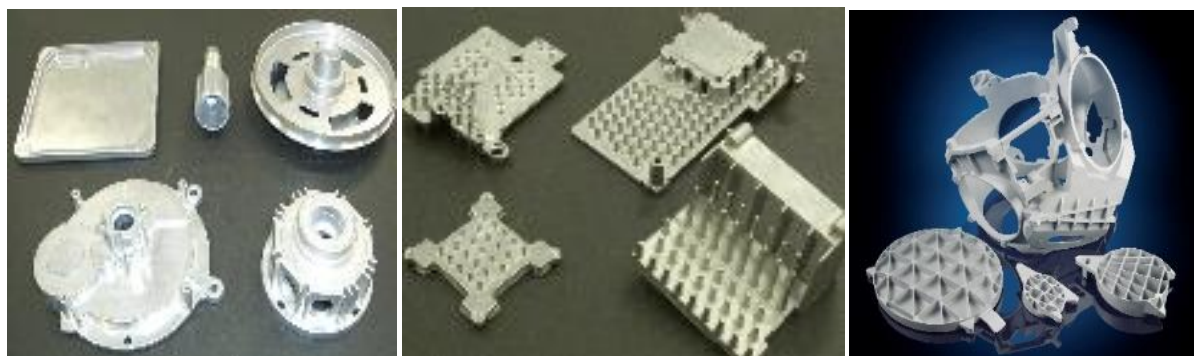


Curbe caracteristice de forfecare, obținute prin experimente de tracțiune dezaxată.

S-au obținut câte trei șiruri de valori pentru deformațiile specifice liniare indicate de fiecare traductor, corespunzând unor forțe de solicitare cuprinse între 0 și 500 N. Cu valorile medii ale acestor rezultate s-a calculat, în fiecare dintre cazuri, lunecarea specifică, folosind relația precizată mai sus. Calculele următoare și prelucrarea rezultatelor se fac pe aceleași principii ca la testul de forfecare Iosipescu.

7. METODE PRIN CARE SUNT FABRICATE COMPOZITELE CU MATRICE METALICĂ (CMM)

Așa cum s-a arătat anterior, metalele și aliajele metalice, combinate cu variate forme și naturi de elemente de armare reprezintă materiale utilizate foarte frecvent în tehnica actuală, inclusiv (sau chiar în primul rând) în domeniile sale de mare complexitate, precum construcțiile aero-spațiale sau industria de apărare.



Exemple de piese complexe realizate din aliaje de aluminiu armate cu particule de carbură de siliciu.

Fiind ele însele foarte diverse, compozitele cu matrici metalice (CMM) sunt procesate printr-o gamă foarte largă de tehnici, iar acestea pot fi clasificate, în prima instanță, în funcție de starea de agregare în care se află materialul metalic al matriciei pe parcursul procesului tehnologic; o astfel de grupare se concretizează astfel:

- ◆ tehnici bazate pe matricea în stare **lichidă** – turnare, infiltrare, pulverizare simultană, fabricare in situ;
- ◆ tehnici folosind matricea în stare **solidă** – metalurgia pulberilor (presare și sinterizare), deformare plastică (extrudare, forjare, laminare), difuzie;
- ◆ tehnici care utilizează matricea în stare **gazoasă** – depunere din stare de vapori (*Physical Vapour Deposition*).

A. Metode de fabricare prin turnare

Turnarea în forme a materialelor aflate în stare topită reprezintă o metodă foarte veche, prin care se pot obține piese sau semifabricate din metale sau aliaje, astfel încât în prezent sunt disponibile foarte diverse procedee de turnare, cele mai multe dintre fiind aplicabile și pentru fabricarea de compozite cu matrici metalice. Selectarea metodei potrivite se face în funcție de natura și geometria fazelor constituente, de posibilitatea realizării, prin turnare, a unei legături puternice între ele, de caracteristicile impuse compozitului turnat, precum și de dotările tehnice avute la dispoziție.

Fabricarea prin *turnare* a CMM prezintă, față de alte tehnologii, câteva **avantaje** importante:

- ✓ simplitate, rapiditate și cost redus al fabricării;
- ✓ posibilitate de utilizare a instalațiilor clasice, deja existente în secțiile de turnare;

- ✓ flexibilitate a tehnicilor folosite, ușor de adaptat cerințelor unei producții de serie;
- ✓ aplicabilitate la o gamă largă de materiale (folosite ca matrice);
- ✓ posibilitate de a produce forme complexe, la dimensiunile finale sau aproape de acestea;
- ✓ ușurință relativă în fabricarea și pregătirea elementelor de armare, precum și în controlul dispunerii lor în structura noului material.

Există și **dificultăți** tehnologice pe care le implică turnarea compozitelor metalice:

- ◆ interfața matrice - ranforsant trebuie să asigure adeziunea cerută între faze, să fie omogenă, compactă și, pe cât se poate, ductilă (să i se atenueze fragilitatea);
- ◆ este necesar să se conserve integritatea, respectiv proprietățile fizice și mecanice ale elementelor de armare;
- ◆ aceste elemente trebuie să fie dispersate uniform, orientate corect (dacă orientarea este necesară) și înglobate stabil în matrice.

Procedee de preparare a amestecurilor de turnare

Această etapă a proceselor tehnologice de turnare se referă inclusiv la înglobarea fazei secundare în materialul matricei, aflat total sau parțial în stare lichidă; realizarea corectă a amestecurilor presupune să fie învinse, prin măsuri de precauție, constrângerile prezente în orice material metalic în stare topită: **forțe de tensiune superficială, de viscozitate, respectiv arhimedice**; acestea tind simultan să acționeze în volumul topiturii, conducând la apariția fenomenului de expulzare a eventualelor incluziuni.

a. Amestecarea mecanică

Reprezintă un procedeu simplu și ieftin, mult utilizat și ușor de intuit; o variantă accesibilă și cu rezultate practice foarte bune este **metoda Vortex**, care constă în introducerea elementelor de armare (particule sau fibre scurte) în *zona de vârtej* creată în topitură, prin agitare mecanică, folosind un ax cu palete.

Creșterea duratei de amestecare și de menținere a particulelor în suspensie crește calitatea materialului final, pentru că favorizează umectarea incluziunilor de către aliaj și apariția unor legături chimice la interfețe.

Turația axului se adaptează la proporția de elemente complementare introduse; se ține seama că, prin amestecare, se mărește suprafața de contact cu aerul a particulelor de material aflate în topitură; pentru aliajele cu oxidabilitate ridicată (așa cum sunt cele de aluminiu sau de magneziu), operația se face într-o incintă cu atmosferă controlată, sau cu insuflarea unui gaz inert (de obicei argon) deasupra băii metalice.

Cea mai sigură variantă este reprezentată de **agitarea în vid**, deoarece orice gaz, chiar inert, tinde să fie antrenat parțial în topitură, favorizând astfel procesul de expulzare a componentelor solide. Uneori se apelează la imersarea în baia metalică a unor *pelete* sau *brichete* formate (prin procedee de aglomerare) din pulberi ale fazei discontinue; prin agitarea amestecului se obține apoi fărâmițarea acestora și particulele sunt redispersate, ușurându-se astfel înglobarea lor în matrice.

Tehnicile de amestecare mecanică, înainte de trunare, sunt simple ca principiu, dar au câteva **dezavantaje** importante:

- ◆ permit a fi introduse doar proporții reduse de elemente de armare, în compozitul astfel fabricat;
- ◆ este dificilă înglobarea elementelor disperse de natură ceramică, pe care în general aliajele metalice nu le umectează; sunt necesare măsuri speciale de ameliorare a umectării, ducând la creșterea costurilor de fabricație;
- ◆ fazele disperse tind să se aglomereze în timpul înglobării, ceea ce îngreunează dispersarea lor completă și uniformă în produsul final;
- ◆ este posibilă segregarea (separarea) gravifică (din cauza densităților diferite), din amestec, a fazei secundare;
- ◆ există pericolul fragmentării elementelor de armare (prin solicitare mecanică) în timpul agitării.

b. Injectarea în topitură a fazei discontinue

Presupune introducerea în matricea topită, printr-un sistem de injecție, a materialului solid, în stare de pulbere, cu ajutorul unui gaz purtător inert; după ce particulele de adaos pătrund în masa metalică lichidă, ele trebuie să mai dispună de o cantitate de energie pentru învingerea forțelor de frecare și de flotare, care se opun înglobării lor; în acest fel, distanța parcursă de elementele disperse în interiorul băii metalice va depinde de configurația și de densitatea lor, de proprietățile fizice ale metalului topit (densitate, fluiditate etc.) și de viteza care le este imprimată la trecerea prin injector.

c. Dispersarea fazei complementare cu ultrasunete

În acest caz, pulberile din materialul de armare se introduc pur și simplu în aliajul lichid, care este apoi supus unui tratament vibratoriu, prin intermediul unor *unde ultrasonore*; presiunea astfel creată determină distrugerea peliculelor de la limita de separare solid-lichid; gradientii de presiune cauzati de fenomenul de cavitație duc la formarea unor unde de șoc, iar acestea înlesnesc amestecarea omogenă a celor două faze. Eficiența dispersării este influențată de un complex de factori: frecvența undelor folosite, amplitudinea și viteza cu care se propagă oscilațiile, intensitatea câmpului ultrasonor, timpul de acțiune, modul de introducere a energiei undelor în masa suspensiei s.a.m.d., încât procesul de lucru trebuie să fie supravegheat de operatori competenți și experimentați.

Este considerată o tehnologie relativ scumpă, dar conduce la dispersarea corectă și aproximativ uniformă a particulelor de armare în matrice; este recomandată pentru obținerea, aproape la dimensiunile finale, a unor componente structurale care au forme complexe și care fac obiectul unor loturi mari de fabricație.

d. Agitarea electromagnetică a suspensiei

Dispersarea elementelor de armare se poate face și prin acțiunea unui *câmp magnetic variabil* în aliajul lichid; se produce un transfer de masă și de energie în suspensie, printr-o mișcare convectivă forțată; câmpul magnetic pune în mișcare electronii liberi din aliajul topit, într-o

direcție precizată; atomii de metal sunt antrenați, ajungându-se astfel treptat la mișcarea întregii mase topite. Un parametru important al conducerii procesului este distanța (*întrefier*) dintre inductorul electromagnetic și aliajul lichid, care trebuie să fie cât mai mică, pentru a menține la nivelul cerut forța magnetică exercitată asupra topiturii; de obicei se folosesc câmpuri magnetice rotitoare (cu un efect mai mare de agitare) realizate cu doi poli, la fel ca la statorul unui motor; rotirea acestora formează acei curenți turbionari, care omogenizează amestecul. Avantajele metodei sunt *amestecarea întregii mase* a topiturii, *fără contact direct* al sistemului de agitare cu metalul topit și *pe o durată mai mare* decât la alte procedee (deoarece agitarea poate continua până când temperatura coboară destul de mult).

e. Metode speciale

(în această categorie sunt incluse acele tehnici care sunt aplicabile unor cazuri particulare de suspensii sau de semifabricate)

Un exemplu frecvent întâlnit în practică este **dispersia centrifugală** a particulelor de armare în topitură; aceasta se poate folosi fie pentru suspensii ce conțin constituenți de densitate apropiată, fie în situații în care, dimpotrivă, este de dorit să se producă separarea constituenților în funcție de densitatea lor; dispersia se bazează pe rotirea, cu viteză relativ mare, a vasului ce conține topitura, iar particulele de material topit se vor așeza la raze cu atât mai mari (către exteriorul vasului) cu cât sunt mai „grele”.

Procedee de optimizare a înglobării elementelor de armare în matricea metalică

Dispersarea uniformă și completă a incluziunilor în topiturile metalice este dificilă; există obstacole date de natura matricei și de compatibilitatea ei cu ranforsantul, încât sunt folosite tehnici speciale de lucru. Pentru a se folosi ca matrice în compozite procesate în stare lichidă, un aliaj metalic trebuie să aibă vîscozitate redusă în stare topită (condiție relativ ușor de îndeplinit, inclusiv de aliajele uzuale), dar și umectare corectă a ranforsantului; în general aliajele metalice nu umectează elementele disperse nemetalice, încât în procesele de turnare se apelează la una sau mai multe dintre măsurile de mai jos.

a) **Acoperirea elementelor de armare cu pelicule metalice**, pentru că metalele lichide umectează pe cele solide, mai ales dacă sunt solubile reciproc, sau dacă pot forma compuși intermetalici; cel mai frecvent se folosesc pelicule de **nichel**, mai ales la matricile din aliaje de aluminiu sau de titan; ameliorarea umectării se obține *la temperaturile obișnuite* de elaborare a aliajelor respective, încât este protejată integritatea ranforsantului, prin prevenirea reacțiilor chimice cu metalul topit.

Pentru particule *ceramice* se recomandă acoperiri cu nichel sau cobalt, realizate prin depunere electrolitică; se mai folosesc acoperiri de argint, cupru, crom, sodiu sau titan; îmbunătățirea umectării *fibrelor de carbon* de aluminiul topit se obține prin metalizări complexe, cu sodiu, staniu și magneziu, care își îmbunătățesc reciproc capacitatea de a fi umectate de topitură. În cazuri particulare se fac și acoperiri din materiale *nemetalice*; un exemplu tipic este cel al fibrelor de carbon, care se acoperă uneori cu SiO₂; acest compus este mai stabil decât titanul sau borul și bine umectat de magneziu sau de aluminiu; uneori se folosesc acoperiri *duble*, prin adăugarea unor straturi subțiri de nichel, la exterior.

- b) **Introducerea de elemente superficiale active** în matrice, de exemplu Mg, Ca, sau Li – care au afinitate față de oxigen și împiedică formarea filmului de oxizi (care defavorizează umectarea) pe suprafața elementelor de armare.
- c) **Supra-încălzirea elementelor disperse**, înainte de introducerea lor în matricea topită, cu scopul de a realiza oxidarea lor superficială, sau pentru eliminarea gazelor adsorbite în stratul lor superficial.
- d) **Supra-încălzirea sau tratarea chimică** a băii metalice (materialul matricei adus în stare topită).
- e) **Condiționarea** mediului de lucru, de exemplu prin controlul conținutului de oxigen, care poate scădea umectarea prin formarea de oxizi pe suprafața elementelor de armare.
- f) Aplicarea unei **presiuni** asupra **compozitului**, aflat încă în stare de topitură, pentru depășirea barierelor reprezentate de energia termodinamică superficială și de viscozitatea aliajului metalic.
- g) **Tratarea cu ultrasunete** a suspensiei, pentru înlesnirea și accentuarea contactului direct între cele două faze.

Procedee de turnare utilizate la fabricarea CMM

1. Turnarea liberă (gravitațională)

Reprezintă varianta clasică de turnare a metalelor și se aplică în două moduri de bază:

- ⇒ cu introducerea în forme a unui amestec de turnare realizat în prealabil;
- ⇒ cu adăugarea fazei complementare în jetul de aliaj lichid (matricea), în momentul turnării.

Importantă în proces (afectând calitatea compozitului) este **viteza de răcire** a produsului (când se află în forma de turnare), având două categorii de valori:

- viteze *mari* – se obțin atunci când se folosesc forme *metalice*; acestea sunt relativ scumpe, dar reduc la minimum segregările fazei de armare pe timpul răcirii;
- viteze *mici* – atinse în cazurile în care formele sunt *nemetalice*; segregarea este greu de evitat, astfel că această variantă este preferată la obținerea materialelor cu dispunere *neuniformă* a armării.

Segregarea fazei disperse este pentru orice turnare principala problemă în asigurarea calității produselor; poate fi reglată prin modificarea unor factori tehnologici și de material:

- ⇒ *fluiditatea* topiturii metalice pe parcursul procesului de solidificare;
- ⇒ *densitatea și proprietățile termice* ale celor două faze ale compozitului;
- ⇒ *forma și mărimea* elementelor disperse, precum și *conținutul* lor *volumic* în produsul final;
- ⇒ morfologia de *crystalizare* a matricei;
- ⇒ modul în care materialul matricei *interacționează* cu faza complementară;
- ⇒ intensitatea proceselor de *aglomerare* a incluziunilor;

⇒ prezența unor *forțe exterioare* care acționează în perioada de răcire a amestecului.

Turnarea liberă este *neindicată* dacă materialele constitutive ale compozitului au *densități foarte diferite*, pentru că favorizează segregarea elementelor de armare; chiar dacă matricea este un aliaj ușor (de Al sau Mg), particulele de adaos cu densitate relativ mică (grafit sau alumină) se grupează către partea superioară a formei de turnare (fenomen denumit *flotare*); analog, particulele “grele” au tendința să se *decanteze* către baza formei și se vor găsi aglomerate la partea inferioară a semifabricatului turnat.

Această tehnică este cea mai necostisitoare metodă de turnare, astfel încât apare ca variantă preferată pentru producția pe scară largă a unor piese din compozite cu matrice metalică; de altfel, este considerată tehnologia de bază pentru obținerea compozitelor bazate pe aliaje de aluminiu.

2. Turnarea centrifugală

Această metodă implică **rotirea** formelor în timpul solidificării amestecului; se aplică pieselor simple, *de revoluție* și conduce la materiale mai compacte (cu porozitate mai mică) față de varianta gravitațională; parametrii tehnologici pot fi dirijați, pentru o **neomogenitate controlată** a compozitului final, printr-o dispunere neuniformă a elementelor disperse; acestea sunt acționate de forțe centrifuge, cu atât mai mari cu cât particulele de armare au densitatea mai mare; se pot lua măsuri pentru ca deplasarea lor în topitura în curs de solidificare să fie *încetinită*, prin creșterea viscozității topiturii, scăderea temperaturii în mediul de lucru, sau mărirea conținutului de fază de armare.

3. Turnarea prin infiltrare

Fabricarea CMM prin turnare convențională are avantajele caracterului uzual al acestei metode, de unde rezultă costuri de producție relativ joase și productivitate mare, dar trebuie subliniat că ea nu permite decât obținerea unor compozite cu performanțe modeste, necompetitive pentru aplicații de vârf; din aceste motive au fost dezvoltate alte tehnologii, în care înglobarea ranforsantului este controlată mai precis, așa cum se întâmplă la *infiltrarea ranforsantului de către matricea topită*.

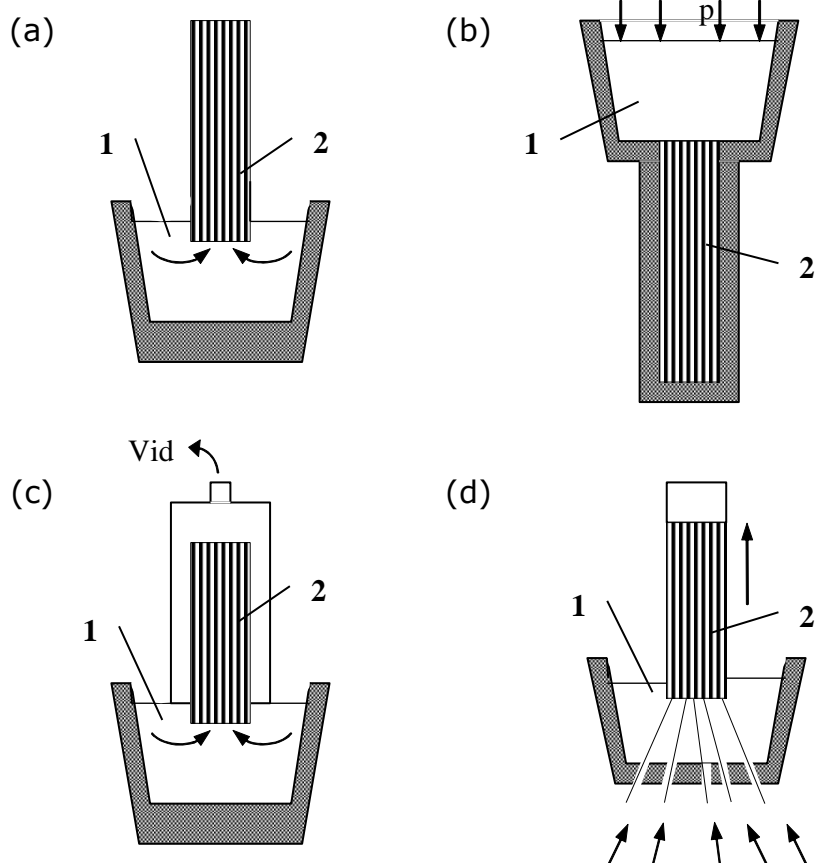
Aliajul lichid este determinat să pătrundă în porii unei **preforme** (aranjament realizat în prealabil) din elemente de armare – preferabil folosit sub formă de fibre lungi; procedeul se realizează în patru **variante** tehnologice de bază (care sunt schematizate în figura din pagina următoare):

- (a) prin capilaritate;
- (b) cu aplicarea unei presiuni, de obicei prin intermediul unui gaz inert;
- (c) prin depresiune, produsă de vidarea preformei;
- (d) cu trecerea forțată a fibrelor prin matricea aflată în stare topită.

Infiltrarea *spontană* (prin capilaritate) este relativ puțin folosită, întrucât implică un minimum de compatibilitate (inclusiv de umectare) între cele două faze, ceea ce limitează gama de materiale la care metoda se poate aplica; necesită și un timp lung de realizare, ca și de contact

între ranforsant și metalul topit, ceea ce este dezavantajos inclusiv prin favorizarea reacțiilor chimice de la interfață, care pot duce la degradarea fazei secundare.

Aceste impedimente pot fi evitate prin aplicarea unor tratamente speciale (de tip chimic sau termo-chimic) asupra fibrelor de armare; pentru cele de natură ceramică, de exemplu, se practică acoperirea lor cu o substanță (de obicei metalică) care le protejează și îmbunătățește înglobarea lor în matrice.

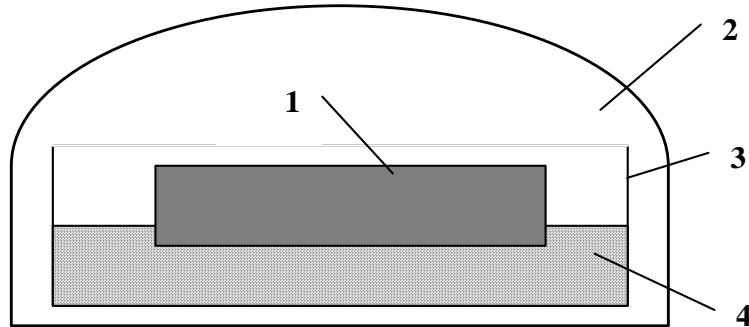


Metode de realizare practică a turnării prin infiltrare

Metodele de turnare prin infiltrare (mai ales cele care folosesc presiunea sau vidul) au ca **avantaje** principale posibilitatea ca piesele să fie realizate foarte aproape de forma și dimensiunile finale (deci compozitul este fabricat simultan cu piesa), la care se adaugă costul relativ mic și compactitatea bună a materialului final, cu diminuarea drastică a activităților chimice din zonele de interfață (și creșterea calitativă a adeziunii dintre constituenți); nu este de neglijat faptul că infiltrarea metalului topit în preforme ceramice poroase este cea mai importantă tehnică pentru obținerea unor piese cu forme complexe, din compozite cu valori mari ale fracției volumice de ranforsant (peste 50%).

A fost dezvoltată și o **variantă** a procedurii (ilustrată în figura următoare) care utilizează materialul matricei aflat **în stare solidă**, sub forma unui lingou metalic care este așezat peste preforma din fibre de armare. Ansamblul formei este încălzit, într-o incintă cu atmosferă de azot, până când se realizează topirea lingoului și supra-încălzirea aliajului, care apoi pătrunde

în porii preformei și duce la obținerea noului material; este recomandată prezența **azotului** în incinta de turnare, acest gaz având efecte pozitive asupra procesului tehnologic; se ajunge pe această cale la apariția, în structura finală, a unei cantități de *nitrură de aluminiu*, care contribuie la creșterea rigidității compozitului, concomitent cu micșorarea coeficientului său de dilatare termică.



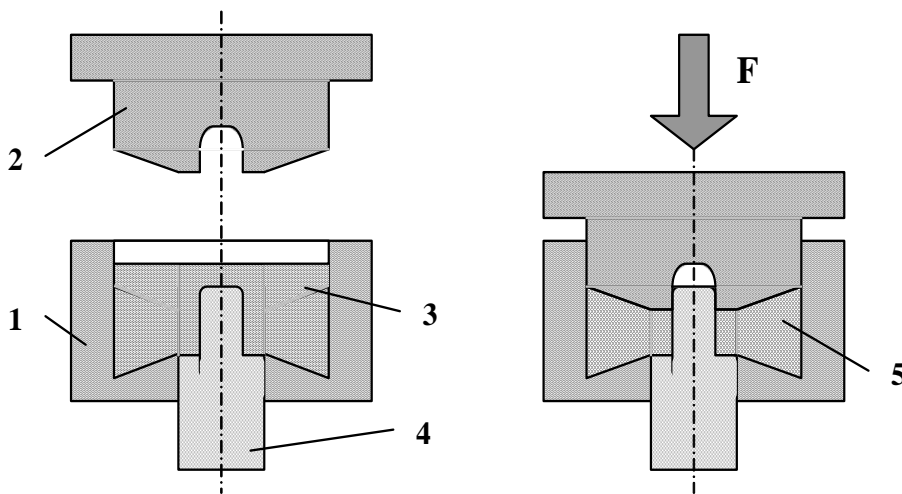
Metodă de turnare prin infiltrare, cu metalul de bază în stare inițială solidă:

- 1 – aliaj; 2 – incintă cu azot; 3 – formă de turnare;
- 4 – preformă din elemente de armare.

4. Turnarea cu presare în matrițe (Squeeze Casting)

Această tehnică este folosită tot mai mult (pe măsură ce costurile ei tehnologice scad), și cunoaște două **varianțe** practice:

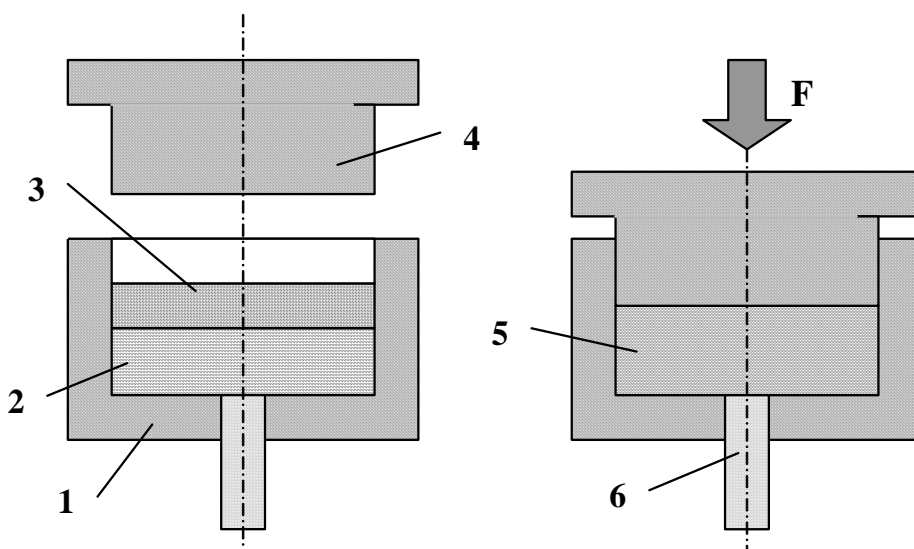
- a) presarea unui amestec de turnare realizat în prealabil – pentru compozite cu armare dispersă;
- b) injectarea topiturii într-o preformă din elemente de armare, după care infiltrarea și solidificarea se produc într-o matriță, sub presiune.



Presarea unui amestec realizat în prealabil: 1 – matriță; 2 – poanson; 3 – amestec de turnare; 4 – extractor; 5 – produsul din compozit, aflat în curs de solidificare.

Aplicarea presiunii în cadrul procesului de infiltrare face să se obțină o structură finală cu granulație fină și cu proprietăți mecanice (de rezistență și ductilitate) mai bune decât la turnarea obișnuită; procedeul este **avantajos** inclusiv pentru că poate utiliza aliaje cu fluiditate mică, armate cu fibre continue, dar și cu fibre scurte sau particule; poate fi aplicat și în cazul unor loturi mari de fabricație, iar produsele finale au compactitate mare (porozitate scăzută), calitate bună a suprafețelor și configurații (care pot fi dintre cele complexe) apropiate de cele definitive. Metoda este considerată a fi de nivel *mediu*, în privința costurilor de producție, fiind folosită pe scară largă în industria auto, de exemplu pentru fabricarea unor componente de precizie ale motoarelor.

Presiunea obișnuită folosită pentru realizarea infiltrării este cuprinsă între 70 și 200 MPa, iar preforma este compactată tot prin presare; calitatea compozitului fabricat poate fi controlată prin alegerea corectă a valorilor pentru parametrii principali ai procesului: temperatura de preîncălzire a preformei; densitatea (sau porozitatea) ei aparentă; gradul de supraîncălzire a topiturii; presiunea de lucru.



Presarea aliajului lichid într-o preformă din elemente de armare: 1 – matriță; 2 – preformă; 3 – aliaj lichid; 4 – poanson; 5 – piesa din compozit; 6 – extractor.

Cele patru metode de turnare prezentate până aici procesează materialele compozite folosind turnarea propriu-zisă a matricei metalice, adusă în stare lichidă; acest aspect este avantajos, întrucât se ajunge să se producă un contact real și complet, în zonele de interfață, al materialelor constitutive, conducând prin urmare la adeziuni puternice între ele.

Există totuși și câteva **dezavantaje** importante ale folosirii amestecurilor de turnare în stare topită, așa cum ar fi următoarele particularități tehnologice:

- ◆ *reproductibilitate dificilă* a procesului tehnologic și a calității pieselor;
- ◆ *control incomplet* al proceselor care însoțesc turnarea;
- ◆ estimare dificilă a urmărilor *reacțiilor chimice* de la interfața matrice - ranforsant, ceea ce conduce tot la imposibilitatea dirijării complete a calității produsului final;

- ◆ aplicare *problematică* a acestor metode la aliaje de bază cu temperaturi ridicate de topire (cum sunt cele de titan), susceptibile să conducă la distrugerea elementelor de armare.

5. Turnarea cu matricea în stare semisolidă (procedeul COMPOCASTING)

Acest proces particular de turnare are loc la temperaturi relativ scăzute (aflate în intervalul de solidificare a matricei), astfel încât doar o parte din amestecul de turnare se află în stare lichidă; pentru buna desfășurare a procesului se recomandă ca proporția de aliaj solidificat să fie menținută permanent la aproximativ 40% din totalul amestecului, crescând progresiv aportul de căldură pe măsură ce se introduc componentele solide *disperse* (de obicei având forma de particule).

După realizarea compoziției dorite se oprește amestecarea, iar solidificarea se poate face într-un recipient de tip *formă* (cu forme și dimensiuni impuse de aplicația respectivă), sau sub aspectul unui *lingou* care să poată fi ulterior reîncălzit, pentru o eventuală prelucrare secundară (de exemplu prin operații de deformare plastică).

Este important de subliniat a aceasta este o tehnică necostisitoare, aplicată pe scară largă în industria auto.

Metoda are și câteva **avantaje** cu totul remarcabile:

- ✓ fragmentele de matrice care se solidifică fac să fie antrenate în topitură elementele disperse, chiar dacă ele nu sunt umectate de aliajul topit, lărgind posibilitățile de combinare a materialului matricei cu diverse naturi de elemente de armare;
- ✓ agitarea intensă a amestecului este un factor în plus care favorizează înglobarea particulelor, datorită curățării abrazive a suprafețelor lor;
- ✓ sunt evitate reacțiile chimice între constituenți (mergând chiar până la consumarea de către matrice a fazei secundare) pe care le favorizează temperaturile ridicate la care se realizează amestecurile cu matricea în stare lichidă;
- ✓ materialul complementar poate fi introdus în proporții mari și cu distribuire aproximativ uniformă pe secțiunea produsului final, tendința de segregare fiind mult diminuată de fluiditatea mică a aliajului.

Există și un **dezavantaj** important, reprezentat de *porozitatea mare* a compozitului obținut prin aplicarea acestei variante tehnologice; acest aspect particular poate fi ameliorat, de exemplu, prin pre-încălzirea elementelor de adaos, sau prin introducerea lor în matrice într-o incintă cu atmosferă controlată (vid sau gaz inert), sau prin agitarea în vid a compoziției, sau (în fine) prin presarea ei într-o matriță.

B. Fabricarea CMM prin depunerea matricei lichide în stare pulverizată

Această tehnologie (ilustrată de schema alăturată) se bazează pe dezintegrarea matricei (aflată în stare lichidă) în picături fine (**Spray Deposition Process**), sub acțiunea unui gaz inert, în care se injectează simultan materialul de armare, aflat și el în stare pulverizată; amestecul astfel obținut se depune pe o suprafață răcită cu apă, având o configurație conformă piesei fabricate; semifabricatele rezultate au o structură cu porozitate mare, încât necesită de obicei să fie consolidate, printr-un proces de deformare plastică, care conduce la obținerea unor structuri fine, fără macro-segregații.

Solidificarea se face cu viteze mari și reacțiile de interfață sunt reduse, pentru că

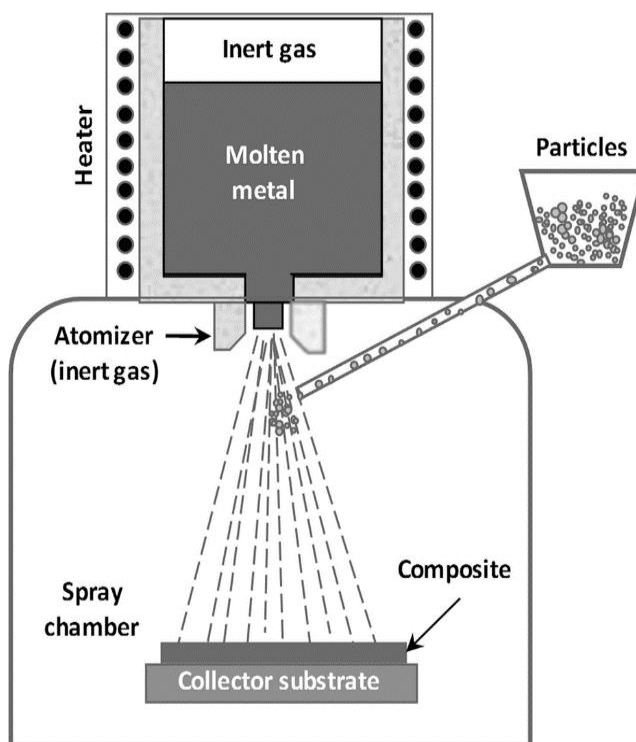
nu au timp destul ca să se producă; dispersarea elementelor de armare este uniformă, deși sunt foarte fine, pentru că nu se poate produce fenomenul de *segregare dendritică*; pentru a evita oxidările excesive, procesele au loc în **atmosferă** controlată (de obicei în incinte vidate); trebuie controlat strict inclusiv **timpul** de contact între componente, la temperaturi înalte, pentru a limita interacțiunile chimice dintre ele.

Picăturile de material de matrice se produc dintr-o baie de metal topit, sau prin consumarea, prin topire rapidă, a capătului unei bare din metalul respectiv (metodă denumită *cu alimentare continuă*).

O variantă a metodei (**Plasma Spray Deposition**) presupune să se introducă un amestec de pulberi metalice și ceramice (constituenții viitorului compozit) într-un **jet de plasmă** de presiune joasă (creată prin încălzirea unui gaz inert, într-un arc electric, la temperaturi de ordinul a 10.000 K); materialul compus se topește astfel rapid și este proiectat cu viteză mare pe o suprafață de răcire (de forma semifabricatului obținut), rata de scădere a temperaturii fiind foarte ridicată, de ordinul a 10^5 K/s.

Ca o dificultate suplimentară a acestui procedeu, care deja este pretențios (necesitând dotări tehnice performante), este necesară protejarea mediului de lucru de interacțiunea cu aerul atmosferic, prin injectarea unui gaz inert în jurul jetului de plasmă și asupra substratului de răcire. În schimb, compozitele astfel fabricate au structuri fine și omogene, deci proprietăți fizice și mecanice foarte bune.

Deși reprezintă o tehnologie relativ costisitoare și dificil de pus în practică, producerea compozitelor prin depunerea constituenților din stare pulverizată are **avantajul** că duce la obținerea unor materiale compacte și că se poate aplica practic oricărui metal sau aliaj, chiar



dintre cele cu temperaturi înalte de topire (pentru care metodele de turnare sunt greu de folosit), precum și în combinație cu orice tip de material complementar, sub formă de pulbere; este folosită pentru fabricarea de contacte și “perii” electrice, scule tăietoare și așchietoare, sau de materiale de fricțiune.

Metoda cu jet de plasmă are ca avantaj suplimentar menținerea în limitele stabilite a parametrilor procesului, care sunt influențați în mod direct de arcul electric folosit, iar acesta la rândul lui poate fi controlat cu relativă ușurință; prin măsuri de precauție suplimentare (de exemplu pentru a se evita deteriorarea elementelor de ranforsare sub acțiunea directă a metalului topit), metoda se folosește și pentru **compozite armate cu fibre** (acestea fiind așezate în *preforme*).

O metodă înrudită și mult mai pretențioasă folosește depunerea materialului matricei, după ce a fost adus în stare de vapori (**Vapor Deposition**); trecerea continuă a fibrelor de armare prin zona de vaporizare a metalului se obține de exemplu prin direcționarea unui fascicul de electroni de putere mare (aproximativ 10kW) pe capătul unei bare care se consumă treptat; are loc condensarea metalului pe fibre, în straturi relativ subțiri.

Metoda are câteva **avantaje** importante: se pot folosi ca matrice numeroase aliaje metalice, iar cuplarea constituenților este complet lipsită de perturbări mecanice; acest aspect este util pentru a putea fi menținută o anumită compoziție chimică în stratul superficial al fibrelor, sau pentru a împiedica să le fie distruse straturile de acoperire, care au roluri de bariere de difuzie. Fabricarea compozitului se completează prin asamblarea fibrelor de armare în mănunchiuri (sau în forme potrivite cu produsul final), care sunt apoi consolidate sub presiune înaltă.

C. Obținerea CMM prin cuplarea materialelor constituate aflate în stare solidă

1. Metode din domeniul metalurgiei pulberilor

Se folosesc constituenții metalici și/sau ceramici (oxizi de aluminiu, carburi, nitruri, sau boruri) sub formă de *pulberi* (cu dimensiuni medii de 15μm), *particule* sau *cristale filamentare*; în cadrul acestor procese sunt parcurse, în mod generic (unele etape pot lipsi), mai multe **faze** tehnologice:

- a) sortare, dozare, amestecare și degazare; amestecul poate fi făcut și în suspensie lichidă, eventual agitată, de exemplu prin tratare cu ultrasunete;
- b) compactarea amestecului astfel format;
- c) presare la cald (sub temperaturile de topire ale constituenților) sau la rece, urmată de sinterizare;
- d) o operație suplimentară de deformare plastică – forjare, laminare sau extrudare – a semifabricatului rezultat mai sus (având, de obicei, porozitate mare, aprox. 25%);
- e) prelucrarea finală a produsului ce trebuie obținut.

Aplicabilitatea metodei depinde de îndeplinirea, de către materialele care sunt combinate, a unor **condiții** speciale:

- ✓ asemănarea curbilor de contracție sau de dilatare termică, pentru a evita fisurarea pieselor la sinterizare;
- ✓ compatibilitatea chimică – asigurând o minimă reactivitate între componente și posibilitatea de difuzie în sistemul metal-ceramică.

Pentru a fi crescută compactitatea compozitului final, în mod obișnuit se folosesc amestecuri de particule care au dimensiuni diferite, iar faza de armare și pulberile din materialul matricei este bine să aibă și ele forme geometrice diferite; în plus, modulul de elasticitate al fazei complementare (care are, de cele mai multe ori, natură ceramică) este în principiu mult mai mare decât al matricei, făcând ca particulele din mixtură să se deformeze în moduri diferite în procesele de presare, reducând și pe această cale porozitatea produsului final.

Metoda se poate folosi inclusiv pentru compozite armate cu **fibre**, cu materialul matricei sub formă de pulbere, acesta fiind plasat, în cantitățile care sunt necesare, împrejurul aranjamentului de fibre; se face apoi compactarea acestui amestec, urmată de sinterizare la temperaturi înalte, sau la temperaturi din *intervalul de solidificare* a matricei, caz în care doar o parte din materialul de bază ajunge în stare lichidă.

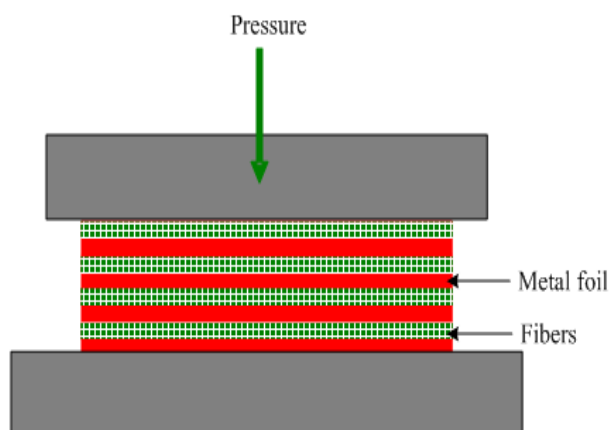
Câteva exemple de combinații de materiale constitutive cărora li se aplică în mod frecvent această tehnologie de fabricare (cu precizarea că în locul aliajelor se folosesc uneori compuși intermetalici ai aceluși metal):

- aliaje de cobalt cu carbură de wolfram (rezultă compozite foarte dure, folosite la fabricarea unor scule așchietoare sau sape de foraj);
- aliaje de crom cu particule de alumina (compozite cu rezistență mare la oxidare la temperaturi înalte);
- aliaje de nichel cu carbură de titan (compozite cu rezistență deosebită la uzură) sau cu oxid de magneziu (cu aplicații în industria nucleară).

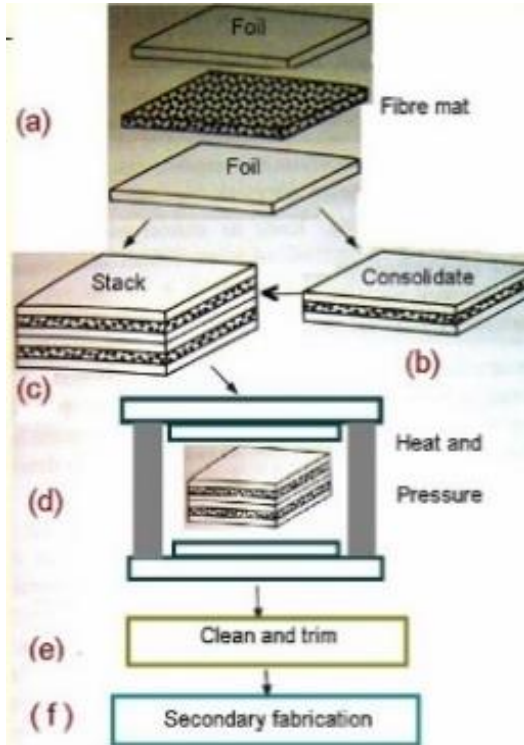
Metoda este considerată a avea un nivel **mediu** al cheltuielilor de producție și conduce la compozite cu proprietăți mecanice foarte bune, întrucât nu este implicată (decât în mod excepțional și cu afectare parțială) topirea constituenților și deci nu se produc reacții chimice majore la interfețele dintre matrice și ranforsanți. Este recomandată pentru realizarea obiectelor de dimensiuni mici (mai ales de formă rotundă) – pistoane, valve, buloane etc.

2. Metode bazate pe difuzia componentelor în stare solidă (*Diffusion Bonding*)

În cadrul acestor metode se realizează punerea în contact a două suprafețe din materiale distincte, la *temperatură înaltă* (limitată de condiția ca materialele să rămână în stare solidă, inclusiv pentru îngrădirea reacțiilor chimice de la interfață) și cu aplicarea unei *presiuni* mecanice (având intensitate adecvată), pentru a se produce **difuzia** (adică interdifuzia atomilor din straturile



superficiale) între cele două materiale. Presiunea de lucru poate fi *joasă* (caz în care procesul trebuie să se desfășoare în vid, sau în atmosferă controlată), respectiv *înaltă* – mai ales atunci când se urmărește și o anumită deformare, intenționată a semifabricatului din material compozit; procesele de difuzie se *intensifică* prin creșterea presiunii și a temperaturii de lucru (între 0,5 și 0,95 din temperatura de topire a matricei).



Metodele de difuzie se aplică mai ales pentru producerea de semifabricate formate din straturi suprapuse, armate cu fibre; legăturile dintre materiale sunt în final consolidate, printr-o prelucrare secundară, de tip deformare plastică; dacă produsul trebuie să fie sub formă de benzi sau foi, atunci semifabricatele se laminează; pentru piese de forme complexe se face presarea finală în matrițe metalice.

Principalul **avantaj** al tehnicilor din această categorie este posibilitatea cuplării, fără substanțe de legătură, a unor suprafețe relativ mari și a unor materiale greu de îmbinat prin alte metode (deci o mare varietate de matrici metalice pot fi folosite); este posibil controlul conținutului de constituenți, dar și al orientării fibrelor de armare. **Puncte slabe** sunt durata mare a procesului (mai multe ore),

costurile ridicate (fiind necesare temperaturi și presiuni relativ ridicate, menținute un timp lung), ca și limitarea dimensiunilor pieselor ce pot fi realizate (care trebuie să aibă și configurații geometrice simple); aplicarea procedurii implică și **dificultăți** tehnologice de neocolit: pentru realizarea difuziei trebuie ca, sub presiunea de lucru, materialele să se apropie între ele la distanțe foarte mici (de ordinul distanțelor la care se plasează atomii); suprafețele de contact trebuie să fie perfect curate, fără impurități sau pelicule aderente, iar procesul de difuzie trebuie să aibă loc într-o încălț cu atmosferă controlată.

Se consideră că foliile de matrice folosite cel mai frecvent sunt din titan, cupru, nichel, sau aluminiu (de exemplu combinate cu fibre lungi de bor), iar fibrele de armare plasate între aceste folii sunt de obicei acoperite cu straturi polimerice, pentru a crește adeziunea la interfață a constituenților.

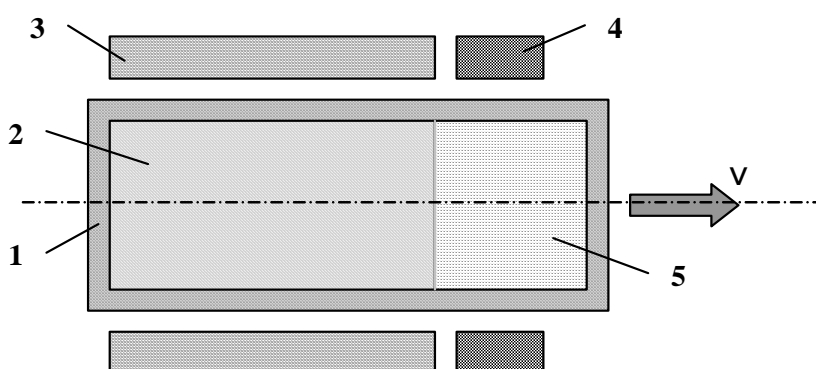
Materialele constituențe trebuie să aibă și *solubilități reciproce scăzute*, ca să nu formeze compuși care să slăbească legăturile dintre componente; un exemplu negativ în acest sens îl reprezintă matricea de titan, care are tendința de a penetra și chiar de a „consuma” fibrele de carbură de siliciu, inclusiv pe parcursul funcționării piesei din compozit, mai ales la temperaturi de peste 500°C; o astfel de solubilitate mare între constituenți face necesară acoperirea fibrelor cu materiale de protecție.

O variantă a metodei (**Consolidation Diffusion Bonding**) este folosită pentru compozite metalice stratificate (de obicei cu fibre continue, de bor sau ceramice); matricea este introdusă ca un constituent separat (sub formă de folii, fire ori chiar pulberi) sau se depune pe fibre (din

stare de vapori sau cu plasmă); se suprapun mai multe straturi, având compoziția și orientarea cerută, iar acestea sunt consolidate la presiune înaltă (perpendiculară pe straturi), la o temperatură suficientă pentru a favoriza difuzia materialelor constitutive. Procesul tehnologic este performant, dar destul de scump (condițiile tehnice sunt complicate suplimentar de folosirea unor incinte de lucru vidate), fiind eficient doar pentru producția de serie, sau (eventual) pentru cercetare științifică.

D. Procedee de obținere a elementelor de armare direct în interiorul matricii (in situ)

Compozitele fabricate **in situ** sunt materiale multifazice ale căror faze de ranforsare sunt sintetizate chiar în matrice, prin reacții chimice care se produc pe parcursul fabricării; se numesc astfel prin contrast față de compozitele *ex-situ* – cu ranforsanți fabricați separat, înainte de a fi introduși în matrice. Sunt cercetate pe scară largă datorită potențialelor avantaje față de cele convenționale: ranforsanți stabili termodinamic (implicând o degradare mai mică în funcționarea la temperaturi ridicate), interfețe netede, costuri de fabricare mai mici, elemente de armare fine și distribuite uniform (proprietăți mecanice bune).



Solidificarea dirijată a aliajelor. 1 – formă; 2 – aliaj lichid;
3 – sisteme de încălzire; 4 – sisteme de răcire; 5 – material compozit.

1. Solidificarea dirijată (unidirecțională) a unor aliaje eutectice

Se referă la solidificarea, în condiții particulare, a unui **aliaj bifazic** de tip **eutectic** – având adică aceeași compoziție a topiturii și respectiv a soluției solide ce se obține când topitura este supusă unei scăderi a temperaturii; aliajul este turnat sub formă de bare, apoi se face retopirea lui și introducerea metalului lichid în cuva de solidificare (materializând piesa din compozit ce trebuie obținută).

Construcția elementelor de răcire printre care este trecută cuva, precum și deplasarea ei longitudinală conduc la apariția în masa aliajului a unui **front de cristalizare** plan și perpendicular pe direcția de deplasare, încât o parte din masa aliajului se transformă prin răcire în cristale filamentare (whiskere) sau chiar în fibre scurte (dacă aliajul are microstructură regulată), paralele între ele și orientate pe direcția solidificării. Aceste elemente de armare, foarte speciale prin natura apariției lor, sunt de obicei de tip **ceramic**

(oxizi sau alți compuși chimici ai fazelor din aliajul de bază), puternic înglobate în restul materialului, care devine astfel matricea compozitului.

Metoda a fost inițiată la firma franceză ONERA, în anul 1960 (pentru un compozit cu matrice dintr-un aliaj de nichel și fibre de NbC – substanță chimică denumită *columbiu*), fiind ulterior dezvoltată de firmele nord-americane General Electric și Pratt Whitney.

Principalele **avantaje** ale CMM obținute prin solidificare dirijată sunt următoarele:

- ✓ repartizare uniformă a elementelor de armare în structura finală, care de obicei are aspect fibros sau lamelar, cu așezare spațială regulată a lamelilor;
- ✓ înglobare foarte compactă a acestora în matrice (ducând la proprietăți mecanice mult crescute în raport cu aliajul de bază solidificat în condiții normale);
- ✓ structură perfectă a matricei, greu de obținut în condițiile unei cristalizări nesupravegheate;
- ✓ control total asupra conținutului de elemente de armare, care este cunoscut înainte de desfășurarea experimentului;
- ✓ caracter total cunoscut al legăturilor de la interfață;
- ✓ compatibilitate perfectă între constituenți – chimică, termodinamică și cristalografică (ducând la o înaltă stabilitate termică a proprietăților compozitului, până la temperaturi foarte ridicate).

Trebuie adăugat faptul, rezultat din chiar principiul metodei, că nu mai sunt necesare etapele de producere a ranforsantului și de introducere a lui în structura finală.

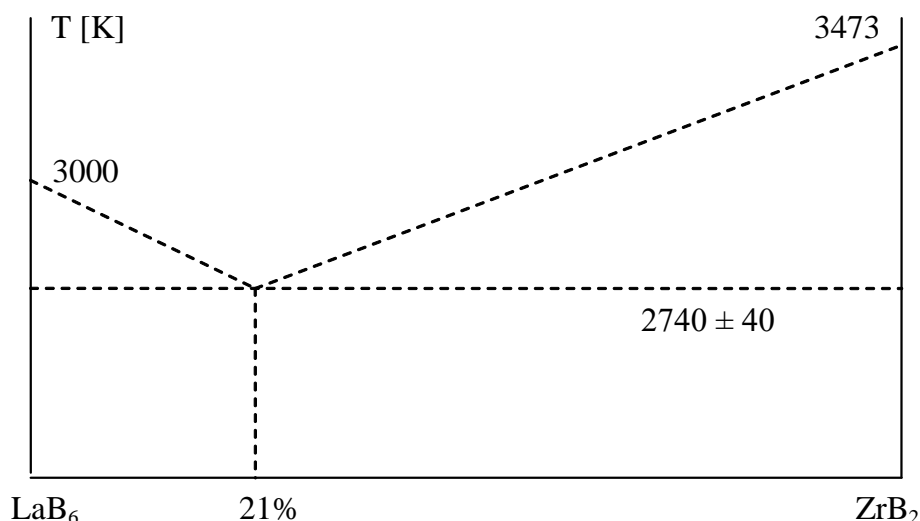
Principalul **dezavantaj** al metodei, pe lângă aplicabilitatea ei la o gamă restrânsă de materiale, este că fracția volumică de elemente de armare are valoare **unică**, impusă de compoziția foarte precisă a aliajelor eutectice; apoi, faza minoritară a compozitului nu se obține întotdeauna cu proprietăți mecanice satisfăcătoare, sau poate să crească sub forme nedorite, de exemplu ca lamele cu ramuri multiple și defecte de structură.

În mod tipic se consideră că solidificarea dirijată se aplică unor aliaje pe bază de nichel sau de cobalt, îmbunătățite prin aliere cu wolfram, molibden, vanadiu, aluminiu, zirconiu sau bor; elementele de armare ce apar în structura aliajului de bază sunt de obicei **carburi** de nichel, titan, niobiu sau tantal; ca ilustrare iată două exemple concrete de asemenea compozite:

- cristale de carbură de niobiu înglobate în matrice de niobiu, materialul final având proprietăți mecanice stabile până la temperaturi de 1650°C;
- cristale de TiO₂ în aliaj Ti-Al – compozit cu prelucrabilitate și caracteristici mecanice foarte bune, în condițiile unui cost relativ redus; el este utilizat la fabricarea unor piese complexe pentru motoare de avioane, precum și în industria de armament.

Pentru a lărgi domeniul de aplicabilitate a metodei, se pot folosi și aliaje eutectice, sau de tip pseudo-eutectic, din sisteme *ternare* și complexe (cum ar fi combinațiile de tip Ni-Cr/TaC, Co-Cr-Ni/TaC s.a.m.d.); începând din anii '90 metoda este folosită și pentru producerea unor compozite care au ambii constituenți **ceramici**; ca material de bază se folosesc amestecuri (de tip eutectic) de **compuși refractari**, din pământuri rare și alcaline, combinate cu săruri (boruri) ale metalelor grele (tranzitive); aceste amestecuri au duritate mare, stabilitate chimică ridicată (față

de alți compuși refractari) și temperaturi de topire înalte (între 2300 și 3200°C). În multe cazuri acești compuși au diagrame *pseudo-binare* de solubilitate de tip eutectic, așa cum este cazul borurilor de lantan (LaB_6) și de zirconiu (ZrB_2) (caz ilustrat în figura următoare), făcând astfel posibilă obținerea unor structuri întărite prin cristalizare dirijată.



Diagramă de solubilitate de tip eutectic a unor compuși refractari

2. Structuri obținute prin deformare plastică

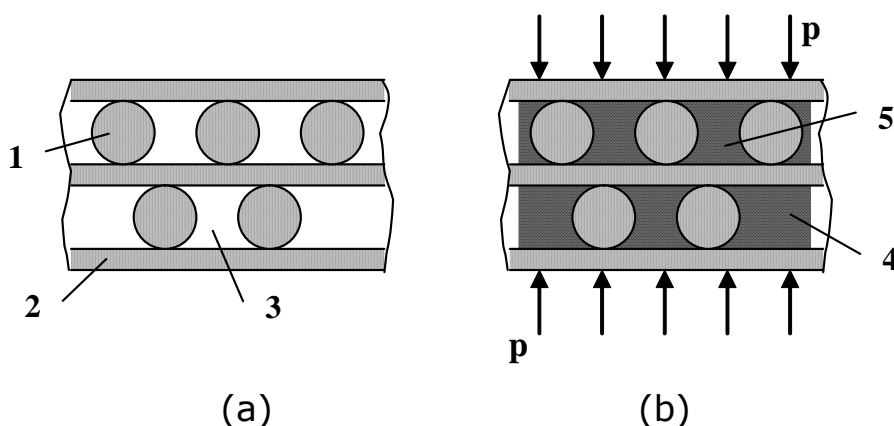
Prin operații succesive de deformare unidirecțională (executate de obicei la rece) aplicate unui lingou metalic (dintr-un aliaj bifazic), se provoacă alungirea grăunților metalici cristalini în direcția deformării; pe această cale se obțin în structura aliajului incluziuni (având ordinul de mărime al grăunților cristalini ai celor două faze) care au aproximativ forma unor fibre și prezintă valori diferite ale coeficienților de formă (*aspect ratio*, raportul între lungimea și diametrul lor), în funcție de gradul de deformare realizat (adică de numărul operațiilor de deformare aplicate semifabricatului respectiv).

Pentru aplicarea acestei tehnologii este necesar ca aliajul cu care se lucrează să nu fie unul oarecare, deoarece metoda duce la rezultate bune numai dacă materialul de bază al viitorului compozit (respectiv *faza majoritară* din aliaj) este de tip **ductil** și are rezistență mare la oxidare; de cealaltă parte, faza complementară (*minoritară*) trebuie să fie relativ **rigidă** (având deci un modul mare de elasticitate) și să aibă proprietăți bune de rezistență mecanică, inclusiv la temperaturi ridicate.

3. Cristalizarea fibrelor într-o matrice în stare solidă

Metodele din această categorie au fost dezvoltate pentru a face mai puțin costisitoare fibrele de armare rezistente la fluaj, în condițiile funcționării la temperaturi înalte; cele mai utilizate (cu stabilitate perfectă în matrici care au punct înalt de topire – inclusiv dintre acelea bazate pe compuși de aluminiu cu titan și nichel) sunt fibrele nano-cristaline de carbură de siliciu și cele poli-cristaline de oxizi. Macro-structura și stabilitatea lor depind de viteza de cristalizare (max. 0,5 mm/sec); vitezele mici determină costuri mari, iar fibrele rezultate nu sunt eficiente pentru folosirea la temperaturi înalte.

S-a ajuns să se obțină fibrele prin cristalizare din topitură, direct în matrice (**Internal Crystallization Method**), de exemplu în interiorul unor canale cilindrice continue, realizate în prealabil; o variantă folosește ca matrice un material metalic cu porozitate mare, sub formă de folii și sârme, așezate și solidarizate (prin difuzie, la temperaturi ridicate și sub acțiunea unor forțe de presare) într-un aranjament ce cuprinde spații goale alungite; acestea sunt infiltrate cu material al viitoarelor fibre, în stare topită, iar cristalizarea se produce treptat, în interiorul acelor canale, prin deplasarea ansamblului în zona rece a unui cuptor. Cu cât diametrul canalelor este mai mic, crește probabilitatea de obținere a unor mono-cristale care să ocupe întreaga secțiune transversală a canalelor.



Cristalizarea fibrelor în interiorul matricei: a) aranjament din material al matricei, în stare solidă; b) introducerea materialului fibrelor, în stare topită; 1 – sârme; 2 – folii; 3 – goluri; 4 – material al fibrelor; 5 – forma finală a fibrelor obținute.

După solidificarea materialului de adaos se obțin în structura globală fibre de armare, care au forma golurilor din aranjamentul inițial.

Aplicabilitatea acestui procedeu cunoaște câteva **limitări**:

- ✓ temperatura de topire a materialului fibrelor trebuie să fie mai mică decât aceea a matricei;
- ✓ interacțiunea chimică dintre cele două faze să fie neglijabilă;
- ✓ materialul fibrelor să umecteze, în stare topită, suprafețele matricei, iar viscozitatea topiturii să fie relativ joasă.

Aplicarea acestei metode conduce la rezultate bune dacă se realizează, de exemplu, fibre de alumină (de obicei sub formă de safir), care se topesc la 2070°C, obținute într-o matrice de molibden, care are temperatura de topire de 2610°C; topitura de alumină se infiltrează la temperaturi de 2200°C, iar difuzia se face la aproximativ 1200°C; se obțin fibre monocristaline, cu aceeași rezistență ca fibrele clasice.

Principalele **avantaje** ale acestei metode sunt următoarele:

- ✓ eliminarea etapei speciale de producere a fibrelor de armare;
- ✓ amplasarea perfect controlată a elementelor de adaos în matrice;

- ✓ evitarea degradării fibrelor sub acțiunea mecanică sau chimică a materialului matricei (care nu trece prin starea lichidă);
- ✓ obținerea cu relativă ușurință a unor fibre de tip monocristal.

4. Sinterizarea reactivă a amestecurilor de pulberi

Această metodă reprezintă o tehnică de sinterizare a unor amestecuri granulare de materiale care au un anumit grad de reactivitate chimică între ele; în acest fel, în timpul sinterizării au loc reacții, din care apar *faze noi*, concretizând constituenții materialului compus ce trebuie produs; se începe cu particulele de matrice aduse în stare topită, pentru a permite inițierea reacțiilor și pentru a reuni între ele particulele de material ranforsant.

Folosind această variantă tehnologică se fabrică, de exemplu, compozite de aluminiu armate cu particule ceramice (de tip TiB_2 , TiC etc.); materialul obținut în condiții obișnuite de lucru, adică fără aplicarea unei presiuni suplimentare este de obicei poros (pentru că reacții inițiale și produșii de reacție au densități diferite), încât semifabricatul compozit trebuie ulterior să fie compactat, prin presare la cald.

CRITERII DE ALEGERE A METODELOR PRIN CARE SE FABRICĂ MATERIALELE COMPOZITE

Paragrafele anterioare au trecut în revistă principiile de bază și particularitățile de aplicare ale metodelor și tehnicilor de bază prin care se fabrică materialele compozite și structurile bazate pe acestea. Varietatea foarte mare a procedurilor descrise impune stabilirea unor criterii cât mai concrete și mai precise de alegere a variantei potrivite de fabricare, pentru o anumită situație practică concretă. Această alegere se bazează pe experiența anterioară acumulată de proiectantul și de utilizatorul compozitului vizat, dar și pe analiza următoarelor particularități ale temei de proiectare abordate:

- ✓ **forma și dimensiunile** piesei care trebuie fabricată (deoarece unele metode se pretează numai la forme simple de piese, altele pot realiza numai suprafețe de revoluție s.a.m.d.);
- ✓ **mărimea seriei de fabricare**, care poate să fie *unicat, mică* (incluzând un număr de produse situat sub 500 de bucăți), *mijlocie*, respectiv *mare* (peste 5000 de piese); acest considerent este hotărâtor și pentru alegerea tipurilor de scule și de dispozitive cu care se va lucra, deoarece amortizarea costurilor unor accesorii scumpe se poate face numai în condițiile fabricării unui număr suficient de mare de piese;
- ✓ **natura materialului** folosit ca *matrice*, respectiv **natura, tipul, proporția** (fracția volumică/masică) și **forma de prezentare** ale *elementelor de armare*;
- ✓ **calitatea** cerută pentru piesele rezultate; în acest sens, este important să fie urmărite *reproductibilitatea* conținutului și proporției de constituenți (în materialul final), *omogenitatea* compozitului, *starea suprafețelor*, *precizia dimensională*, precum și *proprietățile fizice și mecanice* ale produselor; se poate spune că parametrii calitativi care se vor obține se află la un nivel proporțional cu costurile de fabricație care sunt alocate; este ușor de imaginat că respectarea unor parametri înalți de calitate va conduce la creșterea cheltuielilor implicate de producerea pieselor;
- ✓ **productivitatea** avută în vedere pentru fabricarea pieselor; după cum a rezultat din prezentarea de mai sus, există mari diferențe între *cadențele de formare* pe care le permit diversele metode citate, încât se va alege procedeul de fabricare capabil să răspundă cerințelor privind ritmul în care se vor livra produsele;
- ✓ **costul** estimat al produselor – în funcție de care tehnologiile de fabricare se împart în *nepretențioase*, care dau piese ieftine, dar de calitate modestă, *pretențioase* – cărora le corespund piese de calitate bună și relativ scumpe, respectiv *sofisticate* – ducând la obținerea unor piese foarte scumpe, dar de calitate ireproșabilă.

8. METODE DE FABRICARE A MATERIALELOR COMPOZITE CU MATRICE NEMETALICĂ

Diversificarea tipurilor de compozite, pe piața deja foarte extinsă a acestor materiale, a făcut să fie mult lărgită și gama metodelor care se folosesc pentru fabricarea lor. Particularitatea cea mai spectaculoasă a compozitelor este că, în mod obișnuit, piesele nu se confecționează din materiale fabricate în prealabil; materialele sunt produse, practic, *simultan* cu structurile care fac obiectul respectivului proces tehnologic.

Pentru orice aplicație, alegerea celei mai potrivite metode de obținere a unui compozit este o problemă complexă, implicând luarea în considerare a unui număr mare de criterii de departajare. Prezentarea sistematică a metodelor se bazează de obicei pe gruparea compozitelor în funcție de materialul matricei; după cum s-a precizat anterior, materialele nemetalice folosite ca matrice se cuprind în trei categorii mari: polimerice, ceramice și de carbon, iar această clasificare se va regăsi în prezentarea care urmează.

A. Procedee de obținere a compozitelor cu matrice polimerică

Reprezentând cele mai răspândite compozite nemetalice, acestea sunt fabricate prin metode foarte diverse, astfel încât proiectantul unui astfel de material are posibilitatea să aleagă varianta care apropie cel mai mult proprietățile globale ale produsului final de cerințele aplicației abordate.

1. Turnarea gravitațională

Această metodă reprezintă un procedeu devenit clasic între tehnologiile prin care se produc materiale compozite. Se aplică sistemelor polimerice termoplastice (despre care s-a arătat că la încălzire se comportă asemănător cu metalele), armate cu particule sau cu fibre scurte (de obicei de sticlă). Ca principiu, este vorba despre introducerea materialului, adus în stare fluidă (prin încălzire peste temperatura lui de topire), în **forme** corespunzătoare piesei de fabricat; eventualele cavități ale piesei se realizează cu ajutorul unor modele (șabloane) speciale, incluse în formă și care se extrag la final din piesa solidificată.

Pentru materialele de bază de tip polimeric se folosesc de obicei forme *deschise* și modele de turnare de tip *calapod* (despre care se va vorbi mai jos, într-un paragraf cu acest subiect). Metoda este simplă și poate fi aplicată inclusiv pieselor de mari dimensiuni. În schimb, are și câteva *dezavantaje* importante: compactitatea redusă a materialului final, durata mare a proceselor de formare (între 6 și 24 de ore) și imposibilitatea folosirii elementelor de armare sub formă de fibre lungi.

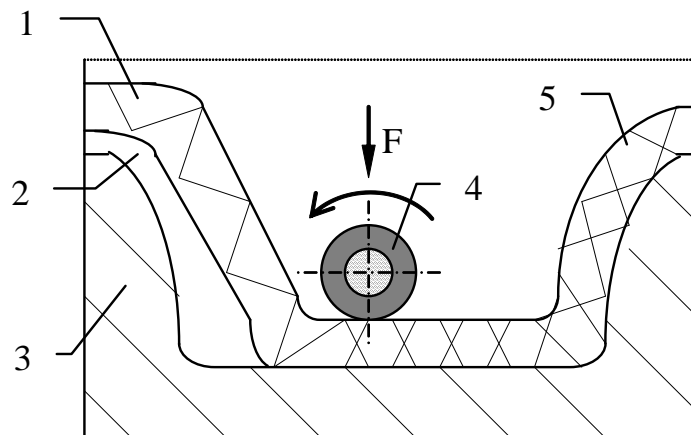
2. Turnarea sub presiune

Varianta a procedurii de mai sus, implică folosirea unor **forme metalice închise**, ca și a unor utilaje auxiliare specifice, astfel încât cheltuielile de fabricație vor fi mai mari decât la

variante de bază; în schimb, piesele astfel turnate au forme și dimensiuni foarte apropiate de cele ale produsului final. Metoda se aplică în mod preponderent pieselor cu configurații complicate (cum sunt palele de elice), pentru care se impun condiții speciale de precizie dimensională și de calitate a suprafețelor.

3. Formarea prin contact

Această tehnică reprezintă cel mai accesibil procedeu de obținere a compozitelor polimerice, putând fi aplicat inclusiv în ateliere cu dotări nepretențioase. Metoda (prezentată schematic în figura următoare) implică folosirea unor **calapoade** de tip *deschis*, pe care se aplică straturi succesive de material polimeric (care va deveni matricea compozitului) și de elemente de armare (uzual acestea sunt fibre lungi, sau țesături din astfel de fibre), până când se atinge grosimea dorită a semifabricatului.



Schema de principiu a formării prin contact.

1 – țesătură de fibre; 2 – rășină; 3 – formă; 4 – rolă de apăsare; 5 – material compozit.

Matricea este de obicei o rășină și se depune manual, cu ajutorul unor pensule, role, raclete sau chiar cu un pistol de vopsire. Suprafața calapodului se tratează în prealabil cu o substanță cu rol de agent decofrant (ceară sau alcool polivinilic), pentru înlesnirea extragerii materialului final din formă. Cele mai importante **avantaje** ale metodei sunt simplitatea tehnologică, posibilitatea executării unor piese agabaritice, precum și folosirea unor calapoade din materiale ieftine.

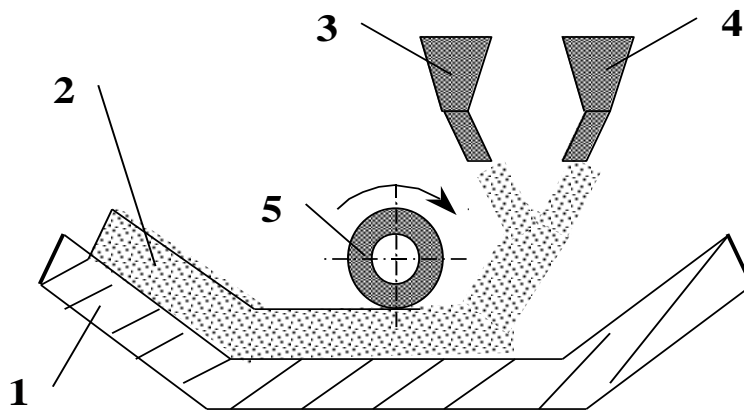
Există însă și multe **dezavantaje** ale acestui procedeu simplu, și care nu pot fi trecute cu vederea: productivitatea scăzută, obținerea unor piese având compactitate redusă și grosimi neuniforme, calitatea slabă a suprafețelor, performanțele fizico-mecanice moderate ale materialului compozit rezultat, inclusiv datorită controlului dificil asupra orientării corecte a elementelor de armare.

La acestea se adaugă consumul mare de manoperă, efectuată de un personal relativ calificat, precum și toxicitatea mediului de lucru (de exemplu cauzată de eliberarea în atmosferă a vaporilor de stiren, din compoziția rășinilor nesaturate care constituie materialul matricei).

Deși este aplicată de foarte mulți producători de piese din compozite polimerice (mai ales în țara noastră), metoda se recomandă în special pentru obținerea artizanală a unor produse unicat (așa cum sunt piesele de schimb) sau în cazul producției de serie mică.

4. Formarea prin pulverizare simultană

Reprezintă o variantă semi-automatizată a formării prin contact. Se folosește un dispozitiv de genul unui pistol de pulverizare, în interiorul căruia se amestecă granulele din materialul matricei cu fibrele de armare, tocate la lungimea dorită.



Metoda de pulverizare simultană.

- 1 – matrită deschisă; 2 – material compozit; 3 – dispozitiv de dozare pentru rășină și accelerator;
4 – dispozitiv de dozare pentru fibre tocate; 5 – rolă de presare.

Amestecul este depus în **matrite deschise** (tratate cu agenți de decofrare), iar după depunere se face *presarea* materialului, de exemplu cu ajutorul unor role speciale.

Principalele **avantaje** ale procedurii sunt productivitatea mare, controlul riguros al conținutului de constituenți și posibilitatea obținerii unor piese de mici dimensiuni, sau care au configurații complicate.

Cele mai importante **dezavantaje** sunt imposibilitatea folosirii armării cu fibre lungi sau cu țesături de fibre, consumul mare de manoperă, toxicitatea mediului de lucru, realizarea unor piese cu o singură față finisată (cea dinspre matrită) și cu caracteristici fizico-mecanice fără pretenții deosebite.

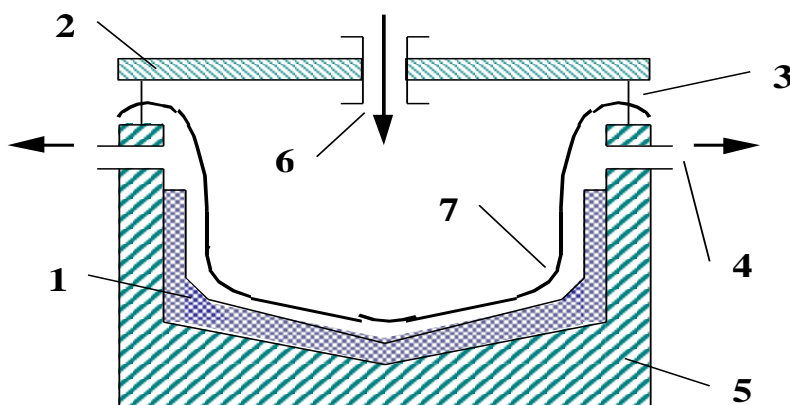
Se precizează că, în anumite situații, semifabricatele realizate folosind una dintre metodele descrise până aici sunt supuse, în continuarea procesului tehnologic, unor operații speciale de *deformare plastică la rece* (cum sunt laminarea sau extrudarea). Scopul acestora este creșterea compactității materialului final, proprietate care conduce și la îmbunătățirea proprietăților mecanice ale acestuia.

5. Formarea în sac

Este o îmbunătățire substanțială a metodei de formare prin contact și se aplică în trei variante tehnologice: în vid, sub presiune, respectiv sub acțiune combinată vid-presiune. Această din

urmă variantă le reunește pe celelalte două atât ca principiu, cât și ca părți componente ale instalației, încât s-a ales a fi prezentată schematic în figura care urmează.

În mod obișnuit se folosesc pentru armare **țesături de fibre preimpregnate**, ceea ce reprezintă un avantaj față de alte metode, datorită unor simplificări tehnologice implicate de utilizarea țesăturilor de fibre, dar și pentru că se obține un compozit cu un conținut de constituenți foarte bine controlat, la fel ca și dispunerea acestora în structură.



Formarea în sac, sub acțiune combinată vid – presiune: 1 – piesa din compozit; 2 – placă de închidere; 3 – cadru de etanșare; 4 – traseu de vid; 5 – matriță; 6 – traseu de presiune; 7 – sac.

Se începe cu așezarea pe formă a straturilor de fibre, peste care se pune o folie elastică și rezistentă (denumită “sac”), fixată etanș pe margini cu un cadru metalic. Folia este folosită ca suport pentru aplicarea presiunii, respectiv pentru realizarea vidului în spațiul dintre folie și formă, simultan cu aplicarea unui tratament termic, pentru polimerizarea matricei. Folosirea unei matrițe închise face procedeul mai performant.

Avantajele metodei (în toate variantele sale): calitatea deosebită a suprafețelor pieselor obținute (dar numai pe partea de contact cu matrița), eliminarea aproape totală a golurilor (porilor) din matrițe, controlul riguros al conținutului de elemente de armare din compozit, care va avea și caracteristici fizico-mecanice bine controlate. **Dezavantaje:** productivitatea redusă și folosirea unor dotări pretențioase, care fac procedeul mai greu accesibil și mai costisitor. Totuși, există situații în care folosirea acestei metode se impune ca variantă de bază, cu precădere pentru piesele de grosime mică, dar cu întindere relativ mare.

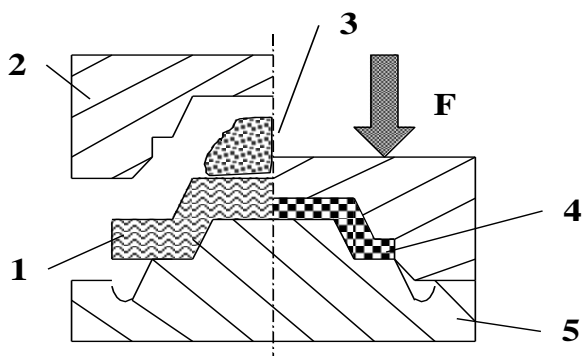
6. Formarea prin injecție în vid

În cazul acestui procedeu se folosesc *două semi-matrițe metalice*, perfect calibrate, între care se așează materialul de ranforsare, într-un aranjament care corespunde cu piesa fabricată; spațiul interior este apoi vidat, astfel că rășina (matricea) este introdusă forțat ca să umple intervalele dintre elementele de armare. Porii din matricea polimerică sunt eliminați, ceea ce constituie principalul **avantaj** al metodei, care conduce la obținerea unor compozite cu structură compactă și conferă caracteristici fizico-mecanice foarte bune produsului, la care se adaugă rugozitatea mică a suprafețelor. **Dezavantaje:** productivitatea redusă a procesului,

necesitatea unor matrițe precise și scumpe, posibilitatea de a se fabrica numai piese de revoluție, sau care au configurații simple.

7. Presarea la rece

Variantă îmbunătățită a metodei de pulverizare simultană, cu două *semi-matrițe metalice* (în figură în poziție *deschisă*, respectiv *închisă*, după aplicarea forței de presare F), între care se introduce amestecul de constituenți, menținut apoi sub presiune, până la întărirea completă.

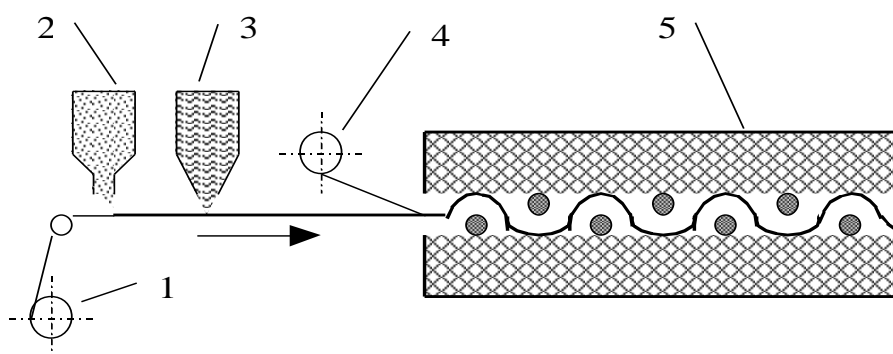


Schema de principiu a metodei de presare la rece.

1 – elemente de armare; 2 – contra-matriță; 3 – rășină; 4 – piesă din material compozit; 5 – matriță.

Se obține o creștere a preciziei de realizare a pieselor, precum și a compactității materialului compozit. Procedul este **avantajos** pentru că poate fi aplicat la serii mari de fabricare, permite minimizarea pierderilor de material, iar piesele obținute au ambele fețe finisate. Pe de altă parte, are neajunsul că necesită utilaje costisitoare (inclusiv o presă de capacitate corespunzătoare), iar dimensiunile pieselor fabricate nu pot fi foarte mari (fiind limitate de gabaritul presei și al matrițelor).

8. Formarea prin stratificare continuă



Schema unei instalații de stratificare continuă a panourilor ondulate.

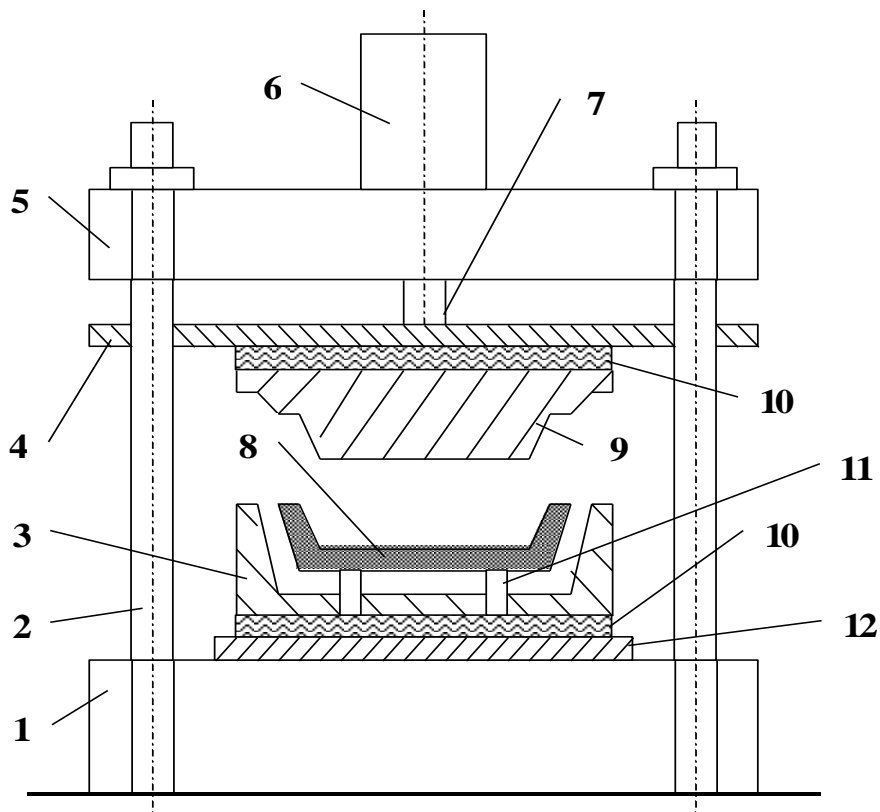
1 – rolă cu bandă de protecție inferioară; 2 – dozator pentru rășină; 3 – dozator pentru elemente de armare; 4 – rolă cu bandă de protecție superioară; 5 – cuptor de reticulare și preformare.

Este una dintre metodele de obținere în mod continuu a unor semifabricate din materiale compozite, așa cum sunt profilele plane sau panourile ondulate; se folosește un cuptor, în care se realizează reticularea matricei, dar și profilarea materialului, care apoi este debitat la dimensiunile necesare.

9. Presarea la cald

Aceasta este un procedeu dintre cele mai performante pentru fabricarea pieselor din compozite. Este folosit frecvent, inclusiv pentru obținerea de semifabricate prin compactarea unor țesături pre-impregnate din elemente de armare, numite *prepreg-uri*.

Materialul polimeric al matricei, impregnat în aranjamentul de fibre cerut de aplicația concretă, este reticulat la cald, în matrițe închise (a se vedea figura de mai jos), iar grosimea finală a semifabricatului (apropiat foarte mult ca dimensiuni de piesa propriu-zisă) se reglează prin intermediul numărului de straturi de prepreg introduse. După efectuarea tratamentului termic, materialul este lăsat să se răcească tot în matriță, sub presiune.



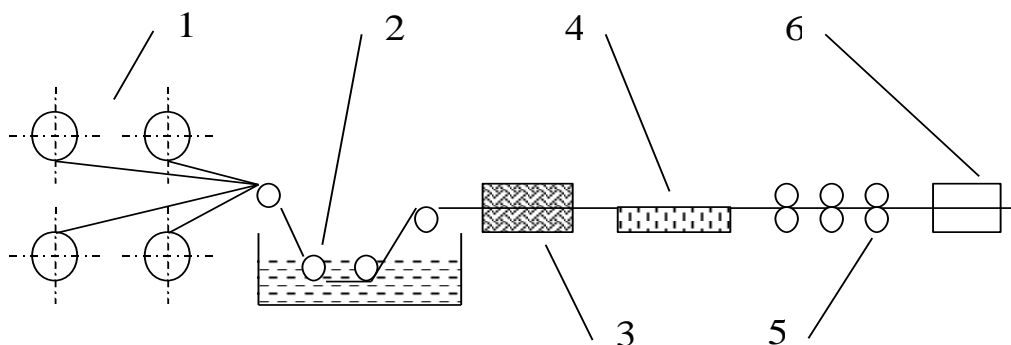
Schema de principiu a formării prin presare la cald: 1 – batiu; 2 – coloană; 3 – matriță inferioară; 4 – platou mobil; 5 – placă superioară; 6 – cilindru hidraulic; 7 – piston; 8 – piesa din compozit; 9 – matriță superioară; 10 – placă de încălzire; 11 – extractor; 12 – platou.

Avantajele principale ale acestei metode sunt productivitatea mare, obținerea unui material cu caracteristici fizico-mecanice deosebite, precum și posibilitatea realizării precise a unor piese complicate, sau a unor structuri prefabricate (numite și materiale *structurate*) care sunt necesare, de exemplu, în tehnica aeronautică și militară.

10. Formarea prin pultruziune

Și acesta este un procedeu de formare continuă, folosit la fabricarea unor semifabricate din materiale compozite care trebuie să aibă forme de profile de tip U, T, Y, sau forme de tuburi (țevi). Țesăturile, respectiv aranjamentele de fibre de armare potrivite aplicației avute în vedere, sunt trecute mai întâi printr-o baie (așa cum se poate observa în figura care urmează) în care se impregnează cu un sistem reactiv. Acesta reprezintă substanța polimerică (de obicei de tip **termorigid**) din care se va constitui matricea materialului compozit.

Aranjamentele respective sunt apoi introduse într-o filieră *încălzită*, folosită pentru **reticularea** și **profilarea** semifabricatului care trebuie produs. În final, acesta este tăiat (debitat) la dimensiunile necesare pentru utilizările sale ulterioare. Calitățile materialului final sunt influențate de temperatura filierei și de viteza de deplasare a fibrelor. Trebuie subliniat că se pot folosi numai fibre lungi, iar proporția lor în compozit este mare, față de alte metode, adică poate ajunge chiar și la valori de 75%.



Schema instalației de formare prin pultruziune: 1 – role cu fibre de armare; 2 – baie de impregnare; 3 – filieră încălzită; 4 – sistem de răcire; 5 – role de antrenare; 6 – dispozitiv de debitare.

Principalele **avantaje** ale procedurii se referă la productivitatea ridicată, la posibilitatea realizării unor piese cu forme complicate și caracteristici fizico-mecanice de valori înalte, respectiv la rigiditatea deosebită a profilelor obținute (datorită conținutului mare de fibre de armare din compozit).

11. Formarea premixurilor

Numite și “compound-uri”, premixurile sunt sisteme eterogene, bazate pe o matrice polimerică și elemente de umplură sub formă de pulberi, fibre scurte sau bile. Formarea lor, în funcție de viscozitatea produsului care trebuie obținut, se poate face prin turnare, injecție sau presare. Se obțin piese din compozite *nestructurate*, cum sunt în general cele folosite în industria electronică.

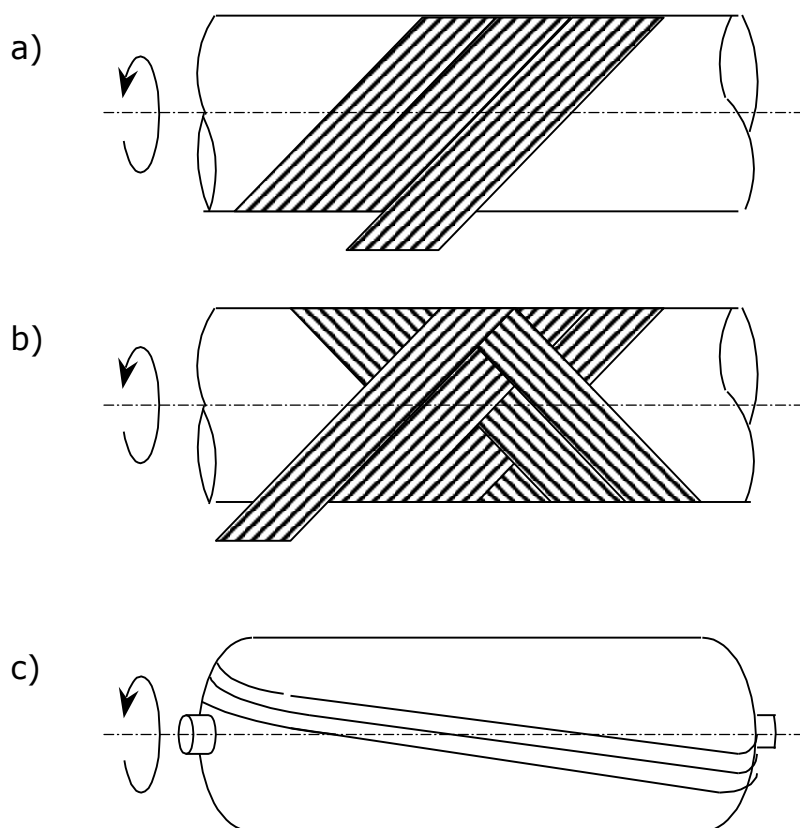
Avantajele metodei sunt productivitatea ridicată; posibilitatea realizării unor piese complicate (cu condiția ca acestea să nu conțină secțiuni de mici dimensiuni), în condițiile minimizării pierderilor de materii prime. Principalul **dezavantaj** este necesitatea folosirii unor

matrițe metalice, cu suprafețele active cromate dur, care conduc la creșteri importante ale cheltuielilor de producție.

12. Formarea corpurilor de revoluție prin răsucire filamentară

Formarea prin răsucire (bobinare) a structurilor de ranforsare este un procedeu de tip semi-continuu care, la fel ca alte metode descrise, presupune folosirea exclusivă ca elemente de armare a fibrelor lungi. Caracterul particular al metodei implică cerința suplimentară ca fibrele să fie foarte flexibile, deoarece după impregnarea cu sistemul polimeric reactiv acestea sunt **înfășurate** (de obicei în mod automatizat) pe un suport construit în mod special, care materializează forma structurii de obținut – o formă goală la interior, de cele mai multe ori *cilindrică*.

Răsucirea pe suporturi a fibrelor de armare poate fi făcută în trei moduri distincte, denumite după direcția înfășurării: *circumferențial*, *elicoidal* sau *polar*. După ce se atinge numărul necesar de straturi înfășurate, reticularea matricei se poate produce la temperatura camerei, sau prin introducerea întregului ansamblu într-o etuvă; la final, piesa este extrasă de pe suport, printr-un procedeu specific variantei de metodă care s-a aplicat.



Variante de înfășurare a fibrelor pe suport: a) circumferențială; b) elicoidală; c) polară.

Metoda are **avantaje** importante: posibilitatea de obținere a unor piese de volum mare, în condițiile unui conținut de fibre care poate ajunge până la 85%, asigurând materialului valori ridicate ale rezistenței și rigidității mecanice. **Dezavantaje** principale: productivitatea destul

de scăzută, costurile mari ale pregătirii fabricației, aplicabilitatea numai pentru corpurile de revoluție (cisterne, rezervoare etc.).

13. Formarea prin centrifugare a corpurilor de revoluție

În acest caz, materialul de armare este *mulat*, în aranjamentul dorit, pe pereții unei matrițe speciale, de forma unei suprafețe de revoluție. Matrița este pusă în rotație, în jurul axei sale longitudinale, cu o turație foarte mare (cuprinsă între 3000 și 4000 de ture pe minut); introducerea în incintă a sistemului reactiv face ca acesta să impregneze ranforsantul, sub acțiunea forței centrifuge, după care polimerizarea matriței se obține prin încălzirea uniformă a întregului ansamblu.

Metoda este relativ simplă și permite obținerea unui compozit foarte omogen, cu un conținut de ranforsant de până la 65%. În plus, permite fixarea unor inserții suplimentare, metalice, în structura realizată, pentru a-i mări rigiditatea. Dificultatea principală este obținerea unei așezări corecte și omogene a materialului polimeric în matriță, la care se adaugă limitarea aplicării metodei la piese de revoluție și care trebuie să aibă pereții de grosimi uniforme.

14. Formarea materialelor termoplastice

Polimerul termoplastic reprezentând matrița viitorului compozit trebuie să fie mai întâi amestecat cu elementele de armare, care sunt particule sau fibre scurte (sub 1mm); amestecul este granulat, apoi trece prin fazele de punere în operă a unui material termoplastic narmat; de exemplu, poate fi prelucrat prin procedeele caracteristice materialelor plastice, de cele mai multe ori prin injecție.

Metoda are productivitate mare, asigură reproductibilitatea caracteristicilor fizice și mecanice ale compozitului și creează posibilitatea obținerii unor piese cu forme complexe. În schimb, specificul tehnologiei și al materialelor folosite face necesare matrițe rezistente și scumpe, deoarece se produce o uzură intensă, prin eroziune, a utilajelor de injecție. Există și dezavantajul unor consumuri energetice ridicate, pentru că în capul de injecție se produc presiuni mari (de aproximativ 140 MPa).

15. Formarea panourilor cu miez de tip fagure

Panourile de acest fel, mult utilizate în prezent, sunt formate din mai multe straturi suprapuse și solidarizate între ele, alcătuite din materiale diferite. Stratul pincipal este constituit din plăci (dintr-un metal ușor), așezate perpendicular pe planul median al stratului respectiv și îmbinate sub formă de faguri.

Placate de obicei cu fețe metalice, sunt denumite *panouri hibride de tip sandwich* și reprezintă materiale indispensabile pentru multe structuri din tehnica aerospațială și militară. Cum prețul lor poate deveni accesibil, dacă sunt făcute din materiale componente care nu sunt foarte scumpe, ele sunt întâlnite pe scară largă și în construcțiile civile și industriale.

Datorită alcătuirii lor speciale, aceste structuri compozite se remarcă prin densități foarte mici (între 80 și 500kg/m³) în raport cu piatra sau betonul, rezistență excelentă la compresiune stabilizată, precum și capacitate deosebită de izolare termică. Datorită distanțării reciproce (prin intermediul umpluturii) a plăcilor portante, momentul lor de inerție este mult mai mare decât în cazul simplei lor suprapuneri, deci panourile au rigiditate mare la încovoiere.

Dezavantajele principale ale panourilor de acest fel (mai ales dacă sunt comparate cu structurile masive) sunt capacitatea redusă de amortizare a vibrațiilor (inclusiv izolarea acustică nesatisfăcătoare) și riscul relativ mare de flambaj.

Formarea panourilor hibride presupune parcurgerea a două etape:

- așezarea componentelor, debitate la dimensiunile cerute, în ordinea stabilită a structurii de straturi suprapuse;
- termo-formarea propriu-zisă a panoului, pe o presă cu platane calde, la temperaturi de 170÷190°C și la presiuni cuprinse între 2 și 4 MPa.

În cazurile în care placarea panourilor hibride se face cu fețe *nemetalice* (de exemplu cu țesături tot hibride, combinații din fibre de carbon și de sticlă, preimpregnate cu material polimeric), atunci se pot obține structuri de tip sandwich cu densități chiar și mai mici decât cele citate. În această situație nu mai este necesară folosirea unui adeziv pentru solidarizarea straturilor din panouri, întrucât ea este realizată prin intermediul polimerului încorporat în țesăturile pre-impregnate.

B. Procedee de fabricare a compozitelor ceramice

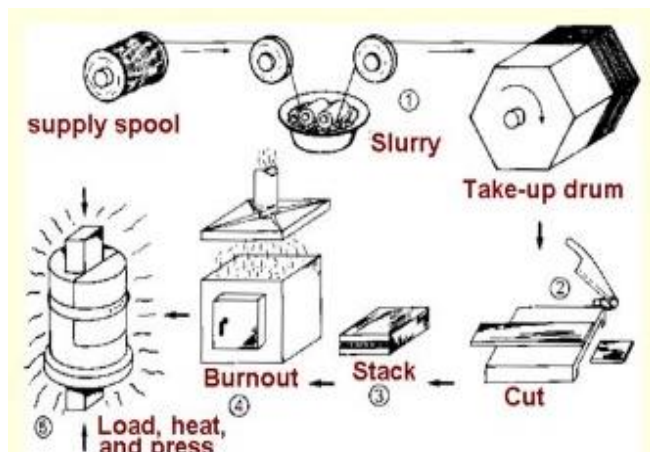
Datorită caracteristicilor deosebite ale acestor materiale (inclusiv a temperaturilor mari la care sunt procesate), la fabricarea lor trebuie avute în vedere măsuri speciale de precauție, pentru îndeplinirea următoarelor obiective:

- înglobarea completă și dispersarea uniformă a elementelor complementare în materialul ceramic al matricei;
- evitarea fragmentării, în procesul tehnologic, a elementelor de armare de tip fibre;
- menținerea caracteristicilor mecanice inițiale ale ranforsantului, prin evitarea posibilelor degradări produse de reacțiile de la interfața celor două faze;
- realizarea pieselor cu o configurație cât mai apropiată de cea finală, pentru ca prelucrările ulterioare să fie cât mai puține, având în vedere că materialele ceramice sunt de obicei fragile și au durități mari, astfel încât se prelucrează foarte greu cu mijloacele tehnice obișnuite.

Principalele **metode** prin care se produc compozitele ceramice sunt următoarele:

- ⇒ amestecarea componentelor (ambii constituenți aflându-se sub formă de pulberi), urmată de turnarea în forme și de sinterizare; este dificilă obținerea, pe această cale, a dispunerii uniforme în matrice a elementelor de armare, iar dacă acestea sunt whiskere, integritatea lor este periclitată pe durata amestecării și presării;
- ⇒ producerea unei paste ceramice, în care se înglobează ranforsantul, după care se aplică metode de turnare sub presiune;

⇒ infiltrarea unei barbotine (*slurry*) – așa cum se ilustrează pe schema următoare, conținând materialul matricei, sau depunerea materialului ceramic al matricei din stare de vapori în aranjamentul prealabil (preformă) din elemente de armare (dacă acestea sunt fibre lungi), urmate de compactarea piesei sau semifabricatului, la temperaturi și presiuni ridicate.



Atunci când infiltrarea se aplică pentru producerea unor comozite armate cu fibre lungi, acestea (de obicei fibre de sticlă) trec prin baia de barbotină (pulberi de sticlă – cu granulație de până la 50 de microni, introduse în apă, care uneori conține dizolvată și o rășină, pentru a crește aderența între constituenți); apoi sunt înfășurate pe un suport, ajungând în forma unor benzi, care sunt decupate și

suprapuse în forma semifabricatului dorit. La produsul final se ajunge în urma unor operații de presare, la temperaturi mari, sau chiar de ardere a acelor stratificate.

În principiu, în cazul matricilor ceramice este preferată folosirea materialelor complementare de tip *dispers*, de genul filamentelor mono-cristaline (de pildă de SiC) sau al particulelor (foarte frecvent de grafit sau de TiN). Dacă este necesar să se lucreze cu fibre lungi, acestea sunt dificil de încorporat în matricile de această natură, astfel că de cele mai multe ori au dispunere unidirecțională.

C. Metode de fabricare a comozitelor de tip carbon-carbon

S-a arătat anterior că aceste materiale sunt cu totul speciale, întrucât au atât matricea, cât și elementele de armare constituite din varietăți ale carbonului, iar proprietățile lor sunt excepționale, de exemplu în privința rezistenței la șoc și la uzură abrazivă, mai ales la temperaturi foarte înalte.

Principala metodă pentru fabricarea lor constă în impregnarea succesivă a fibrelor de carbon cu materiale precursoare, precum rășinile sintetice, smoala sau asfaltul; fibrele sunt apoi compactate, după care trec prin operațiile de realizare efectivă a matricei, cu două variante distincte:

- ⇒ **carbonizare** – încălzire preliminară a amestecului compactat, la temperaturi între 700 și 900°C, în atmosferă inertă (pentru eliminarea hidrogenului și substanțelor volatile), plus o încălzire finală la aproximativ 1500°C;
- ⇒ **grafitizare** – cuprinde aceleași etape preliminare, dar cu încălzirea finală a materialului compactat la temperaturi de 2800÷3000°C.

În cursul acestor etape tehnologice se produce *vaporizarea* unei părți din materialul matricei, făcând ca straturile superficiale ale comozitului să apară ca relativ poroase. Apare astfel

necesitatea ca aceste goluri să fie umplute, printr-o nouă impregnare cu material precursor, după care se reia etapa de carbonizare sau de grafitizare, iar repetarea acestor procese duce la obținerea unui compozit tot mai compact.

Este important de subliniat că, în atmosferă *inertă*, compozitele de tip carbon-carbon își mențin proprietățile la valori performante până la temperaturi foarte ridicate (aproximativ 3000°C). În atmosferă obișnuită însă, aceste materiale prezintă marele inconvenient că reacționează foarte ușor cu oxigenul (chiar și la temperaturi de 500°C), cu urmări negative asupra integrității respectivelor elemente constructive.

Pentru asemenea condiții de lucru este necesară acoperirea pieselor cu straturi subțiri din substanțe protectoare, rezistente la oxidare. Materialele de protecție trebuie să aibă aderență bună la compozit, compatibilitate cu acesta din punct de vedere mecanic și chimic (chiar și termic, dacă este posibil), dar și rezistență la temperaturi înalte și tendință scăzută de volatilizare.

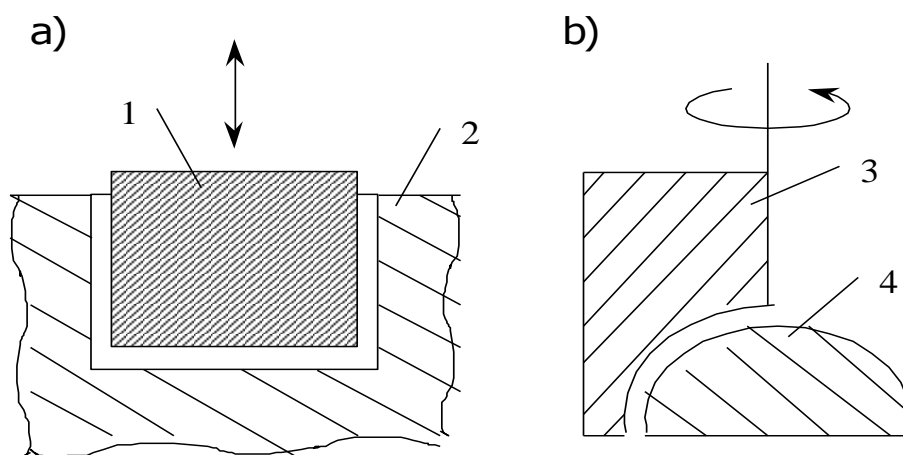
Una dintre soluțiile frecvent întâlnite este folosirea straturilor protectoare dintr-un material ceramic, cum este carbura de siliciu, care îndeplinește toate condițiile de mai sus, fiind în plus și stabilă, în aer, până la aproximativ 1700°C. De cele mai multe ori, acoperirile se realizează prin metoda depunerii din stare de vapori.

ASPECTE PRIVIND DISPOZITIVELE ȘI UTILAJELE AUXILIARE FOLOSITE LA FABRICAREA COMPOZITELOR NEMETALICE

Multe dintre metodele de obținere a compozitelor nemetalice implică folosirea unor elemente constructive și piese auxiliare potrivite, de genul calapoadelor, formelor și matrițelor. Având în vedere frecvența cu care sunt întâlnite în practică, se consideră necesar a fi prezentate câteva particularități ale acestora.

1. Calapoade

Sunt piese auxiliare folosite atunci când este suficient ca doar una dintre suprafețele exterioare sau interioare ale piesei din compozit (cea care vine în contact cu forma) să aibă o calitate controlată.



Fabricarea prin copiere a calapoadelor negative (a), respectiv pozitive (b), din ghips ranforsat.
1 – model etalon; 2 – calapod negativ; 3 – șablon rotativ; 4 – calapod pozitiv.

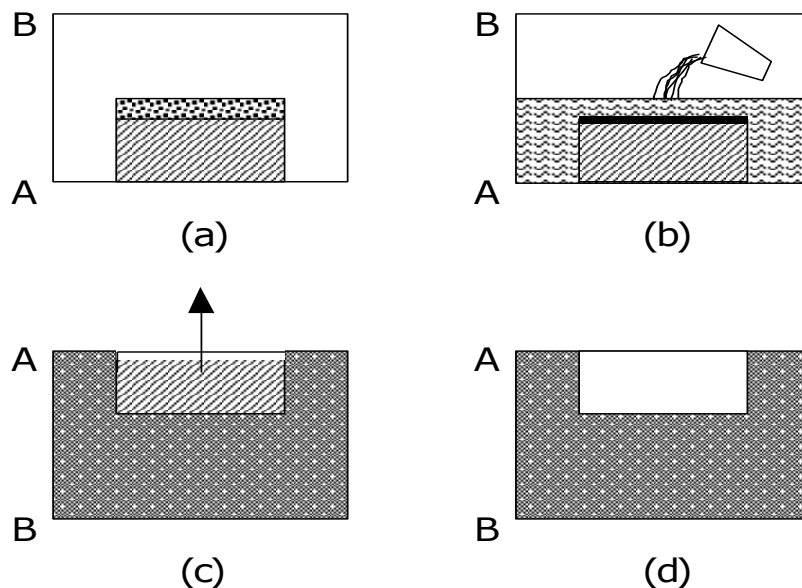
Acestea reprezintă niște forme deschise, care sunt denumite **negative**, dacă materializează suprafața exterioară a piesei, respectiv **pozitive** – pentru suprafețe interioare. Calapoadele pozitive sunt mai pretențioase decât cele negative, necesitând folosirea unor schelete de rezistență din lemn, plasă și/sau pânză, precum și a unor șabloane pentru realizarea contururilor fine care caracterizează suprafețele lor active.

Piesele de tip calapod sunt diverse constructiv, putând fi confecționate din următoarele categorii de materiale:

⇒ **Ghips** –recomandabil pentru producția de tip unicat, deoarece materialul este ușor accesibil și ieftin, iar prelucrarea lui necesită un volum redus de manoperă. Principalul defect al calapoadelor din ghips este *porozitatea* mare a materialului, făcând necesar ca suprafețele lor active să se trateze cu 2 sau 3 straturi de lac. Un calapod de acest fel poate fi refolosit, în procese de fabricație ulterioare, dacă nu este distrus la extragerea piesei din formă.

- ⇒ **Lemn** – se folosește pentru serii de producție cuprinse între 50 și 250 de bucăți; este materialul cel mai utilizat, ca esență fiind preferat lemnul de tei, caracterizat prin prelucrabilitate mecanică bună și stabilitate dimensională. Sunt realizate de obicei din scânduri suprapuse, prelucrate mecanic în bloc; după prelucrarea la dimensiunile finale, suprafețele active se lăcuiesc.
- ⇒ **Materiale compozite** –recomandate pentru loturi de producție de până la 500 de bucăți; în cele mai multe cazuri au matrici din *rășini* de tip *epoxidic* sau *poliesteric*, care au capacitate foarte bună de înglobare a ranforsantului și reactivitate chimică mare. Ca elemente de armare se folosesc cel mai mult *pulberi anorganice*, care pot fi din cretă sau din alumina micronizată, dar și microbule de sticlă. Acestea micșorează contracția la întărire a matricii, dar totodată cresc duritatea și rezistența la șoc pentru materialul global.

Este de precizat că, pentru a crește eficiența economică a fabricării calapoadelor din compozit, în mod obișnuit se combină două tipuri de amestecuri de formare. Astfel, se alege o anumită rețetă pentru amestecul din care se va realiza partea de la *suprafață* (cu un conținut de pulberi cuprins între 40 și 45%), care trebuie să permită o capacitate mare de copiere și să determine ca fețele calapodului să aibă duritate mare și rezistență la abraziune. Pentru interiorul calapodului se folosește un alt amestec, *de umplură* (conținând doar 30÷40% pulberi), care conduce la valori foarte mici ale contracției la întărire în “miezul” lui.



Obținerea unui calapod de tip negativ dintr-o rășină epoxidică armată cu pulberi anorganice

Ca regulă generală, calapoadele trebuie să aibă grosimi ale pereților cel puțin duble față de piesele care sunt de executat; din acest motiv, dacă sunt necesare grosimi mai mari de 10mm, atunci se recomandă rigidizarea pereților cu armături din lemn.

Desenele din figura de mai sus prezintă etapele confecționării unui calapod dintr-un material compozit:

- (a) așezarea în formă a modelului etalon, care se tratează cu un agent de decofrare;
- (b) turnarea amestecului format din rășină și particulele de armare;
- (c) solidificarea materialului în formă, urmată de extragerea modelului etalon;
- (d) finisarea (eventuală) a calapodului astfel fabricat.

Pentru piesele de configurații complicate (cum sunt, de exemplu, rotorii de turbină), este recomandabilă folosirea unor **calapoade de tip elastic**; acestea se fac, de pildă, dintr-un cauciuc siliconic (care poate fi vulcanizat la rece), prin metoda copierii după modele etalon; calapoadele de acest fel sunt mai scumpe decât cele clasice, dar au *avantaje* cu totul specifice, precum posibilitatea extragerii piesei prin deformarea elastică a formei; durabilitatea mare (se pretează la sute de utilizări), plus calitatea deosebită a suprafețelor active (și implicit ale piesei care trebuie fabricată).

2. Matrițe metalice

Aceste dispozitive reprezintă o variantă foarte costisitoare de piese auxiliare, dar care este singura recomandabilă pentru seriile mari de fabricație, mai ales pentru cazurile în care se folosesc tehnologii de formare la cald. Avantajele lor principale, mai ales în raport cu formele nemetalice, sunt implicate de proprietățile generale ale materialelor metalice, precum conductivitatea termică, stabilitatea dimensională, la care se adaugă posibilitatea obținerii unor suprafețe active de calitate excepțională.

Matrițele se fabrică din materiale tratabile termic, alese de obicei dintre oțelurile aliate, iar suprafețele lor active sunt protejate prin tratamente chimice sau termo-chimice, așa cum este cromarea dură. În anumite situații este nevoie ca aceste matrițe să fie prevăzute cu niște canale interioare, de forme adaptate fiecărui caz concret, care să ducă la grăbirea proceselor de încălzire sau de răcire implicate de tehnologia de formare.

Instalații auxiliare - Autoclave

Una dintre cele mai importante etape, în cadrul proceselor tehnologice prin care sunt fabricate compozitele cu matrici polimerice, este reprezentată de faza de polimerizare (reticulare) a materialului matricei, adică faza în care materialul compozit care este procesat ajunge la structura solidă și aproape la dimensiunile finale, care au fost avute în vedere la proiectarea structurii respective.

Se poate cu ușurință imagina că această fază implică, în cele mai multe cazuri, anumite dificultăți, întrucât reticularea se produce la valori relativ mari de temperatură și (în principiu) de presiune, condiții de mediu la care trebuie să fie expus obiectul care este fabricat, în întregul lui; se înțelege că piesele de gabarite mari, așa cum sunt în mod frecvent



cele fabricate prin înfășurare filamentară, sau componentele din construcția diverselor aparate de zbor pun probleme dificile de plasare a produsului într-o anumită incintă, după depunerea materialelor constituente, pentru realizarea polimerizării matricei.



În astfel de situații se folosesc niște incinte speciale, denumite (folosind un cuvânt preluat ca atare din limba engleză) **autoclave**, care pot fi de dimensiuni relativ mici (potrivite pentru laboratoarele de cercetare, unde este nevoie mai ales de realizarea unor modele și prototipuri), ca în imaginile alăturate, sau pot avea proporții uriașe, așa cum se arată în fotografia aflată la începutul acestui paragraf.

Desigur că folosirea acestor utilaje poate fi relativ costisitoare, mai ales din punct de vedere al consumurilor energetice, dar există multe situații practice în care utilizarea lor este fundamentală, așa cum este mai ales cazul pieselor (de dimensiuni mari) care trebuie să atingă în funcționare performanțe înalte, de exemplu valori *specifice* (adică raportate la densitatea compozitului fabricat) ridicate ale rezistenței mecanice, sau ale rigidității. Astfel de piese și structuri sunt foarte frecvent proiectate și realizate în industria aeronautică, dar și în cea constructoare de autovehicule.

9. EVALUAREA ANALITICĂ A PROPRIETĂȚILOR MATERIALELOR COMPOZITE

Proprietățile compozitelor pot fi studiate pe cale analitică, un aspect cu totul special pentru proiectarea acestor materiale și un avantaj important pentru utilizarea lor; studiul analitic se referă la calcularea (sau estimarea) valorilor unor caracteristici globale pornind, cel mai adesea, de la cele ale constituenților, adică pe principii de analiză **micromecanică**; se pornește de la adoptarea unui anumit **model** al structurii materialului, pentru a se aproxima comportarea lui reală, dar și a înlesni gruparea pe clase a metodelor prin care sunt evaluate proprietățile compozitelor.

Necesitatea practică a evaluărilor analitice

Comportarea elastică a unei lamele compozite unidirecționale, într-o **stare plană** de tensiuni și deformații, se poate descrie complet prin *patru* proprietăți de bază – notate **E₁**, **E₂**, **G₁₂**, respectiv **v₁₂** și numite *caracteristici elastice* ale materialului; privind *macromecanic*, se admite că acestea se pot stabili, în orice situație, prin *determinări experimentale directe*; valorile lor pot să varieze însă mult, pentru un compozit dat, de la un lot de fabricare la altul, pentru că depind de factori ca *proporția și proprietățile* constituenților, sau *parametrii structurali și geometrici* efectivi ai materialului global.

Se poate înțelege că aceste caracteristici reprezintă aspecte particulare ale compozitului, care cu greu pot fi repetate, identic, la fiecare lot fabricat; nu este însă potrivit și nici convenabil din punct de vedere economic să se facă determinări experimentale asupra fiecărui lot de materiale; ar fi de dorit să existe metode (cu grad de aproximare cât mai mic) de a prognoza proprietățile compozitelor (eventual, chiar în etapa de proiectare a lor), în funcție de parametrii amintiți; aceștia sunt mai ușor de determinat, pentru un lot de semifabricate, decât proprietățile efective ale materialului, ceea ce înseamnă că evaluarea analitică se va putea face rapid și cu cheltuieli minime.

Influența trăsăturilor particulare ale materialelor compozite

Este necesară o distincție clară între compozitele armate *unidirecțional* și cele armate *dispers*, cu privire la tipurile de caracteristici fizice și mecanice care pot fi obținute pentru fiecare dintre cele două variante:

- La armarea cu **fibre lungi**, fundamentală este *anizotropia* materialului compus, proprietățile mecanice având valori foarte diferite, în funcție de direcția de studiu - *pe direcția armării* sunt apropiate de ale *fibrelor*, iar *transversal* seamănă cu ale *matricei*.
- Pentru compozite *aproximativ izotrope* (cum sunt cele armate *dispers*), *modulul de elasticitate* poate varia în limite largi și depinde mai ales de conținutul de elemente de armare (putând fi chiar de 4-5 ori mai mare decât al matricei), pe când *rezistența mecanică* este doar *de ordinul celei a matricei*, uneori chiar mai mică.

Trebuie spus că unele materiale de armare (de exemplu fibrele de carbon sau de grafit) sunt ele însele *anizotrope*, având mai multe valori (diferite în funcție de direcția de studiu) ale

constantelor de elasticitate, încât se poate ajunge la o gamă mult mai largă de proprietăți ale compozitelor care le conțin, decât în cazul armării cu particule.

Un alt aspect important este asumarea unor **ipoteze** privind *dispunerea fazei de ranforsare* în structura compozitului, concretizate în tipul de *volum elementar* de compozit asociat unui element individual de armare, când este analizat independent: pentru **fibrelor lungi**, se constată că pentru *fracții volumice mici* așezarea fibrelor în secțiunile transversale este relativ *întâmplătoare*, dar în compozitele cu un *conținut mare* de fibre aranjamentul lor poate fi considerat *regulat*; se admite astfel că *volumul de matrice revenit unei fibre* are formă de **prismă hexagonală dreaptă** (ca la fagurii albinelor, care se consideră că modelează corect structura compozitului); aceasta este deci forma de bază pentru elementele de volum, în analizele compozitelor armate unidirecțional.

Principalele categorii de metode analitice

Obiectivul principal al micro-mecanicii compozitelor este să se obțină relații de calcul care să evalueze valoric constantele lor de elasticitate (primele care au fost studiate) dar și, în general, diverse proprietăți fizice și mecanice; relațiile folosesc parametri de bază ai materialului compus, dintre care mai importanți sunt:

- natura și proprietățile fazelor constituente;
- conținutul de elemente de armare;
- forma și dimensiunile acestora.

A. Metode bazate pe principiile rezistenței materialelor

Această categorie cuprinde metode de evaluare dezvoltate după principiile clasice ale științei materialelor, bazate pe anumite ipoteze simplificatoare și pe ideea că solicitarea mecanică aplicată compozitului studiat conduce la o *stare uniformă* de tensiuni și/sau de deformații; conduc, în general, la rezultate confirmate de datele experimentale pentru proprietățile de pe direcția *longitudinală* a unui compozit (direcția armării) – de exemplu modulul E_1 și coeficientul de tip Poisson ν_{12} (numit “principal”, spre deosebire de cel “secundar” ν_{21}), despre care se admite că nu sunt influențate de forma și de distribuția fibrelor (în planul principal transversal al materialului).

Comparația cu rezultatele testelor arată că proprietățile de forfecare ale compozitelor (cum este modulul G_{12}) și cele de pe direcția lor principală *transversală* (ca modulul E_2) sunt de obicei *subestimate* prin relațiile date de metodele din această categorie.

B. Metode semi-empirice

Aceste metode au fost dezvoltate pentru a evita, măcar parțial, dificultățile abordărilor de mai sus, și pentru a se ajunge la simplificări ale calculului de evaluare; exemple tipice de aplicare a acestui gen de metode sunt *relațiile Halpin-Tsai* (discutate mai jos), folosite pentru evaluarea mai multor proprietăți elastice ale compozitelor; se bazează pe *interpolări* ale limitelor (superioară și inferioară) stabilite prin metode variaționale, sau ale modelelor de tip “serie” și “paralel”, care simulează răspunsul compozitelor la solicitări mecanice. Relațiile de calcul conțin o mărime particulară, *parametrul de interpolare*, notat de obicei cu litera ξ și

fiind o *măsură a eficienței ranforsării* (realizarea corectă a transferului de sarcină între constituenți) pentru compozitul studiat; forma finală a relațiilor include valorile recomandate ale acestui parametru, stabilite prin compararea rezultatelor din estimările analitice cu valorile efective (stabilite experimental) ale proprietăților studiate.

1. Estimarea caracteristicilor elastice ale compozitelor armate cu fibre lungi, unidirecționale

1.a. Cazul proprietăților longitudinale de elasticitate

Pentru compozitele cu armare **unidirecțională** aceste proprietăți sunt dominate de calitățile *fibrelor*, care sunt mai *rezistente*, mai *rigide* și au *deformații la rupere mai mici* decât matricea; proprietățile elastice ale compozitului vor avea deci valori mai ridicate pe direcție longitudinală decât pe oricare altă direcție; se admite că datele experimentale sunt modelate corect prin predicții bazate pe **regula (directă a) amestecurilor** - o lege de adăugare liniară, denumită și *modelul paralel* de a combina proprietățile constituenților unui compozit, ținând seama de fracția lor volumică (V_i).

Trebuie precizat că se folosesc două soluții „extreme” în acest tip de modelare: de o parte se află modelul *paralel*, introdus de Voigt (1928), bazat pe ipoteza că încărcarea aplicată produce deformații specifice egale în cele două faze, tensiunea globală fiind suma tensiunilor preluate de fiecare fază. De cealaltă parte se află modelul *serie* (propus de Reuss în 1929), numit și regula *inversă* a amestecurilor, în care se admite că cele două faze preiau o aceeași mărime a tensiunii, iar deformația specifică globală este suma celor ale fazelor.

Aplicând (pentru un compozit unidirecțional) modelul paralel se deduce că modulul Young (modulul de elasticitate global de pe direcția încărcării de tracțiune longitudinală) se poate calcula ca medie (*ponderată* prin fracțiile volumice) a modulilor fazelor constituate:

$$E_1 = k_f \cdot V_f \cdot E_{1f} + V_m \cdot E_m \quad (1)$$

unde indicii se referă la fibre, respectiv la matrice; notația k_f este un coeficient (nu face parte din forma generală a regulii amestecurilor), care depinde de *gradul de ordonare* în dispunerea fibrelor în matrice; are valoarea **1** pentru alinierea corectă a fibrelor pe direcția longitudinală a eșantionului de compozit.

Pe aceleași baze teoretice se poate obține o relație pentru estimarea valorii *principale* (longitudinale) a coeficientului Poisson, care se scrie astfel:

$$\nu_{12} = V_f \cdot \nu_{12f} + V_m \cdot \nu_m \quad (2)$$

1.b. Cazul proprietăților transversale de elasticitate

Pentru încărcările cu tensiuni normale de direcție transversală, starea de tensiuni în matricea din jurul fibrelor este complexă și afectată de interacțiunile dintre fibrele vecine; proprietățile elastice de pe această direcție sunt dominate de calitățile matricei, dar și sensibile la starea locală de tensiuni; s-a constatat că estimarea acestor caracteristici se face mulțumitor prin expresii bazate pe regula *inversă* a amestecurilor; se vor prezenta două cazuri de aplicare a principiilor descrise.

I. Estimarea modului de elasticitate pe direcție transversală

$$\frac{1}{E_2} = \frac{V_f}{E_{2f}} + \frac{V_m}{E_m} \quad \text{sau} \quad E_2 = \frac{E_{2f} \cdot E_m}{V_f \cdot E_m + V_m \cdot E_{2f}} \quad (3)$$

în care E_{2f} este modulul transversal al fibrelor (despre care, așa cum s-a precizat anterior, se admite că pot fi *anizotrope*); de obicei în aceste expresii se introduce o valoare *corijată* a modului E_m al matricei, de tipul:

$$E'_m = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \quad (3a)$$

la numitor fiind coeficientul Poisson al matricei; se ia astfel în considerare micșorarea rigidității ei transversale, ca urmare a introducerii în structura sa a fibrelor de armare.

II. Estimarea modului de forfecare

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_f}{G_{12f}} + \frac{V_m}{G_m} \quad \text{sau} \quad G_{12} = \frac{G_{12f} \cdot G_m}{V_f \cdot G_m + V_m \cdot G_{12f}} \quad (4)$$

în care logica notațiilor este la fel ca mai sus.

Observații:

1. Pentru compozitele cu fibre lungi efectele pozitive ale armării asupra modului de elasticitate pe direcție transversală sunt mult mai mici (uneori acesta nici măcar nu egalează modulul matricei), în raport cu efectele asupra modului longitudinal.
2. Armarea cu fibre scurte sau cu particule disperse (dacă au modul mai mare ca al matricei) duce și ea la o creștere a modului de elasticitate global, dar **mai mică** decât cea preliminară prin regula amestecului, încât aceasta nu se consideră potrivită pentru a evalua efectele produse de armările disperse.

În general, influența variației conținutului de material de armare asupra modului de elasticitate global este mereu mai mică, la trecerea de la armarea cu fibre lungi către elementele de armare de tot mai mici dimensiuni, așa cum vor arăta exemplificările care urmează.

2. Estimarea caracteristicilor elastice ale compozitelor armate cu fibre discrete (scurte)

Pentru aceste materiale s-au propus diverse variante, distincte ca ipoteze de bază, de expresii ale dependenței dintre modulul global și cei ai constituenților; nici una dintre aceste variante nu produce estimări corecte pentru oricare situație practică, încât se exemplifică două relații cu utilizare mai largă.

a. Modelul Cox:
$$E_c = E_f \cdot V_f \left[1 - \frac{1}{k \frac{L}{2}} \operatorname{th} \left(k \frac{L}{2} \right) \right] + E_m (1 - V_f) \quad (5)$$

în care L este lungimea medie a fibrelor, iar k este o constantă și depinde de caracteristicile elementelor de armare și de dispunerea lor geometrică.

b. Modelul propus, pe baza regulii amestecurilor, de **Nielsen**:

$$E_c = F \cdot E_f \cdot V_f + E_m (1 - V_f) \quad (6)$$

unde **F** este un coeficient de întărire efectivă a materialului, depinzând de fracția volumică V_f și de raportul (E_f / E_m).

3. Estimarea caracteristicilor de elasticitate ale compozitelor armate cu particule disperse

Relațiile propriu-zise de calcul estimativ pentru aceste compozite sunt rare în literatură, dar există totuși câteva prin care se pot evalua *valorile limită* ale modulului global, la o solicitare uniaxială; de exemplu, acestea se pot deduce printr-o metodă de tip *variational*, care a fost propusă de **B. Paul**, bazată pe legi ale teoriei clasice a elasticității, din categoria teoremelor energetice; se face ipoteza că matricea și particulele au coeficienți Poisson de valori aproximativ egale, adică $\nu_p = \nu_m = \nu$; aceasta poate să fie o simplificare destul de grosieră, de exemplu pentru cazurile (foarte frecvente) în care matricea și particulele sunt materiale de naturi diferite, dar rezultatele s-au dovedit utile în multe situații practice, fiind confirmate și experimental; în mod tipic, limitele modulului global al compozitului sunt exprimate ca un șir de inegalități de forma următoare:

$$\frac{1}{\frac{V_m}{E_m} + \frac{V_p}{E_p}} \leq E_c \leq E_m \cdot V_m + E_p \cdot V_p \quad (7)$$

Se observă că limitele date de relațiile (7) sunt exprimate la fel cu expresiile modulului global date de regula directă și respectiv de cea inversă ale amestecurilor.

În mod analog se pot scrie valorile limită ale modulului global de forfecare G_c , în funcție de valorile G_i care corespund constituenților.

Tot pentru armarea discontinuă (cu fibre scurte, whiskere sau particule), evaluarea modulului de elasticitate global se poate face cu o relație mai generală, propusă de Halpin, Tsai și Kardos:

$$E_c = E_m \frac{1 + 2s \cdot q \cdot v_p}{1 - q \cdot v_p} \quad \text{în care factorul este} \quad q = \frac{\frac{E_p}{E_m} - 1}{\frac{E_p}{E_m} + 2s} \quad (8)$$

iar s este coeficientul de formă (*aspect ratio*) al elementelor de armare (indicele p se referă la acestea); cunoscută ca *modelul Halpin-Tsai* pentru armarea dispersă, această regulă de calcul estimativ apare frecvent în literatura din acest domeniu.

4. Estimarea proprietăților materialelor compozite prin metode semi-empirice

S-a arătat că metodele de predicție bazate pe mecanica materialelor *subvaluează* proprietățile elastice ale compozitelor *unidirecționale*, pe direcție *transversală*; rezultate mai apropiate de datele experimentale se pot obține dacă se folosesc relații de tip *semi-empiric*; potrivirea dintre predicțiile de acest fel și rezultatele practice depinde de stabilirea corectă a valorii

parametrului de interpolare, de obicei notat cu ξ ; se exemplifică aplicarea acestui fel de calcule la două situații frecvent întâlnite în proiectarea compozitelor.

I. Evaluarea modului Young *pe direcție transversală*

$$E_2 = E_m \frac{1 + \xi_1 \eta_1 V_f}{1 - \eta_1 V_f} \quad \text{unde} \quad \eta_1 = \frac{E_{2f} - E_m}{E_{2f} + \xi_1 E_m} \quad (9)$$

în care ξ_1 este factorul de eficiență a ranforsării la încărcări transversale; s-a constatat că acest factor trebuie să fie cuprins între **1** și **2**; dacă se dispune de o valoare sigură a modului E_2 pentru o variantă de compozit, din relația (9) se găsește valoarea potrivită a factorului ξ_1 , aceasta se va utiliza pentru predicții ale modului E_2 , pentru diverse fracții volumice de fibre ale compozitului.

II. Evaluarea modului *de forfecare*

$$G_{12} = G_m \frac{1 + \xi_2 \eta_2 V_f}{1 - \eta_2 V_f} \quad \text{unde} \quad \eta_2 = \frac{G_{12f} - G_m}{G_{12f} + \xi_2 G_m} \quad (10)$$

în care ξ_2 este factorul de eficiență a ranforsării pentru forfecarea în plan.

Concordanță bună cu datele experimentale se obține dacă se atribuie factorului de interpolare valoarea **1**, caz în care relația de evaluare se scrie:

$$G_{12} = G_m \frac{(G_{12f} + G_m) + V_f (G_{12f} - G_m)}{(G_{12f} + G_m) - V_f (G_{12f} - G_m)} \quad (11)$$

Pentru cele două clase de proprietăți de mai sus se poate admite că eficiența ranforsării (raportul dintre valoarea unei anumite caracteristici pentru compozit, respectiv pentru matricea fără armare) crește odată cu conținutul de fibre, cu atât mai pronunțat cu cât este mai mare raportul dintre valorile caracteristicii respective pentru fibre și matrice.

5. Relații pentru evaluarea altor proprietăți fizice și mecanice ale materialelor compozite

Comportarea în condițiile unor variații de temperatură (a mediului de lucru) face parte dintre proprietățile importante ale compozitelor, mai ales dacă au matrice metalică; pentru acestea este destul de greu să se evite diferența mare între coeficienții de dilatare termică ai constituenților, astfel încât este importantă posibilitatea de a controla valorile caracteristicilor de dilatare, pe baza reglării conținutului volumic de elemente de armare, respectiv a dispunerii lor în matrice.

Au fost propuse diverse modele teoretice pentru evaluarea **coeficientului de dilatare termică** (α) pentru *compozitele metalice*, care este dependent de forțele inter-atomice și de structura cristalină; cu cât forțele de legătură sunt mai puternice, cu atât modulul Young (E) este mai ridicat, iar coeficientul (α) are o valoare mai mică.

Dacă materialul *de armare* este de tip **ceramic** (având un coeficient de dilatare mult inferior – cam cu un ordin de mărime – celui al metalelor), coeficientul global va fi *tot mai mic*, la creșterea fracției de ranforsant; aceasta avantajează utilizările practice ale acestor compozite, mai ales pentru că ele conferă stabilitate dimensională pieselor, în timpul funcționării la temperaturi ridicate.

Pentru compozite **armate unidirecțional**, coeficienții de dilatare termică (*longitudinal* – α_1 , respectiv *transversal* – α_2) se pot evalua astfel:

$$\alpha_1 = \frac{E_f \cdot \alpha_f \cdot V_f + E_m \cdot \alpha_m \cdot V_m}{E_f \cdot V_f + E_m \cdot V_m} \quad (12)$$

respectiv:

$$\alpha_2 = \alpha_f V_f (1 + \nu_f) + \alpha_m V_m (1 + \nu_m) - \frac{E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{E_f V_f + E_m V_m} (\nu_f \cdot V_f + \nu_m \cdot V_m) \quad (13)$$

Pentru compozite metalice **armate cu particule** factorul de dilatare se poate *aproxima* printr-o relație (propusă de *Turner*) de forma:

$$\alpha = \frac{\alpha_m \cdot V_m \cdot K_m + \alpha_p \cdot V_p \cdot K_p}{V_m \cdot K_m + V_p \cdot K_p} \quad (14)$$

(α_i) fiind coeficientul de dilatare al celor trei materiale, (V_i) este fracția volumică de constituenți, iar (K_i) = modulul “volumic” de elasticitate (din teoria elasticității) al acelor materiale.

6. Estimarea analitică a proprietăților de rezistență ale compozitelor

Estimarea precisă a rezistenței compozitelor la solicitări mecanice este greu de atins, în principal datorită următoarelor obstacole:

- Spre deosebire de materialele omogene, ruperea compozitelor implică, la nivel microscopic, etape suplimentare (ruperea ranforsantului, plastifieri locale, separarea componentelor la interfețe), greu de cuantificat prin calcule estimative.
- Valorile tensiunilor și deformațiilor la rupere sunt greu de obținut analitic, întrucât acestea depind de anumite detalii ale microstructurii, care de obicei nu se cunosc în momentul efectuării calculelor.
- Mecanismele ruperii unui compozit și procesele pe care le implică la nivel de constituenți (la scară micro-mecanică) variază după tipul încărcării și proprietățile fizice și mecanice ale matricei, elementelor de armare și zonelor de interfață.
- Varietatea fenomenelor micro-mecanice împiedică să fie stabilite, pentru cele mai multe tipuri de solicitări, criteriile de rupere unanim acceptate pentru diversele clase de compozite.
- Chiar având la dispoziție un model micro-structural, analiza teoretică a tensiunilor în prezența micro-ruperilor interactive (care au loc în materialul constituenților și la interfețele lor) încă reprezintă o problemă dificilă.

Cercetarea posibilităților de a prognoza rezistența mecanică a compozitelor a ajuns totuși la rezultate importante; cele mai interesante aplicații s-au dezvoltat pentru compozite armate unidirecțional, iar dintre acestea cel mai mult au fost studiate cele cu matrice *polimerică*.

Trebuie remarcat că valoarea reală a rezistenței compozitelor *metalice* este de obicei mai mare decât estimările bazate pe regula amestecului, de exemplu pentru că apar modificări micro-structurale în matricea metalică, prin introducerea elementelor de armare (crește densitatea dislocațiilor, sau se schimbă aspectul grăunților), cu efecte favorabile asupra rezistenței mecanice finale. Se poate aprecia și că această proprietate a compozitelor citate *nu*

depinde hotărâtor de *conținutul de elemente de armare* (cum se întâmplă cu modulul de elasticitate), fiind puternic influențată (mult mai mult decât la compozitele polimerice) de rezistența materialului folosit ca matrice; rezistența mecanică a compozitelor metalice poate fi deci "reglată" începând cu alegerea tipului de aliaj folosit ca matrice și a tratamentului termic aplicat, niște grade de libertate în plus pe care proiectantul se poate baza atunci când le "programează" proprietățile fizico-mecanice.

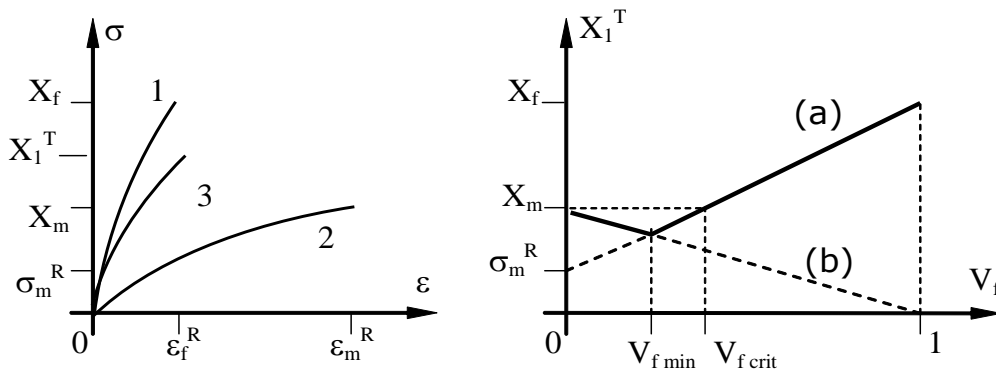
6.a. Cazul compozitelor armate cu fibre continue unidirecționale

I. Evaluarea rezistenței la tracțiune longitudinală (X_1^T)

Trebuie stabilită valoarea *maximă* pe care o pot atinge, fără riscuri pentru material, *tensiunile normale* de întindere (σ_1); admițând că fibrele sunt înglobate perfect în matrice, **tensiunea medie** pe direcție *longitudinală* este evaluată pe baza *fracțiilor volumice* și a *tensiunilor medii* de direcție longitudinală (σ_f respectiv σ_m) din constituenți, folosind regula amestecului:

$$\sigma_{1med} = \sigma_f \cdot V_f + \sigma_m \cdot V_m \tag{15}$$

Pierderea capacității de rezistență se produce întâi în constituentul având o valoare mai mică a parametrului **alungire specifică la rupere** (ϵ^R); răspunsul la solicitare se va analiza deci diferit în funcție de raportul între valorile parametrului citat – pentru *matrice* (ϵ_m^R), respectiv pentru *fibrele de armare* (ϵ_f^R); se admite că rezistența constituenților nu variază de la un punct de material la altul, și nici de la o entitate (o fibră, sau o epruvetă) de material la alta.



Evaluarea rezistenței la tracțiune pentru compozitele cu armare unidirecțională, având fibrele mai rigide decât matricea.

Graficele din stânga în figurile analizate în continuare dau *curbele caracteristice* la tracțiune pentru *fibrele de armare* (1), pentru *matrice* (2), respectiv (ca alură estimată) pentru *compozit* în ansamblu (3); de pe acestea se pot extrage, pentru fiecare constituent, valorile parametrilor de rezistență la tracțiune (X_i), respectiv de deformabilitate la rupere (ϵ_i^R); acestea sunt apoi trecute pe graficele din dreapta, care arată cum se face *estimarea* rezistenței la tracțiune a compozitului; pe axa absciselor apare *fracția volumică* de fibre, (teoretic) cuprinsă între 0 (când se încearcă o probă din matrice, fără ranforsare) și 1 (cazul fibrelor neincluse în matrice și solicitate separat, în mănunchi); segmentele notate cu (a) și (b) arată modul specific de modelare a capacității de rezistență a compozitului, asumând ca predominante proprietățile **fibrelor de armare**, respectiv ale materialului **matricei**.

A) Pentru compozitele care au *fibrelor mai rigide decât matricea*, pentru care este adevărată condiția $\epsilon_m^R > \epsilon_f^R$, prin realizarea materialului compus se pot exploata în totalitate caracteristicile de rezistență ale fibrelor, întrucât rezistența la tracțiune a acestor compozite este dominată de fibre (*fiber-dominated strength*).

Comparând acum curbele caracteristice (date în figura anterioară) se constată că limita de rupere (X_1^T) a compozitului se atinge atunci când alungirea specifică a fibrelor (de fapt, a materialului compus) ajunge la valoarea (ϵ_f^R), care corespunde pierderii de către fibre a capacității lor de rezistență.

Atunci când fibrele nu mai pot prelua partea care le revine din încărcarea aplicată compozitului, aceasta nu poate fi susținută numai de materialul matricei, deci se produce ruperea; în acel moment al solicitării valoarea efectivă a tensiunilor din matrice nu ajunge la limita de rupere (X_m) a acestui material, ci la o valoare mai mică σ_m^R (*tensiunea medie din matrice în clipa ruperii fibrelor*); capacitatea de rezistență mecanică a matricei nu este încă epuizată, iar în calculele de evaluare se va folosi tensiunea σ_m^R drept caracteristică de rezistență a materialului de bază din compozit.

Pe aceste baze, se pot înlocui în relația (15) valorile limită (din clipa ruperii) ale tensiunilor din constituenți, astfel că rezistența la tracțiune a compozitului se poate aproxima folosind relația următoare:

$$X_1^T = \sigma_X^R = V_f \cdot X_f + V_m \cdot \sigma_m^R \quad (16)$$

Se știe că suma fracțiilor de constituenților este 1, iar dacă porozitatea este neglijabilă (conținutul de goluri V_g tinde la zero), expresia devine:

$$X_1^T = V_f \cdot X_f + (1 - V_f) \cdot \sigma_m^R \quad \text{sau} \quad X_1^T = \sigma_m^R + (X_f - \sigma_m^R) \cdot V_f \quad (17)$$

Ultima exprimare arată o *dependență liniară* (de forma $y = a x + b$) între rezistența compozitului și fracția volumică de fibre; dând lui V_f valorile extreme din intervalul de definiție (0 și 1), se obțin pentru funcția studiată valorile de capăt σ_m^R , respectiv X_f , puncte care se unesc printr-un segment de dreaptă notat cu **a** pe graficul de evaluare din figură.

Relația de evaluare a rezistenței la tracțiune poate fi scrisă și sub o altă formă; dacă se admite (cu o anumită aproximație) o comportare *liniar-elastică* la tracțiune a materialelor reprezentând constituenții compozitului, atunci tensiunea din matrice în momentul ruperii fibrelor se va exprima în funcție de alungirea lor la rupere, iar apoi de rezistența lor la tracțiune, astfel:

$$\sigma_m^R = E_m \cdot \epsilon_f^R = E_m \cdot \frac{X_f}{E_f} \quad (18)$$

În expresia de evaluare a rezistenței la tracțiune a compozitului sunt făcute astfel să apară caracteristicile de elasticitate ale constituenților:

$$X_1^T \cong X_f \cdot \left(V_f + V_m \cdot \frac{E_m}{E_f} \right) \quad (19)$$

Această relație se poate scrie în formă aproximată, simplu de utilizat, pentru o categorie specială de compozite - cele armate cu fibre foarte rigide (având modulii de elasticitate

în relația $E_f \gg E_m$), cu o valoare rezonabil de mare a fracției volumice de fibre; membrul drept de mai sus poate fi atunci restrâns la un singur termen, adică

$$\mathbf{X}_1^T \cong \mathbf{X}_f \cdot V_f \quad (20)$$

Pentru variantele de compozit cu fracții de fibre relativ mici, orice încărcare trebuie preluată de matrice, ale cărei caracteristici vor fi determinante pentru rezistența globală; pentru evaluare se va lua în considerare limita de rupere a părții din compozit formată din matrice (solicitată separat):

$$\mathbf{X}_1^T = \mathbf{X}_m \cdot V_m \quad (21)$$

Cum $V_m = 1 - V_f$, funcția se reprezintă printr-o dreaptă descrescătoare care, pe intervalul considerat, se restrânge la porțiunea inițială de pe segmentul **b** din figură; prin urmare, evaluarea rezistenței la tracțiune longitudinală a compozitului va folosi ecuațiile (16) și (21), reprezentate de porțiunile îngroșate de pe segmentele (a) și (b) din figură. Există o zonă inițială pe grafic, delimitată în partea sa dreaptă de valoarea $V_{f \min}$ a fracției de fibre, până la care limita de rezistență dată de ecuația (16) este mai mică decât cea dată de ecuația (21); punctele de pe segmentul **a** nu reprezintă stări de încărcare determinante pentru cedarea compozitului, întrucât în această zonă tensiunile normale nu egalează limita de rupere la solicitarea de tracțiune nici pentru matrice, nici pentru fibrele de armare.

Pentru compozitele cu o fracție de fibre *mai mică* decât $V_{f \min}$ se admite că **limita de rupere la tracțiune** a compozitului este **dată de rezistența matricei** (amendată de factorul subunitar al conținutului efectiv de matrice din compozit) și trebuie evaluată pe segmentul **b**; în continuare, până la capătul graficului, valorile estimate cu ecuația (16) – situate pe segmentul **a**, sunt mereu mai mari decât tensiunile limită din matrice – segmentul **b**, deci ecuația (16) va evalua rezistența globală.

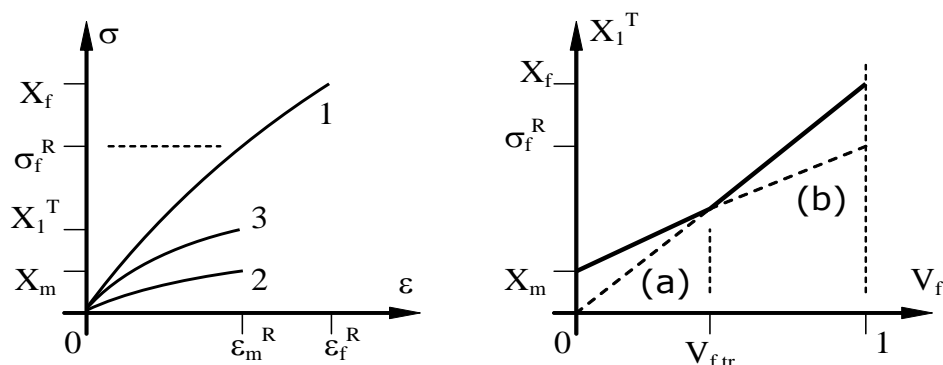
Trebuie remarcat că, pentru o porțiune scurtă a graficului din acest interval, valorile evaluate rămân mai mici decât rezistența la tracțiune (X_m) a matricei, iar pentru ca noul material să fie o *întărire efectivă a matricei* ($\mathbf{X}_1^T > \mathbf{X}_m$), fracția de fibre trebuie să fie *mai mare* ca valoarea critică $V_{f \text{crit}}$!

*Pentru compozite unidirecționale cu fibre mai rigide (și mai fragile) ca matricea, rezistența la tracțiune longitudinală se evaluează pe o porțiune din segmentul **b** – dacă V_f este mai mic decât $V_{f \min}$, respectiv folosind ecuația (16) și segmentul **a** – pentru un conținut de fibre mai mare ca cea limită (segmentele îngroșate din figura de mai sus); armarea este eficientă pentru un conținut de fibre egal cel puțin cu valoarea $V_{f \text{crit}}$.*

B) Dacă fibrele sunt relativ *elastice*, iar materialul de bază *rigid (fragil)*, atunci între alungirile specifice la rupere există relația $\epsilon_f^R > \epsilon_m^R$; situația (ilustrată de curbele caracteristice din figura următoare) este întâlnită când matricea este dintr-un material ceramic (având valori mari de rigiditate și fragilitate); prin introducerea fibrelor de armare în ceramice se ameliorează tenacitatea globală, sau rezistența la șoc, iar rezistența acestor compozite este *dominată de matrice (matrix-dominated strength)*.

La fel ca mai sus se poate imagina că pierderea capacității de rezistență la tracțiune a compozitului se va produce când alungirea lui specifică pe direcție longitudinală va egala valoarea ϵ_m^R ; tensiunile din matrice ajung atunci la limita de rupere (\mathbf{X}_m), dar tensiunile

normale medii din fibre nu ating limita de rezistență (X_f), ci o valoare mai mică σ_f^R (*tensiunea medie din fibre în momentul ruperii compozitului*), folosită în evaluarea rezistenței globale.



Evaluarea rezistenței la tracțiune pentru compozitele cu armare unidirecțională, având fibrele mai puțin rigide decât matricea.

În relația (15) de evaluare a tensiunilor medii normale se introduc tensiunile din constituenți, având valorile din clipa când compozitul cedează, iar pentru rezistența lui la tracțiune longitudinală se obține următoarea relație *de aproximare*:

$$X_1^T = \sigma_f^R \cdot V_f + X_m \cdot V_m \quad (22)$$

Întrucât suma fracțiilor de constituenți trebuie să fie 1, membrul drept de mai sus devine:

$$X_1^T = \sigma_f^R \cdot V_f + (1 - V_f) \cdot X_m \quad \text{sau} \quad X_1^T = X_m + (\sigma_f^R - X_m) \cdot V_f \quad (23)$$

Ultima exprimare reprezintă o lege de *dependență liniară* (ecuație de gradul întâi), între mărimea evaluată și fracția de fibre de armare; pentru trasarea graficului ei, în limitele variabilei independente, se dau acesteia din urmă valorile extreme, pentru care se obțin următoarele rezultate:

$$V_f = 0 \Rightarrow X_1^T = X_m, \quad \text{respectiv} \quad V_f = 1 \Rightarrow X_1^T = \sigma_f^R \quad (24)$$

Se obține segmentul de dreaptă **b** din figură, care va fi utilizat la evaluarea rezistenței compozitului; pe grafic apare și segmentul **a**, dat de rezistența la tracțiune a mănunchiului de fibre din compozit, când sunt încercate separat (neincluse în matrice), având ecuația:

$$X_1^T = X_f \cdot V_f \quad (25)$$

Cele două segmente se intersectează într-un punct, ilustrând un compozit cu un conținut de fibre V_{ftr} ; în domeniul aflat la stânga acestei valori, evaluarea rezistenței globale se va face pe segmentul **b**, cu ecuația (22), iar pentru compozitele cu fracții volumice mai mari ca V_{ftr} evaluarea se va face pe segmentul **a**, deci cu ecuația (25) (a se observa porțiunile îngroșate ale acelor segmente); pentru aceste compozite matricea este capabilă să preia o parte relativ mică din încărcarea aplicată; dacă matricea se fisurează, sarcina suplimentară transferată fibrelor nu este suficientă pentru ruperea lor, încât cedarea nu se va produce decât la atingerea limitei calculate pe baza ecuației (25).

În relația (22) de evaluare a rezistenței la tracțiune pot fi făcute să apară, la fel ca în cazul anterior, caracteristicile de elasticitate ale constituenților; cu anumită aproximație se admite că materialele constituențe au (când sunt încercate separat) o *comportare liniar-elastică* la tracțiune, încât tensiunea din fibre în momentul ruperii compozitului va fi:

$$\sigma_f^R = E_f \cdot \varepsilon_m^R = E_f \cdot \frac{X_m}{E_m} \quad (26)$$

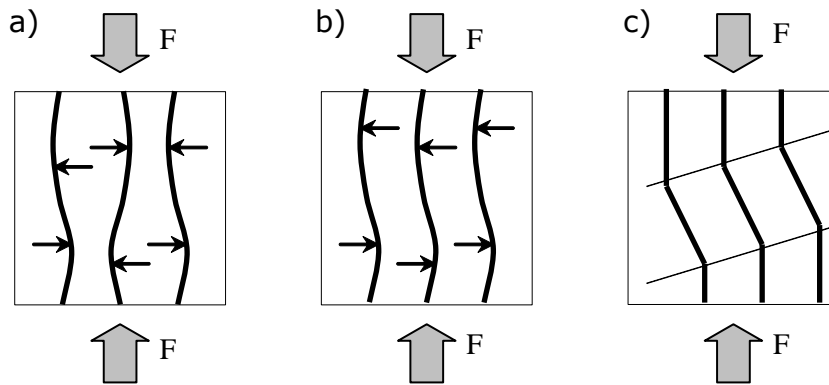
Ecuția de evaluare (22) ajunge astfel într-o nouă formă (aproximativă):

$$X_1^T \cong X_m \cdot \left(V_m + V_f \cdot \frac{E_f}{E_m} \right) \quad (27)$$

Ultima expresie are avantajul de a conține numai caracteristici fizico-mecanice ale constituenților, fără să fie necesar parametrul σ_f^R ; acesta are inconvenientul că trebuie determinat prin experimente speciale, asupra unor probe din compozit, putând să apară astfel probleme noi la interpretarea rezultatelor încercărilor.

II. Evaluarea rezistenței la compresiune longitudinală (X_1^C)

În acest caz cedarea poate să apară nu doar prin depășirea capacității de rezistență a compozitului, ci și prin pierderea stabilității elastice - manifestată prin deteriorarea elementelor de armare, mai precis prin îndoirea fibrelor peste limita lor de stabilitate (flambaj longitudinal); există trei moduri distincte în care se poate produce deformarea fibrelor în timpul solicitării, fiecare ducând la relații de calcul specifice pentru evaluarea rezistenței compozitului.



Moduri posibile de producere a deformării, la solicitarea de comprimare longitudinală, pentru compozitele armate cu fibre lungi:
a) în extensie; b) în forfecare; c) destabilizare zonală.

(a) – Flambaj **în extensie** (*în opoziție de fază*) - matricea este supusă la *tracțiune* și *compresiune* pe direcția principală *transversală*; apare la compozite cu un conținut *mic* de fibre și cu matrice din material cu *ductilitate mare*; prin metode energetice s-a stabilit o relație (aproximativă) de calcul, rezistența compozitului fiind legată de constantele elastice ale constituenților, prin intermediul fracției de fibre:

$$X_1^C = 2 \cdot V_f \cdot \sqrt{\frac{V_f \cdot E_m \cdot E_f}{3 \cdot (1 - V_f)}} \quad (28)$$

(b) – Flambaj **în forfecare** (*în fază*) - matricea suportă *forfecare transversală*; apare la compozite cu fracții *mari* de fibre și matrice relativ *flexibilă*; pentru acest caz se face doar o evaluare aproximativă a rezistenței compozitului, astfel:

$$X_1^C = \frac{G_m}{1 - V_f} \quad (29)$$

(c) – Flambaj **localizat** (cu destabilizare zonală) – inițiat în zonele cu multe porozități, sau cu fibre de armare mai puțin numeroase; întâlnit la compozite cu matrice rigidă sau armare multidirecțională; este un caz particular de flambaj în fază; tensiunile de întindere și comprimare ce apar în fibre prin îndoirea lor duc la apariția în structură a unor *zone defectate*, evidențiate prin *deformații pronunțate* ale fibrelor (dacă sunt ductile, de exemplu aramidice), sau prin apariția unor *plane de rupere* (pentru fibre fragile, cum sunt cele de carbon), înclinate față de direcția solicitării.

Acest mod de cedare este asemănător cu ruperea propriu-zisă prin forfecare a compozitelor unidirecționale comprimate longitudinal (cu probabilitate mare de apariție la valori mari ale fracției de fibre), având *un singur plan de rupere*, dirijat aproximativ la 45° față de planul principal transversal al compozitului; de obicei suprafețele de rupere din compozit au aspect regulat și se află (atât pentru fibre, cât și pentru matrice) în planul global de forfecare.

Estimarea rezistenței la comprimare longitudinală a compozitului se bazează pe *rezistența la forfecare* (X_1^F) a fibrelor de armare:

$$X_1^C = 2 \cdot X_1^F \left[V_f + (1 - V_f) \frac{E_m}{E_f} \right] \quad (30a)$$

Această relație dă valori ale rezistenței mai mari decât cele experimentale, de exemplu pentru că nu ia în considerare eventuala deformare plastică a matricei (limita ei de curgere se află sub limita de elasticitate a fibrelor și poate fi atinsă sub încărcări de comprimare longitudinală); au fost deci propuse și relații ale rezistenței în funcție de limita de curgere (X_m^c) a matricei:

$$X_1^C = \sqrt{\frac{V_f \cdot E_f \cdot X_m^c}{3 \cdot (1 - V_f)}} \quad (30b)$$

Aplicații

1. Deducerea expresiilor bazate pe regula (directă și inversă) a amestecurilor.

a. Modulul Young (compozit cu fibre lungi, unidirecționale, solicitat pe direcția armării)

Se admite că adeziunea la interfața fibre - matrice este foarte bună, încât acestea se vor deforma în aceeași măsură, adică având aceeași valoare a deformației specifice, valabilă de altfel și pentru întregul eșantion de compozit aflat în studiu:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_m = \varepsilon_f. \quad (1)$$

Despre încărcarea totală (F_c) aplicată probei, se poate spune că este suma părților din ea care sunt preluate de matrice (F_m) și respectiv de fibre (F_f); notând cu σ_i - tensiunea care se produce în compozit și în fiecare constituent, datorită încărcării analizate și cu A_i - aria totală a secțiunii transversale a eșantionului, respectiv a părților reprezentate de *matrice*, respectiv de *fibre*, se poate scrie că $F_i = \sigma_i \cdot A_i$, ceea ce conduce la expresia:

$$\sigma_c \cdot A_c = \sigma_m \cdot A_m + \sigma_f \cdot A_f \quad (2)$$

Dacă se împarte fiecare termen prin cantitatea (strict pozitivă) A_c , lungimea eșantionului fiind fixată, rapoartele dintre A_m , respectiv A_f și aria totală a secțiunii A_c sunt egale cu fracțiile volumice de constituenți, V_m respectiv V_f , se obține legătura dintre tensiuni și fracțiile volumice, astfel:

$$\sigma_c = \sigma_m \cdot V_m + \sigma_f \cdot V_f \quad (3)$$

Ținând seama de relația (1), această expresie rămâne valabilă dacă se împarte fiecare termen la valoarea corespunzătoare a deformației specifice, adică

$$\frac{\sigma_c}{\varepsilon_c} = \frac{\sigma_m}{\varepsilon_m} \cdot V_m + \frac{\sigma_f}{\varepsilon_f} \cdot V_f \quad (4)$$

Admițând că nivelul încărcării este ales astfel încât fiecare constituent, dar și compozitul în ansamblu, să se deformeze în domeniul lor de *elasticitate*, atunci pentru fiecare dintre cele trei materiale se poate scrie expresia legii lui Hooke $E_i = \sigma_i / \varepsilon_i$ ajungându-se la exprimarea cunoscută a regulii **directe** a amestecurilor:

$$E_{c \text{ long}} = E_m \cdot V_m + E_f \cdot V_f \quad (5)$$

Această expresie permite evaluarea modului longitudinal de elasticitate, pentru un compozit cu fibre continue și aliniate pe direcția solicitării (de tracțiune).

b. Modulul Young transversal (perpendicular pe direcția fibrelor de armare)

În acest caz se admite că tensiunea produsă la nivel global în compozit are aceeași valoare cu tensiunile din matrice, respectiv din fibre:

$$\sigma_c = \sigma_m = \sigma_f = \sigma \quad (6)$$

La fel ca mai sus deformația specifică a eșantionului de compozit se poate scrie ca sumă ponderată a deformațiilor celor două materiale constituate:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_m \cdot V_m + \varepsilon_f \cdot V_f \quad (7)$$

Admițând că pentru fiecare material este aplicabilă legea lui Hooke, rezultă:

$$\frac{\sigma_c}{E_c} = \frac{\sigma_m}{E_m} \cdot V_m + \frac{\sigma_f}{E_f} \cdot V_f \quad (8)$$

folosind condiția (6) se poate împărți fiecare termen prin σ , ajungând astfel la regula inversă a amestecurilor:

$$\frac{1}{E_{c \text{ trans}}} = \frac{V_m}{E_m} + \frac{V_f}{E_f} \quad (9)$$

care se mai poate scrie și sub forma:

$$E_{c \text{ trans}} = \frac{E_m \cdot E_f}{V_m \cdot E_f + V_f \cdot E_m} \quad (10)$$

2. Exemple de calcule bazate pe aceste relații

2.1. Să se analizeze efectele pe care le produce variația fracției de fibre de armare asupra modului de elasticitate, pe direcție *longitudinală*, respectiv *transversală*, pentru un compozit cu matrice de **rășină poliestică**, având modulul $E_m = 3\text{GPa}$ și armare cu **fibre de sticlă** lungi, unidirecționale, care au modulul $E_f = 70\text{GPa}$.

Pentru această exemplificare se vor considera patru cazuri distincte de valori ale fracției volumice de fibre de armare:

a) $V_f = 0,2$ (un conținut de fibre de 20% din volumul compozitului)

Observație: La fel ca în prezentarea generală, pentru analizele și exemplele de față se admite că porozitatea compozitului este neglijabilă (conținutul de goluri din structură V_g tinde la zero), astfel încât suma fracțiilor volumice de fibre și matrice trebuie să fie egală cu unitatea: $V_f + V_m = 1$.

Valoarea estimată a modului *longitudinal* de elasticitate va fi:

$$E_{c \text{ long}} = 0.2 \cdot 70\text{GPa} + 0.8 \cdot 3\text{GPa} = 14\text{GPa} + 2.4\text{GPa} = 16.4\text{GPa}$$

adică introducerea fibrelor în matrice crește de peste 5 ori valoarea modului.

Estimarea modului *transversal* conduce la valoarea:

$$E_{c \text{ trans}} = \frac{3\text{GPa} \cdot 70\text{GPa}}{0.8 \cdot 70\text{GPa} + 0.2 \cdot 3\text{GPa}} = \frac{210}{56 + 0.6} \text{GPa} = 3.71\text{GPa}$$

arătând că se produce o creștere a modului, față de cel al matricei, dar mult mai modestă ca intensitate decât în cazul modului de pe direcția armării.

b) $V_f = 0,4$

$$E_{c \text{ long}} = 0.4 \cdot 70\text{GPa} + 0.6 \cdot 3\text{GPa} = 28\text{GPa} + 1.8\text{GPa} = 29.8\text{GPa}$$

$$E_{c \text{ trans}} = \frac{3\text{GPa} \cdot 70\text{GPa}}{0.6 \cdot 70\text{GPa} + 0.4 \cdot 3\text{GPa}} = \frac{210}{42 + 1.2} \text{GPa} = 4.86\text{GPa}$$

c) $V_f = 0,6$

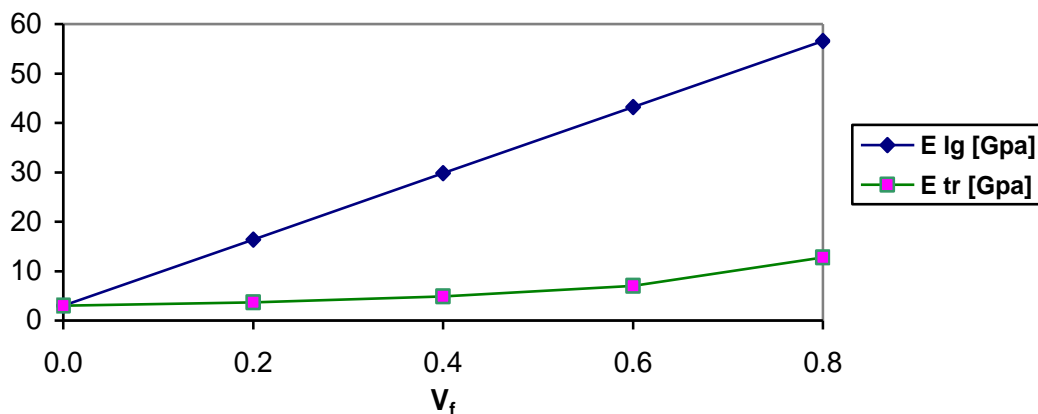
$$E_{c \text{ long}} = 0.6 \cdot 70\text{GPa} + 0.4 \cdot 3\text{GPa} = 42\text{GPa} + 1.2\text{GPa} = 43.2\text{GPa}$$

$$E_{c \text{ trans}} = \frac{3\text{GPa} \cdot 70\text{GPa}}{0.4 \cdot 70\text{GPa} + 0.6 \cdot 3\text{GPa}} = \frac{210}{28 + 1.8} \text{GPa} = 7.05\text{GPa}$$

d) $V_f = 0,8$

$$E_{c \text{ long}} = 0.8 \cdot 70\text{GPa} + 0.2 \cdot 3\text{GPa} = 56\text{GPa} + 0.6\text{GPa} = 56.6\text{GPa}$$

$$E_{c \text{ trans}} = \frac{3\text{GPa} \cdot 70\text{GPa}}{0.2 \cdot 70\text{GPa} + 0.8 \cdot 3\text{GPa}} = \frac{210}{14 + 2.4} \text{GPa} = 12.80\text{GPa}$$



Variația valorilor estimate ale modurilor de elasticitate, la creșterea conținutului de fibre de armare.

După cum se arată și pe graficele de mai sus, evaluarea modului *longitudinal* de elasticitate, pentru compozitul considerat, cu o relație dată de regula **directă** a amestecurilor prognozează creșterea modului, *direct proporțional* cu fracția volumică de fibre de armare din compozit;

de cealaltă parte, modulul *transversal* estimat cu regula **inversă** a amestecurilor are o creștere mult mai puțin pronunțată, ceea ce de altfel se verifică și prin determinări experimentale.

2.2. Să se evalueze felul cum variază, atunci când crește conținutul de particule de armare, valorile limită (superioară și inferioare) ale modulului global de elasticitate, pentru un compozit cu matrice din **cupru** ($E_m = 60\text{GPa}$) și faza de armare formată din **particule de wolfram** ($E_p = 320\text{GPa}$).

Se știe că valorile limită ale modulului de elasticitate se evaluează, pentru aceste compozite, folosind relații *echivalente* cu regulile amestecurilor; procedând ca mai sus în privința valorilor fracției volumice de particule, se obțin următoarele rezultate:

a) $V_f = 0,2$ (un conținut de particule de 20% din volumul compozitului)

Valoarea estimată a limitei superioare a modulului de elasticitate va fi:

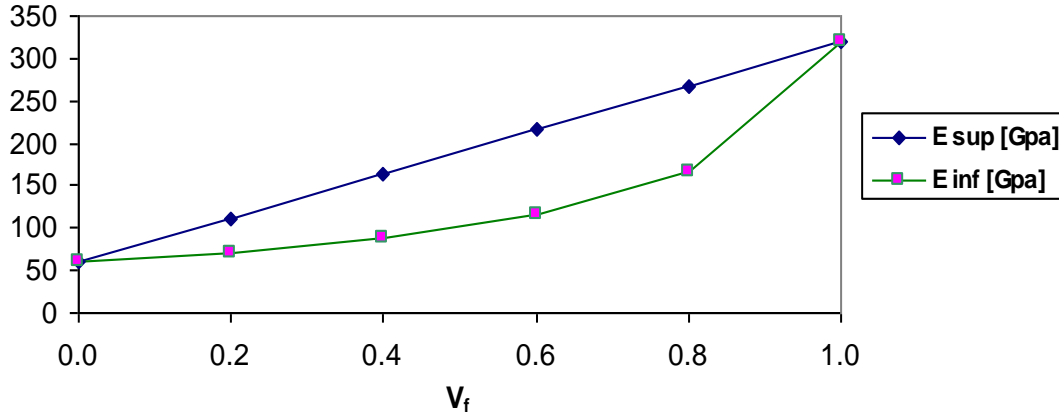
$$E_{c\ sup} = 0.2 \cdot 320\text{GPa} + 0.8 \cdot 60\text{GPa} = 64\text{GPa} + 48\text{GPa} = 112\text{GPa}$$

adică se prognozează că introducerea particulelor de wolfram în matricea de cupru duce la creșterea de aproape 2 ori a modulului.

Estimarea limitei inferioare a modulului conduce la valoarea:

$$E_{c\ inf} = \frac{60\text{GPa} \cdot 320\text{GPa}}{0.8 \cdot 320\text{GPa} + 0.2 \cdot 60\text{GPa}} = \frac{19200}{256 + 12}\text{GPa} = 71.64\text{GPa}$$

deci se produce o creștere a modulului, față de al matricei, mai modestă ca intensitate decât în cazul limitei superioare a modulului.



Variația estimată a limitelor modulului de elasticitate, pentru un compozit Cu-W_(p), la creșterea conținutului volumic de particule de armare.

b) $V_f = 0,4$

$$E_{c\ sup} = 0.4 \cdot 320\text{GPa} + 0.6 \cdot 60\text{GPa} = 128\text{GPa} + 36\text{GPa} = 164\text{GPa}$$

$$E_{c\ inf} = \frac{60\text{GPa} \cdot 320\text{GPa}}{0.6 \cdot 320\text{GPa} + 0.4 \cdot 60\text{GPa}} = \frac{19200}{192 + 24}\text{GPa} = 88.89\text{GPa}$$

c) $V_f = 0,6$

$$E_{c\ sup} = 0.6 \cdot 320\text{GPa} + 0.4 \cdot 60\text{GPa} = 192\text{GPa} + 24\text{GPa} = 216\text{GPa}$$

$$E_{c\ inf} = \frac{60\text{GPa} \cdot 320\text{GPa}}{0.4 \cdot 320\text{GPa} + 0.6 \cdot 60\text{GPa}} = \frac{19200}{128 + 36}\text{GPa} = 117.07\text{GPa}$$

d) $V_f = 0,8$

$$E_{c \text{ sup}} = 0.8 \cdot 320 \text{ GPa} + 0.2 \cdot 60 \text{ GPa} = 256 \text{ GPa} + 12 \text{ GPa} = 268 \text{ GPa}$$

$$E_{c \text{ inf}} = \frac{60 \text{ GPa} \cdot 320 \text{ GPa}}{0.2 \cdot 320 \text{ GPa} + 0.8 \cdot 60 \text{ GPa}} = \frac{19200}{64 + 48} \text{ GPa} = 165.52 \text{ GPa}$$

Rezultatele acestor calcule au fost utilizate pentru trasarea celor două grafice de mai sus.

3. Probleme de *evaluare* a caracteristicilor de elasticitate

3.1. Să se evalueze modulul de elasticitate transversal ($E_2 = E_{c \text{ trans}}$) pentru un compozit cu **fibre** unidirecționale de **carbon**, într-o matrice de **rășină epoxidică**, cunoscând că:

$$v_m = 0,36; V_f = 0,65; E_m = 3,45 \text{ GPa}; E_{2f} = 14,8 \text{ GPa}; \text{ se va considera } \xi_1 = 1.$$

După cum s-a arătat, în mod obișnuit această evaluare se face prin două metode.

a) După principiile mecanicii materialelor (regula inversă a amestecurilor) – relația (10)

$$E_2 = \frac{E_{2f} \cdot E_m}{V_f \cdot E_m + V_m \cdot E_{2f}}$$

Folosind valorile numerice date în enunț se obține că:

$$E_2 = \frac{14.8 \cdot 3.45}{0.65 \cdot 3.45 + 0.35 \cdot 14.8} \text{ GPa} = \frac{51.06}{7.4225} = 6.879 \text{ GPa}$$

S-a arătat că, în cadrul acestei metode de calcul, efectul fibrelor de armare asupra deformabilității matricei, pe direcție transversală, poate fi luat în considerare dacă se calculează o valoare *corectată* a modulului matricei:

$$E'_m = \frac{E_m}{1 - v_m^2} \tag{11}$$

din care cu valorile de față se obține:
$$E'_m = \frac{3.45 \text{ GPa}}{1 - 0.36^2} = 3.964 \text{ GPa}$$

Refăcând calculele de mai sus cu această valoare pentru E_m se ajunge la o altă valoare estimată, pentru modulul transversal - $E_2 = 7,564 \text{ GPa}$; corectura a condus la o valoare estimată *mai mare cu 10%* față de aplicarea propriu-zisă a regulii amestecurilor.

b) Folosind relațiile semi-empirice Halpin-Tsai:

$$E_2 = E_m \frac{1 + \xi_1 \eta_1 V_f}{1 - \eta_1 V_f} \quad \text{unde} \quad \eta_1 = \frac{E_{2f} - E_m}{E_{2f} + \xi_1 E_m} \tag{12}$$

dacă se admite valoarea 1 pentru factorul de interpolare ξ_1 , atunci se obține:

$$\eta_1 = \frac{(14.8 - 3.45) \text{ GPa}}{(14.8 + 3.45) \text{ GPa}} = \frac{11.35}{18.25} = 0.622$$

de unde se ajunge la:
$$E_2 = 3.45 \text{ GPa} \cdot \frac{1 + 0.622 \cdot 0.65}{1 - 0.622 \cdot 0.65} = 8.133 \text{ GPa}$$

Așa cum rezultă din literatură, calculele bazate pe regula inversă a amestecurilor tind să subevalueze modulul transversal de elasticitate, ceea ce apare și din rezultatele de mai sus: metoda de evaluare bazată pe relații Halpin-Tsai a estimat o valoare mai mare cu 20% (sau cu

10%, dacă se ia în calcul valoarea *corijată* a modului matricei) față de rezultatul obținut cu prima metodă.

3.2. Să se evalueze modulul de elasticitate transversal ($E_2 = E_{c \text{ trans}}$) pentru un compozit cu **fibre** unidirecționale de **carbură de siliciu** (SiC), într-o matrice de **aluminiu**, cunoscând că:

$$v_m = 0,33; V_f = 0,4; E_m = 69\text{GPa}; E_{2f} = 366\text{GPa}; \text{ se va considera } \xi_1 = 2.$$

La fel ca mai sus, această evaluare se face prin două metode.

a) Folosind mecanica materialelor (regula inversă a amestecurilor) – relația (10)

$$E_2 = \frac{E_{2f} \cdot E_m}{V_f \cdot E_m + V_m \cdot E_{2f}}$$

Cu valorile din enunț se obține că:

$$E_2 = \frac{366 \cdot 69}{0,4 \cdot 69 + 0,4 \cdot 366} \text{GPa} = \frac{25254}{247,2} = 102,16\text{GPa}$$

Valoarea corectată a modului matricei va fi:

$$E'_m = \frac{E_m}{1 - v_m^2} \quad (11 \text{ bis})$$

din care, cu valorile de față, se obține: $E'_m = \frac{69 \text{GPa}}{1 - 0,33^2} = 77,4324 \text{GPa}$

Refăcând calculul cu această valoare pentru E_m se obține altă valoare estimată pentru modulul transversal, $E_2 = 113,1\text{GPa}$; corectura a condus, și aici, la o valoare estimată mai mare cu 10% față de aplicarea propriu-zisă a regulii amestecurilor.

b) Folosind relațiile semi-empirice Halpin-Tsai:

$$E_2 = E_m \frac{1 + \xi_1 \eta_1 V_f}{1 - \eta_1 V_f} \quad \text{unde} \quad \eta_1 = \frac{E_{2f} - E_m}{E_{2f} + \xi_1 E_m} \quad (12 \text{ bis})$$

cu valoarea 2 pentru factorul ξ_1 se obține: $\eta_1 = \frac{(366 - 69) \text{GPa}}{(366 + 2 \cdot 69) \text{GPa}} = \frac{297}{504} = 0,5893$

de unde rezultă: $E_2 = 69\text{GPa} \cdot \frac{1 + 2 \cdot 0,5893 \cdot 0,4}{1 - 0,5893 \cdot 0,4} = 132,8733\text{GPa}$

Rezultatul este cu 18% mai mare față de valoarea *corectată* dată de regula amestecurilor; se mai poate observa că diferența dintre valorile estimate crește, atunci când se alege valoarea 2 a factorului de interpolare.

3.3. Să se evalueze modulul de forfecare (G_{12}) pentru un compozit armat cu fibre unidirecționale de sticlă, într-o matrice de rășină epoxidică, dacă: $V_f = 0,55$; $G_m = 1270 \text{MPa}$; $G_f = 28,3 \text{GPa}$; $\xi_2 = 1$.

a) Folosind principiile mecanicii materialelor (regula inversă a amestecurilor)

$$G_{12} = \frac{G_f \cdot G_m}{V_f \cdot G_m + V_m \cdot G_f}$$

se obține că: $G_{12} = \frac{28,3 \cdot 1,27}{0,55 \cdot 1,27 + 0,45 \cdot 28,3} \text{GPa} = \frac{35,941}{13,4335} \text{GPa} = 2,6755 \text{GPa}$

b) Folosind relațiile semi-empirice Halpin-Tsai (variantea cu $\xi_2 = 1$):

$$G_{12} = G_m \frac{(G_f + G_m) + V_f (G_f - G_m)}{(G_f + G_m) - V_f (G_f - G_m)} \quad (13)$$

rezultă:
$$G_{12} = 1.27 \text{ GPa} \frac{(28.3 + 1.27) + 0.55(28.3 - 1.27)}{(28.3 + 1.27) - 0.55(28.3 - 1.27)} = 3.8382 \text{ GPa}$$

Se poate afirma, și în acest caz, că aplicarea mecanicii materialelor conduce la valori subevaluate ale modului, diferența față de rezultatul dat de relațiile semi-empirice fiind destul de pronunțată, de peste 40%.

3.4. Pentru un compozit cu **fibre** unidirecționale de **sticlă**, în matrice de **rășină epoxidică**, se cunosc valorile: $V_f = 0,65$; $E_m = 3,45 \text{ GPa}$; $E_f = 69 \text{ GPa}$, iar rezistențele la tracțiune ale celor doi constituenți sunt: $X_m = 104 \text{ MPa}$ și $X_f = 3450 \text{ MPa}$. Se cere:

- a) Să se evalueze modulul de elasticitate longitudinal (E_1) și rezistența la tracțiune (X_1) ale compozitului, admitând pt. constituenți și compozit comportare liniar elastică până la rupere.
- b) Admițând că toate celelalte mărimi își păstrează valorile, să se arate cum variază rezistența globală X_1 în funcție de E_f .

a) Pentru modulul E_1 se aplică relația (1), dată de regula directă a amestecurilor, considerând că fibrele sunt dispuse ordonat și aliniat în matrice, adică: $E_1 = V_f \cdot E_f + V_m \cdot E_m$

Cu valorile din enunț se obține:
$$E_1 = 0.65 \cdot 69 \text{ GPa} + 0.35 \cdot 3.45 \text{ GPa} = 46.0575 \text{ GPa}$$

Evaluarea rezistenței la tracțiune se poate face folosind relația bazată pe constantele elastice ale constituenților:

$$X_1^T \cong X_f \cdot \left(V_f + V_m \cdot \frac{E_m}{E_f} \right) \quad (14)$$

de unde rezultă:
$$X_1^T \cong 3450 \text{ MPa} \cdot \left(0.65 + 0.35 \cdot \frac{3.45}{69} \right) = 2302.875 \text{ MPa}$$

b) Dacă celelalte mărimi își păstrează valorile, din expresia (14) se observă că scăderea lui E_f (însemnând folosirea unor fibre de armare mai puțin rigide – dar cu aceeași rezistență!) crește rezistența la tracțiune a compozitului.

3.5. Să se evalueze modulul longitudinal (E_1) și rezistența la tracțiune (X_1) pentru un compozit cu **fibre** unidirecționale de **carbon**, plasate într-o matrice de **rășină epoxidică**, dacă: $V_f = 0,65$; $E_m = 4,14 \text{ GPa}$; $E_f = 235 \text{ GPa}$. Rezistențele la tracțiune ale constituenților sunt: $X_m = 104 \text{ MPa}$ și $X_f = 3450 \text{ MPa}$.

(Această situație reprezintă ilustrarea discuției de la punctul (b) din problema anterioară; întrucât E_f crește, este de așteptat ca rezistența estimată a compozitului să scadă, față de valoarea obținută mai sus.)

a) Pentru evaluarea modului E_1 se aplică tot relația dată de regula directă a amestecurilor, considerând că fibrele sunt dispuse ordonat și aliniat în matrice, adică:

$$E_1 = 0.65 \cdot 235 \text{ GPa} + 0.35 \cdot 4.14 \text{ GPa} = 154.199 \text{ GPa}$$

În mod firesc, întrucât rigiditățile constituenților sunt (mult) mai mari față de problema anterioară, valoarea estimată a modului E_1 este și ea mai mare.

Evaluarea rezistenței la tracțiune a compozitului se face tot folosind relația (14), care include constantele elastice ale constituenților:

$$X_1^T \cong 3450 \text{MPa} \cdot \left(0.65 + 0.35 \cdot \frac{4.14}{235} \right) = 2263.89 \text{MPa}$$

b) Rezultatul confirmă așteptările, cu precizarea că s-a produs o creștere de peste 3 ori a rigidității fibrelor, care însă a dus la scăderea cu doar 1,7% a rezistenței estimate la tracțiune; această constatare se explică prin valoarea foarte mică a raportului dintre E_m și E_f , însemnând că influența variației de rigiditate a fibrelor este practic nesemnificativă, atunci când fibrele sunt mult mai rigide ca matricea!

3.6. Să se evalueze modulul longitudinal (E_1) și rezistența la tracțiune (X_1) pentru un compozit cu **fibre unidirecționale de carbură de siliciu (SiC)**, în matrice tot dintr-un material **ceramic**, dacă se știe că $V_f = 0,4$; $E_m = 97 \text{GPa}$; $E_f = 172 \text{GPa}$; rezistențele constituenților au următoarele valori: $X_m = 138 \text{MPa}$ și $X_f = 1930 \text{MPa}$.

Pentru evaluarea modului E_1 se aplică din nou relația dată de regula directă a amestecurilor, considerând că fibrele sunt dispuse ordonat și aliniat în matrice, adică se obține că:

$$E_1 = 0.4 \cdot 172 \text{GPa} + 0.6 \cdot 97 \text{GPa} = 127 \text{GPa}$$

Deoarece ambii constituenți sunt ceramici, relația pentru evaluarea rezistenței la tracțiune a compozitului are aspecte diferite, în funcție de relația care există între alungirile la rupere ale fibrelor și matricei.

a) Dacă fibrele sunt mai rigide ca matricea ($\epsilon_m^R > \epsilon_f^R$), se va folosi tot relația care include constantele elastice ale constituenților:

$$X_1^T \cong 1930 \text{MPa} \cdot \left(0.4 + 0.6 \cdot \frac{97}{172} \right) = 1425.112 \text{MPa}$$

b) Dacă matricea este mai rigidă ca fibrele ($\epsilon_f^R > \epsilon_m^R$), atunci relația de evaluare este:

$$X_1^T \cong X_m \cdot \left(V_m + V_f \cdot \frac{E_f}{E_m} \right)$$

adică:

$$X_1^T \cong 138 \text{MPa} \cdot \left(0.6 + 0.4 \cdot \frac{172}{97} \right) = 180.6834 \text{MPa}$$

Diferența foarte mare dintre rezultatele celor două evaluări provine din faptul că, în al doilea caz, rezistența compozitului este doar de ordinul de mărime al rezistenței matricei (din cauza căreia se va produce și cedarea materialului compozit)!

10. ASPECTE PRIVIND RĂSPUNSUL MATERIALELOR LA SOLICITĂRILE MECANICE SIMPLE

Capitolul de față își propune, pentru început, să evidențieze diferențele în comportarea mecanică a diverselor materiale, aflate în categorii distincte privind simetria proprietăților lor, analizând efectele pe care anumite experimente mecanice simple le produc asupra unor probe prismatice din materialele respective.

A. Cazul materialelor izotrope

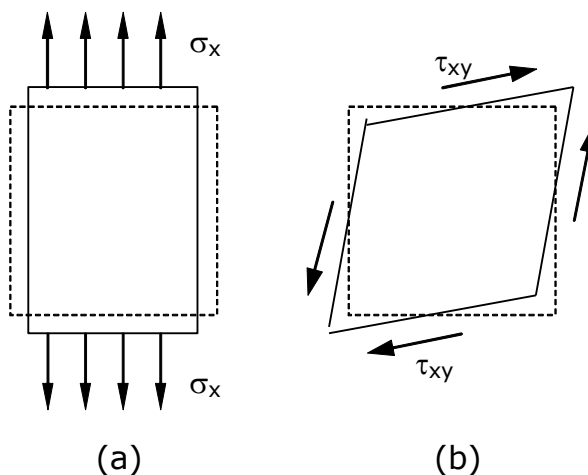
Se imaginează o probă dintr-un *material izotrop*, sollicitată la **tracțiune uniaxială**; într-un astfel de caz, pe probă se va înregistra o deformație specifică *axială* ϵ_x pe direcția încărcării, alta *transversală* ϵ_y , dar nici un fel de *lunecare specifică* (deformație unghiulară relativă); aceasta reprezintă măsura în care se modifică, sub o anumită sollicitare mecanică, unghiul, inițial drept, dintre două plane din volumul de material considerat (mărimea se consideră *pozitivă* dacă deformarea se produce în sensul *micșorării* unghiului drept).

Valorile deformațiilor specifice care se produc în proba izotropă vor fi:

$$\epsilon_x = \frac{\sigma_x}{E}; \quad \epsilon_y = -\nu \frac{\sigma_x}{E}; \quad \gamma_{xy} = 0 \quad (1)$$

în care σ_x este valoarea tensiunii axiale, iar E și ν reprezintă modulul de elasticitate (Young), respectiv coeficientul de contracție transversală (Poisson) ale materialului izotrop considerat.

Coeficientul lui Poisson poate fi considerat un factor de punere în legătură (sau de cuplare) între alungirile specifice măsurate pe direcția transversală a probei și tensiunile normale aplicate pe direcția ei longitudinală.



Comportarea materialelor izotrope, atunci când sunt supuse unor sollicitări mecanice elementare.

Când starea de tensiuni indusă în probă este o **forfecare pură** (adică lipsită de tensiuni normale), cu tensiunile tangențiale τ_{xy} , în material se ajunge la o stare particulară de deformații, în sensul că un element de arie de formă *pătrată*, inclus în planul forfecării, se

transformă într-un *romb*, fără modificarea lungimii laturilor lui inițiale; deformațiile specifice liniare sunt nule, $\epsilon_x = \epsilon_y = 0$, iar valoarea *lunecărilor specifice* se calculează (după legea lui Hooke generalizată) astfel:

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G} = \frac{2\tau_{xy}(1+\nu)}{E} \quad (2)$$

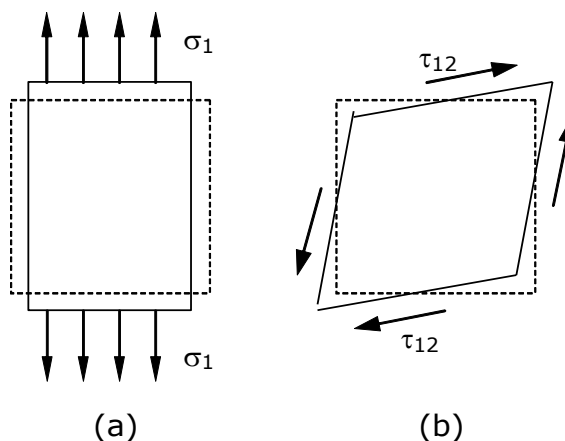
G fiind modulul de elasticitate transversal (*modul de forfecare*) al materialului studiat. Se reamintește că, în cazul materialelor izotrope, modulul G nu este o constantă elastică independentă; valoarea lui poate fi calculată (așa cum este deja arătat în relație) pe baza celorlalte două constante de elasticitate ale materialului, notate E și ν . Desigur că toate aceste constante au valori *unice*, pentru oricare material izotrop.

B. Cazul materialelor ortotrope, solicitate pe direcțiile axelor lor principale

Pentru o probă din *material ortotrop* (având 3 plane de simetrie a structurii, în orice punct al său), solicitată la **tracțiune uniaxială** în direcția uneia dintre axele principale ale materialului, efectele vor fi la fel ca la materialele izotrope. În schimb, la scrierea relațiilor între tensiuni și deformațiile specifice care le corespund, trebuie să se ia în considerare faptul că proprietățile elastice ale materialului au valori diferite, în direcții diferite din volumul probei. Astfel, deformațiile specifice produse în planul axelor principale 1 și 2 sunt similare celor de la materialul izotrop, dar (dacă se consideră că **încărcarea** este aplicată *pe direcția principală 1*) relațiile de calcul vor avea o formă adaptată situației:

$$\epsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1}; \quad \epsilon_2 = -\nu_{12} \frac{\sigma_1}{E_1}; \quad \gamma_{12} = 0 \quad (3)$$

unde σ_1 este valoarea tensiunilor normale care se produc în probă; E_1 = modulul axial de elasticitate în direcția principală **1** a materialului; ν_{12} = coeficientul de contracție transversală pentru cazul când încărcarea se face în direcția **1**, iar contracția se măsoară pe direcția axei



principale **2**.

Prin urmare, coeficientul de tip Poisson are aici rolul de a lega (**cupla**) tensiunile normale de pe direcția principală 1 a materialului și alungirile specifice pe care acestea le produc pe direcția principală 2.

În mod analog, se poate imagina că probei i se induce o stare de **forfecare pură** în planul axelor principale 1-2 (cu tensiuni tangențiale care au valoarea τ_{12}); se va înregistra astfel o stare de deformații specifice similară celei din starea de forfecare pură de la materialul izotrop, dar relațiile de calcul vor fi:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = 0; \quad \gamma_{12} = \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \quad (4)$$

Trebuie subliniat că modulul de forfecare G_{12} este în acest caz o constantă de material *de sine stătătoare*, iar valoarea ei nu are legătură (general valabilă pentru materialele ortotrope) cu cele ale constantelor E_1 și ν_{12} !

*Pentru cele două tipuri de materiale și de solicitări discutate, încărcările care produc doar tensiuni normale nu produc lunecări specifice în proba analizată, iar tensiunile de forfecare pură nu produc deformații specifice liniare; în astfel de cazuri se poate spune că încărcările normale și lunecările specifice, respectiv tensiunile de forfecare pură și deformațiile specifice liniare sunt independente între ele (adică sunt **necuplate**).*

C. Cazul materialelor anizotrope și al celor ortotrope solicitate în afara direcțiilor principale

Se imaginează o încercare de **tracțiune uniaxială** (producând tensiuni normale de valoarea σ_x) aplicată asupra unei probe prismatice dintr-un *material anizotrop*, sau unul *ortotrop* la care solicitarea nu apare pe una dintre axele principale ale materialului; în acest caz, în probă se produc deformații specifice liniare (longitudinale ε_x , respectiv transversale ε_y), dar și lunecări specifice, notate γ_{xy} ; din acest motiv secțiunea *longitudinală* prin probă, care inițial avea formă *pătrată*, nu se mai transformă într-un *dreptunghi*, după deformarea prin tracțiune, ci într-un **paralelogram**, iar lipsa simetriei în proprietățile materialului face ca deformațiile specifice să se exprime astfel:

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x}; \quad \varepsilon_y = -\nu_{xy} \frac{\sigma_x}{E_x}; \quad \gamma_{xy} = \eta_{xs} \frac{\sigma_x}{E_x} \quad (5)$$

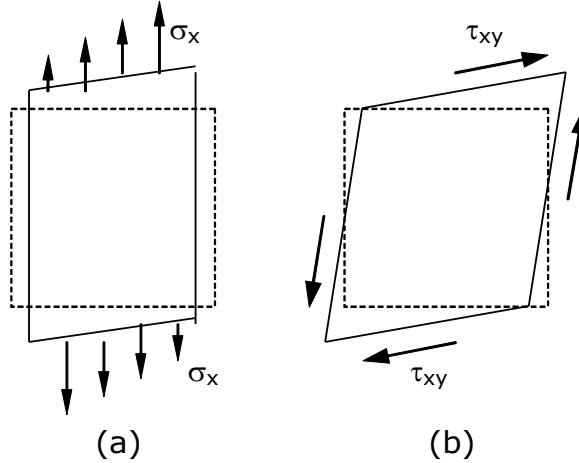
unde E_x = modulul axial de elasticitate, în direcția solicitării; η_{xs} = coeficientul de cuplare cu forfecarea (reprezentând o mărime caracteristică a materialului), are rolul de a conecta lunecările specifice cu tensiunile normale; ν_{xy} = coeficientul Poisson pentru încărcarea în direcția x și măsurarea deformației specifice în direcția y .

Se spune că materialele cu acest tip de răspuns la solicitări axiale prezintă **efectul de cuplare cu forfecarea** (*shear coupling effect*).

Se imaginează o probă ca mai sus, plasată într-o stare de **forfecare pură** (cu tensiunile tangențiale τ_{xy}), raportată la aceleași axe x și y ; în material apar, de asemenea, toate cele trei tipuri de deformații specifice, având valorile:

$$\varepsilon_x = \eta_{sx} \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}}; \quad \varepsilon_y = \eta_{sy} \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}}; \quad \gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}} \quad (6)$$

în care G_{xy} = modulul de forfecare al materialului, în planul (x-y); $\eta_{sx, y}$ = coeficienți de cuplare, pun în legătură alungirile specifice de pe probă și tensiunile de forfecare aplicate.



Comportarea materialelor anizotrope, sau ortotrope sollicitate în afara direcțiilor principale.

Din cauza prezenței simultane a deformațiilor specifice liniare și unghiulare, în acest caz elementul de arie de formă *pătrată* nu se transformă prin deformare în *romb* (laturile nu mai au, în urma sollicitării, lungimi egale); se poate admite (doar cu oarecare aproximație) că pătratul inițial devine paralelogram.

Concluzii

Imaginând experimente simple s-a arătat creșterea în complexitate a răspunsului materialelor la sollicitări mecanice, atunci când crește pregnanța caracterului lor anizotrop; descrierea acestui răspuns se poate face numai introducând în discuție *constante suplimentare* de material, încât analizele efectuate sunt mult mai complexe decât pentru materiale izotrope.

RELAȚII CONSTITUTIVE

Dacă experimentele din ultima categorie de mai sus se completează cu o încărcare de **tracțiune uniaxială** pe direcția *transversală* (y), cu tensiuni normale σ_y , pe probă se obțin din nou valori nenule pentru toate cele trei componente ale deformațiilor specifice:

$$\varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E_y}; \quad \varepsilon_x = -\nu_{yx} \frac{\sigma_y}{E_y}; \quad \gamma_{xy} = \eta_{ys} \frac{\sigma_y}{E_y} \quad (7)$$

în care E_y = modulul de elasticitate axial, în direcția sollicitării transversale; η_{ys} = coeficientul de cuplare a lunecărilor specifice din planul (x-y) cu tensiunile de tracțiune de pe direcția y; ν_{yx} = coeficientul Poisson, pentru încărcarea în direcția y și măsurarea deformației în direcția x.

Se imaginează aceeași probă supusă **simultan** celor trei tipuri de încărcări de mai sus, adică tracțiune pe axele (x) și (y), plus forfecare (fără încovoiere) în planul (x-y); dacă

efectele acestor solicitări se suprapun, fără a se influența reciproc, valorile totale ale deformațiilor specifice se vor calcula, în funcție de componentele stării de tensiuni globale:

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x} - \nu_{yx} \frac{\sigma_y}{E_y} + \eta_{sx} \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}} \\ \varepsilon_y = -\nu_{xy} \frac{\sigma_x}{E_x} + \frac{\sigma_y}{E_y} + \eta_{sy} \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}} \\ \gamma_{xy} = \eta_{xs} \frac{\sigma_x}{E_x} + \eta_{ys} \frac{\sigma_y}{E_y} + \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}} \end{cases} \quad (8)$$

Analizând cu atenție se constată că aceste relații pot fi scrise sub formă matricială, astfel:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}} \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} \\ \frac{\eta_{xs}}{E_x} & \frac{\eta_{ys}}{E_y} & \frac{1}{G_{xy}} \end{pmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (9)$$

Această expresie pune în legătură parametrii unei stări plane de tensiuni cu cei ai stării plane de deformații ce îi corespunde, factorul de legătură fiind o combinație de caracteristici de elasticitate ale materialului analizat; astfel de expresii se numesc *ecuații (relații) de constituire (constitutive)* ale unui material. Cele de mai sus se referă la un **material anizotrop** (sau ortotrop solicitat după direcții diferite de axele principale) aflat în **stare plană** de tensiuni și deformații.

Relațiile constitutive corespund legii lui Hooke generalizate, care se studiază între noțiunile de teoria elasticității, cu referire la materialele omogene și izotrope.

Sub formă generalizată și compactă relațiile constitutive se scriu similar, având componentele $\{\varepsilon\}_i$ ale deformațiilor specifice exprimate în funcție de cele ale tensiunilor, notate $\{\sigma\}_j$:

$$\{\varepsilon\}_i = \{S_{ij}\} \cdot \{\sigma\}_j \quad (10)$$

Notăția $\{S_{ij}\}$ reprezintă matricea *compliancei* (*flexibilităților*) materialului, ai cărei termeni sunt exprimați, ca în relația (9), în funcție de constantele lui de elasticitate; relațiile se pot scrie și pentru *legătura inversă*, exprimând componentele stării de tensiuni în funcție de deformațiile specifice:

$$\{\sigma\}_i = \{C_{ij}\} \cdot \{\varepsilon\}_j \quad (11)$$

unde $\{C_{ij}\}$ se numește matricea *rigidităților* materialului.

Din expresiile (9)-(11) rezultă că matricile $\{S_{ij}\}$ și $\{C_{ij}\}$ pun în legătură parametrii stării de tensiuni cu cei ai stării de deformații specifice pentru care se scriu relațiile constitutive, deci trebuie să fie matrici *pătrate*, de ordin egal cu al matricilor coloană $\{\varepsilon\}_i$ și $\{\sigma\}_j$; se mai deduce

că matricile trebuie să fie *inverse* una alteia, încât în orice situație practică se pot scrie relații matematice între termenii lor de același ordin, adică se va putea calcula una dintre matrici, dacă se cunosc toți termenii celeilalte.

Dacă se compară din nou ultimele trei expresii de mai sus se observă că forma (10) a relațiilor constitutive se poate pune în corespondență cu (9), de exemplu cu matricea $\{S_{ij}\}$ scrisă detaliat, astfel:

$$\{S_{ij}\} = \begin{Bmatrix} S_{xx} & S_{yx} & S_{zx} \\ S_{xy} & S_{yy} & S_{zy} \\ S_{xz} & S_{yz} & S_{zz} \end{Bmatrix} \quad (12)$$

Făcând identificarea acestor două exprimări matriciale, complianțele S_{ij} se pot astfel exprima în mod direct în funcție de constantele de elasticitate (*constante tehnice* sau *inginerești*) ale materialului, obținând următoarele egalități:

$$S_{xx} = \frac{1}{E_x}; S_{yx} = -\frac{\nu_{yx}}{E_y}; S_{sx} = \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}} \text{ etc.} \quad (13)$$

Se poate înțelege că, dintre cele două matrici ale coeficienților $\{S_{ij}\}$ și $\{C_{ij}\}$, în cazurile practice sunt mai simplu de stabilit legături cu constantele tehnice pentru matricea complianțelor $\{S_{ij}\}$; forma concretă a acesteia va fi deci prima care se va stabili, într-o aplicație dată, urmând ca matricea rigidităților $\{C_{ij}\}$ să se obțină prin aplicarea, asupra lui $\{S_{ij}\}$, a regulilor de inversare a matricilor.

Observații:

1. Dacă relațiile constitutive se scriu pe **axele principale** ale materialului, atunci indicii x și y de mai sus devin **1** și **2**, cu apariția unor modificări ale coeficienților (corespunzând lipsei de cuplare între solicitările axiale și cea de forfecare).
2. Pentru stările spațiale (tridimensionale) de tensiuni sau/și de deformații, relațiile constitutive capătă forme complexe, care se vor analiza separat.

Noțiuni privind stabilirea constantelor elastice ale materialelor compozite

Generalizarea relațiilor constitutive

Se consideră un sistem tri-ortogonal de axe (**xyz**), într-un punct din structura unui material *oarecare* (având un *grad oarecare de anizotropie*), aflat sub acțiunea unei sollicitări mecanice *complexe*; s-a arătat (în teoria elasticității) că într-un astfel de caz starea de tensiuni este caracterizată complet prin *tensorul tensiunilor* $\{\sigma\}_{x,y}$ care conține **9** componente – **3** tensiuni normale și **6** tangențiale:

$$\{\sigma\}_{x,y} = \begin{Bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{Bmatrix} \quad (1)$$

Pe baza principiului *dualității tensiunilor tangențiale*, în ultima matrice termenii simetrici față de diagonala principală sunt doi câte doi egali între ei:

$$\tau_{xy} = \tau_{yx} \quad \tau_{yz} = \tau_{zy} \quad \text{și} \quad \tau_{zx} = \tau_{xz} \quad (2)$$

Rezultă astfel că sunt distincte între ele doar **6** componente ale stării de tensiuni; se convine ca, dacă indicii unui termen reprezintă aceeași literă, aceasta să se scrie o singură dată, iar tensorul tensiunilor să fie scris simplificat, ca matrice *coloană de ordinul șase*:

$$\{\sigma\}_{x,y} = \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3)$$

În mod analog se scrie ca matrice-coloană tensorul $\{\varepsilon\}_{x,y}$ al *deformațiilor specifice*:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (4)$$

Așa cum s-a arătat anterior, în cadrul abordărilor de tip *macromecanic* compozitele sunt considerate **omogene**, dar **anizotrope**, deci sunt analizate folosind *proprietățile lor medii aparente*, presupunându-se că se comportă *liniar-elastic*; pentru starea de sollicitare propusă ecuațiile constitutive se vor scrie:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = \{S_{xy}\} \cdot \{\sigma\}_{x,y} \quad (5)$$

Observând tensorii tensiunilor și deformațiilor specifice în scriere restrânsă, ca în relațiile (3) și (4), se poate înțelege că **matricea complianțelor** trebuie să fie o matrice *pătrată de ordinul 6*, cu termenii notați astfel:

$$\{S_{xy}\} = \begin{Bmatrix} S_{xx} & S_{xy} & S_{xz} & S_{x,yz} & S_{x,zx} & S_{x,xy} \\ S_{yx} & S_{yy} & S_{yz} & S_{y,yz} & S_{y,zx} & S_{y,xy} \\ S_{zx} & S_{zy} & S_{zz} & S_{z,yz} & S_{z,zx} & S_{z,xy} \\ S_{yz,x} & S_{yz,y} & S_{yz,z} & S_{yz,yz} & S_{yz,zx} & S_{yz,xy} \\ S_{zx,x} & S_{zx,y} & S_{zx,z} & S_{zx,yz} & S_{zx,zx} & S_{zx,xy} \\ S_{xy,x} & S_{xy,y} & S_{xy,z} & S_{xy,yz} & S_{xy,zx} & S_{xy,xy} \end{Bmatrix} \quad (6)$$

Rezultă că, în situația cea mai generală (material anizotrop, în stare spațială de tensiuni și deformații), matricea $\{S_{xy}\}$ a *complianțelor* conține **36** de coeficienți; totuși, dacă se presupune că în mediul studiat este adevărată *teorema reciprocității lucrului mecanic elastic*, a lui Betti, se ajunge la egalitatea între ei a termenilor **simetrici** față de diagonala principală, adică $S_{xy} = S_{yx}$, $S_{xz} = S_{zx}$ ș.a.m.d.

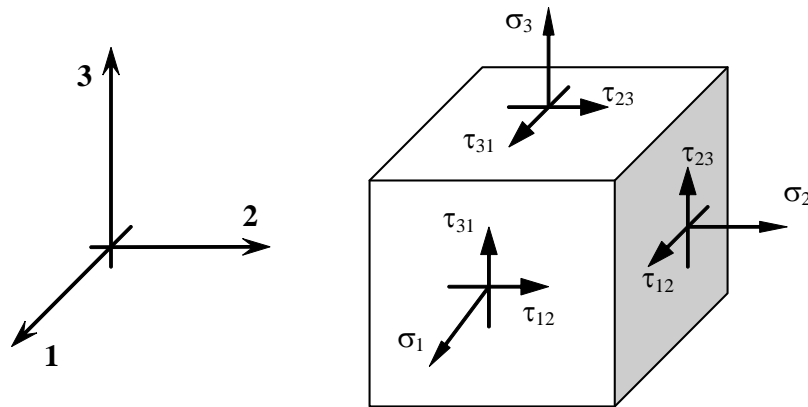
Pentru materialele care îndeplinesc condiția de mai sus matricea *complianțelor* este **simetrică**, la fel ca inversa ei, matricea *rigidităților*, adică în cazul general de anizotropie mediul deformabil elastic este caracterizat nu prin 36, ci doar prin **21** de *constante elastice independente*.

Se cunoaște însă că, în multe situații practice, compozitele au o *simetrie determinată a proprietăților elastice*, ceea ce permite anularea unor termeni în matricile de coeficienți și micșorarea numărului de caracteristici elastice și mecanice care sunt de stabilit pentru un material ales să fie studiat.

Cazuri particulare de materiale cu simetrie elastică

A. Materiale ortotrope

Acestea au, în orice punct al lor, trei plane ortogonale de simetrie elastică; pentru o stare generalizată, *triaxială*, de solicitare, dar cu raportare la axele principale ale materialului, parametrii de bază ai stării de tensiuni se vor defini și nota pe un element de volum de formă cubică, astfel:



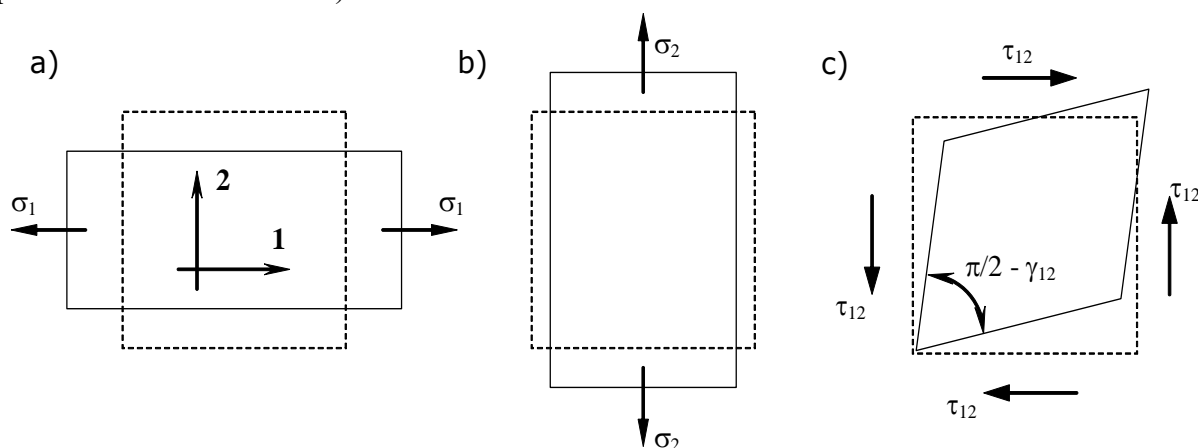
Componentele tensorului tensiunilor pentru un material ortotrop, cu raportare la axele lui principale.

Pentru a imagina starea de deformații dată de o astfel de stare de încărcare trebuie să se clarifice efectele tensiunilor din fiecare categorie; schematizările ce urmează consideră o secțiune transversală de genul planului median al cubului elementar de mai sus și felul cum secțiunea se deformează când i se aplică (separat) tensiuni de tipul σ_1 , σ_2 , respectiv τ_{12} .

Se reamintește că încărcările cu tensiuni normale σ_1 și σ_2 corespund **tracțiunii uniaxiale** de tip *longitudinal*, respectiv *transversal*, iar tensiunile tangențiale τ_{12} sunt parametrii unei încărcări de tip **forfecare pură**, în planul (1-2); pe schemă s-au sugerat câteva principii ale deformării sub sollicitare mecanică, a unui material ortotrop:

- modulul de elasticitate E_2 și coeficientul de contracție ν_{21} , pentru întinderea transversală, au valori diferite (de obicei mai mici) față de corespondentele lor longitudinale, E_1 și ν_{12} ;
- analog au valori diferite și alungirile specifice longitudinale, respectiv transversale produse prin cele două tipuri de sollicitări axiale.
- pentru încărcarea cu tensiuni tangențiale s-a figurat cazul cu alunecări specifice considerate *pozitive* (cu micșorarea unghiului dintre laturile paralele cu axele 1 și 2).

Prin analogie cu situația din starea plană de tensiuni (descrisă anterior), *ecuațiile constitutive* ale materialului **ortotrop** considerat (făcând legătura între componentele stării de deformații și parametrii stării de tensiuni) se scriu sub forma:



Schematizarea deformațiilor produse sub acțiunea tensiunilor principale, în starea plană de tensiuni.

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (7)$$

Precizare: Mărimile din tensorul deformațiilor specifice de mai sus se definesc în mod analog cu definirea tensiunilor principale (a se vedea figura 1).

Se observă că matricea constantelor de elasticitate conține în acest caz numai **12** elemente nenule, deoarece sunt îndeplinite simultan următoarele condiții:

- ✓ pentru materialele ortotrope solificate pe direcțiile axelor principale *nu există cuplare* între tensiunile normale și lunecările specifice din materialul supus încercării, după cum nici între tensiunile tangențiale și deformațiile specifice liniare;
- ✓ în același context, tensiunile de forfecare (τ_{ij}) produc efecte exclusiv în planele în care ele acționează, adică sunt *necuplate* tensiunile tangențiale și lunecările specifice din plane principale diferite ale probei.

Observații:

1. *Ecuatiile de mai sus s-au scris cu raportare la axele principale ale materialului, dar numărul de constante **independente** nu se modifică dacă analiza se face pe un alt sistem de axe atașat probei, caz în care matricea coeficienților ar conține numai elemente de valori diferite de zero.*
2. *Avantajul raportării la axele principale este simplitatea matricei de coeficienți care se obține, dar și observarea ușoară a numărului de constante care sunt de determinat.*

Este foarte importantă precizarea că, datorită *simetriei* față de diagonala principală, în matricea coeficienților din ecuația (7) există de fapt doar **9** *constante independente* ale materialului analizat: trei moduli de elasticitate de tip Young (E_i), trei moduli de lunecare (G_{ij}) și trei coeficienți de tip Poisson (ν_{ij}).

Alte observații:

1. *Constantele de mai sus corespund unor stări generale (spațiale) de tensiuni și deformații.*
2. *Pentru o stare plană de solitare (având efecte într-un singur plan – de exemplu planul principal 1-2) rămân semnificative doar **patru** constante elastice ale materialului: doi moduli de tip Young (E_1 și E_2), un modul de lunecare (G_{12}) și un coeficient Poisson (ν_{12}).*

Matricea complianțelor se scrie *literal* astfel:

$$\{S_{ij}\} = \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{Bmatrix} \quad (8)$$

ceea ce arată, de asemenea, că în această matrice există doar 9 constante elastice independente.

La fel ca mai sus, se observă ușurința cu care componentele matricei **complianțelor** pot fi exprimate în funcție de *constantele ingineresti* ale materialului considerat, prin punerea în

corespondență a celor două forme ale acestei matrici, date în relațiile anterioare (7) și (8), în modul următor:

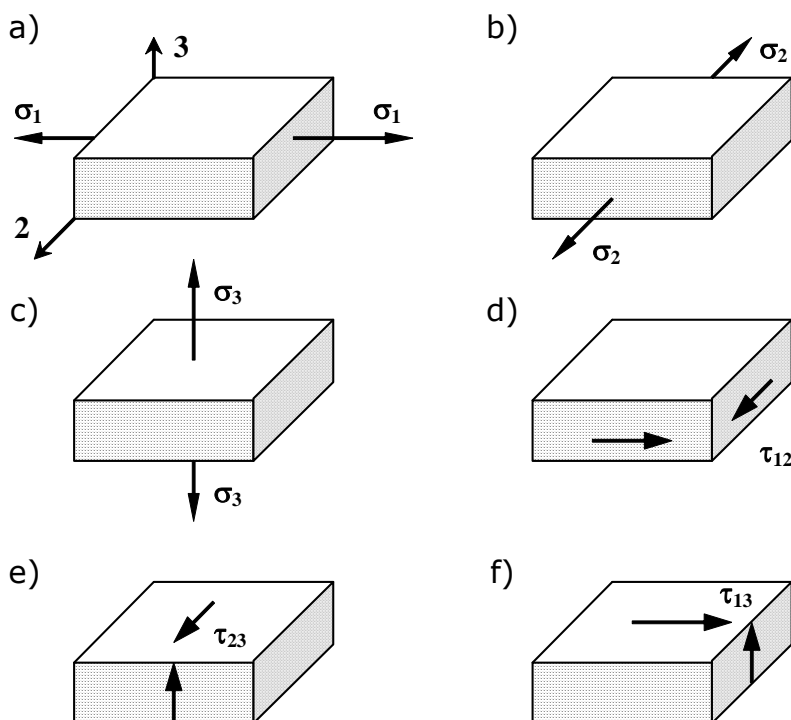
$$S_{11} = \frac{1}{E_1}, \quad S_{12} = -\frac{\nu_{12}}{E_1} = -\frac{\nu_{21}}{E_2}, \quad \dots, \quad S_{44} = \frac{1}{G_{23}} \quad \text{etc.} \quad (9)$$

În schimb, cum s-a mai spus, componentele matricii **rigidităților** $\{C_{ij}\}$ (care vor fi tot în număr de 12, dintre care 9 independente) se pot exprima cu oarecare dificultate în funcție de constantele ingineresti, încât matricea $\{C_{ij}\}$ se obține de obicei aplicând (pe matricea complianțelor) regulile de inversare a matricilor.

Trebuie făcută precizarea, importantă pentru practica analizei proprietăților mecanice, că punerea în legătură a constantelor *matematice* S_{ij} cu cele *tehnice* se poate face și altfel, pe baza unor experimente mecanice simple, asupra unor eșantioane (decupate în mod convenabil) din materialul studiat; de exemplu, pentru un material ortotrop sunt necesare **6** tipuri de experimente elementare, reprezentate schematic în figura următoare; se precizează că epruvetele au fost schițate cu aceeași formă (prismă, cu axa 1 pe direcția fibrelor), dar în realitate ele au forme și dimensiuni specifice fiecărui tip de încărcare.

La fiecare fel de experiment acționează pe probă o anumită categorie de componente din tensorul tensiunilor principale; încercările cu încărcare **uniaxială** a probei cu tensiuni *normale principale* $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ sunt numite (literele folosite pentru enumerare sunt cele din figură):

- a. tracțiune **longitudinală**; b. tracțiune **transversală, în plan**; c. tracțiune **transversală, în afara planului** (“out-of-plane”).



Schema de realizare a unor experimente elementare pentru stabilirea relațiilor între constantele matematice și cele tehnice ale materialului analizat.

Analog, încercările caracterizate prin stări de **forfecare pură**, sub acțiunea tensiunilor *principale* de tip *tangențial* τ_{12} , τ_{23} , τ_{13} sunt denumite de obicei astfel:

- d. forfecare **în plan**; e. forfecare *transversală*, **în afara planului** (*out-of-plane*);
- f. forfecare *longitudinală*, **în afara planului** (*out-of-plane*).

Caracterizarea prin denumirile “în plan” sau “în afara planului” se referă la poziția tensiunilor principale respective față de planul principal (1-2), planul armării compozitului analizat.

În continuare se va arăta cum anume sunt folosite experimentele descrise la stabilirea legăturilor dintre constantele matematice și cele tehnice de elasticitate ale unui material; se ia mai întâi în considerare primul tip de încercare de mai sus, de **tracțiune longitudinală**; se știe că la materialele ortotrope solícitate pe axele principale nu există cuplare între tensiunile normale și luncările specifice, adică se va putea scrie că:

$$\gamma_{12} = \gamma_{23} = \gamma_{13} = 0 \quad (10)$$

Pe de altă parte, luncirile specifice de pe direcțiile principale ale materialului se vor putea scrie astfel:

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} ; \quad \varepsilon_2 = -\frac{\nu_{12}}{E_1} \sigma_1 ; \quad \varepsilon_3 = -\frac{\nu_{13}}{E_1} \sigma_1 \quad (11)$$

Pentru a stabili acele legături se introduce forma generală (8) a matricei complianțelor în scrierea (7) a ecuațiilor constitutive, de unde (dacă solícitarea se produce prin tensiunile σ_1) rezultă relații de calcul pentru alungirile principale:

$$\varepsilon_1 = S_{11} \sigma_1 ; \quad \varepsilon_2 = S_{21} \sigma_1 ; \quad \varepsilon_3 = S_{31} \sigma_1 \quad (12)$$

Se observă cu ușurință că, făcând identificarea termenilor corespunzători din relațiile (11) și (12) se pot obține legăturile matematice dintre primii trei coeficienți S_{ij} din matricea complianțelor și constantele tehnice ale materialului:

$$S_{11} = \frac{1}{E_1} ; \quad S_{21} = -\frac{\nu_{12}}{E_1} ; \quad S_{31} = -\frac{\nu_{13}}{E_1} \quad (13)$$

Așa cum era de așteptat, s-a ajuns la o similitudine perfectă între aceste relații și cele obținute anterior, pe cale analitică și notate cu indicele (9).

În cazul celorlalte tipuri de experimente elementare se fac analize de același fel, determinând astfel valorile tuturor coeficienților din matricea complianțelor; de exemplu, pentru încercarea de **forfecare transversală în afara planului** (variantea notată cu **e** în figura de mai sus), în materialul ortotrop solícitat pe direcțiile principale se produc luncări specifice de un singur fel, pentru care legătura matematică cu tensiunile tangențiale care produc solícitarea se scrie sub forma cunoscută:

$$\gamma_{23} = \frac{\tau_{23}}{G_{23}} \quad (14)$$

Toate celelalte componente ale tensorului deformațiilor (raportat la axele principale ale materialului) au, în acest caz de solicitare, adică în condițiile absenței fenomenelor de cuplare, valoarea zero!

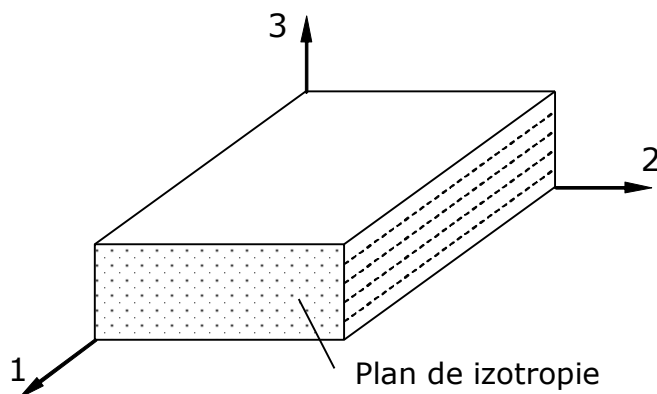
De cealaltă parte, din relațiile (7) și (8) rezultă altă formă de scriere a lunecărilor specifice din planul principal (2-3):

$$\gamma_{23} = S_{44} \tau_{23} \quad (15)$$

Desigur că urmează identificarea relațiilor (14) și (15), după care se scrie coeficientul necunoscut sub forma cerută:

$$S_{44} = \frac{1}{G_{23}} \quad (16)$$

Coeficienții literali din matricea complianțelor pot fi deci puși în legătură nemijlocită cu constantele tehnice (de elasticitate) ale compozitului studiat, atât pe cale analitică, cât și prin experimente mecanice de tip elementar; aspectele prezentate rămân valabile, cu extrapolări potrivite, pentru orice tip de material, indiferent de gradul în care sunt anizotrope proprietățile sale dar, pe măsură ce va crește gradul de anizotropie, va crește și complexitatea relațiilor dintre deformațiile specifice și tensiunile care le determină, încât întregul studiu poate deveni foarte laborios.



Dispunerea axelor principale pentru lamela cu izotropie transversală.

B. Materiale cu izotropie transversală

În cazul unui material armat *unidirecțional*, cu un conținut relativ mare și o repartizare aproximativ uniformă a fibrelor în secțiunile transversale, se admite *macroscopic* existența, în orice punct al său, a unui *singur plan* în care proprietățile sunt identice, indiferent de direcția de analiză din acel plan.

Se spune că despre un astfel de material că este *transversal izotrop*, iar planul de simetrie descris reprezintă pentru material un *plan de izotropie*; pentru compozitele unidirecționale definite ca mai sus, acesta este reprezentat de planul perpendicular pe direcția fibrelor, determinat de axele principale 2 și 3; pe această bază indicii 2 și 3 ai coeficienților vor fi inter-schimbabili, fiind adevărate următoarele egalități:

$$S_{12} = S_{13}, \quad S_{22} = S_{33}, \quad S_{55} = S_{66}.$$

În plus, se poate demonstra că este adevărată și relația $S_{44} = 2(S_{22} - S_{23})$ astfel încât matricea complianțelor materialului devine:

$$\{S_{ij}\} = \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(S_{22} - S_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} \end{Bmatrix} \quad (17)$$

Se poate deci spune că materialele cu izotropie transversală sunt caracterizate în mod complet prin doar **5 constante elastice independente**.

C. Materiale izotrope

La un material *perfect izotrop*, direcția principală (1) este echivalentă cu direcțiile principale (2) și (3) și analog cu ultima expresie de mai sus matricea complianțelor se va scrie sub forma:

$$\{S_{ij}\} = \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{11} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{12} & S_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(S_{11} - S_{12}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2(S_{11} - S_{12}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2(S_{11} - S_{12}) \end{Bmatrix} \quad (18)$$

Se poate constata că cei 12 coeficienți diferiți de zero din această matrice se grupează în trei grupe de câte trei, la fiecare astfel de grupă corespunzând o aceeași valoare de coeficient, adică matricea va conține doar **3** valori numerice distincte între ele.

Este interesant să se reamintească faptul că legea lui Hooke generalizată se scrie, în cazul unui material izotrop și prin raportare la un sistem de coordonate oarecare tri-ortogonal (xyz), sub forma următoare:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G} \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (19)$$

Se remarcă imediat similitudinea în construcția matricei complianțelor în relațiile (18) și (19), astfel încât după identificarea termenilor de același rang se va putea stabili valoarea care corespunde celei de-a treia dintre grupele de coeficienți, astfel:

$$2(S_{11} - S_{12}) = 2\left(\frac{1}{E} + \frac{\nu}{E}\right) = \frac{2(1 + \nu)}{E}$$

Pe această bază, punerea în corespondență a termenilor din partea de jos a diagonalei principale, din cele două exprimări matriciale, conduce la o relație cunoscută:

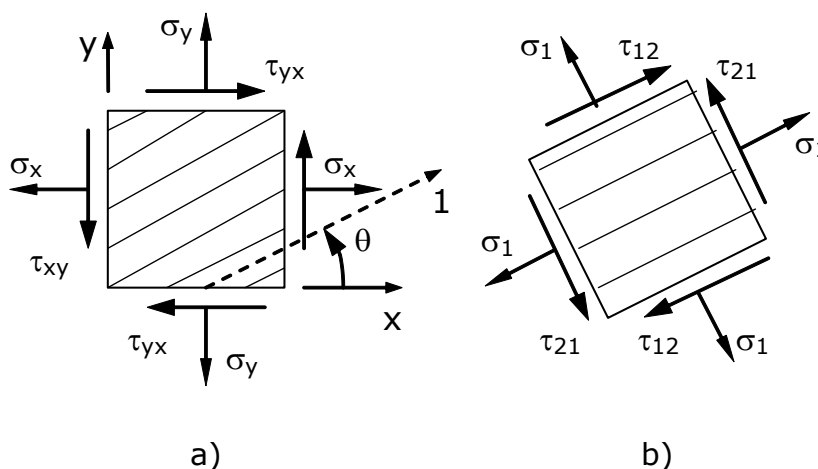
$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

În teoria elasticității se face demonstrarea acestei expresii matematice, ca legătură între constantele elastice ale materialelor izotrope, ceea ce confirmă justetea raționamentului de mai sus. Se poate deci concluziona că, pentru caracterizarea completă a **materialelor izotrope** sunt de determinat doar **3 constante elastice** (dintre care *numai două independente* între ele), cele cunoscute din teoria elasticității: modulii de elasticitate **E**, **G**, plus coeficientul de contracție transversală **v**.

RELAȚII DE TRANSFORMARE PENTRU TENSIUNI ȘI DEFORMAȚII SPECIFICE

Paragrafele următoare se referă la o **stare plană de tensiuni și de deformații**, cu aplicare la cazul unei *lamelle compozite* cu armare *unidirecțională*, dar toate aspectele acestei expunerii se pot extrapola pentru starea generalizată, tri-dimensională, de tensiuni și/sau de deformații.

Se înțelege că, în mod obișnuit, axele principale (1 și 2) din planul orizontal al unei lamelle compozite nu coincid cu axele de referință (x, y) ale încărcării care i se aplică; se notează cu θ unghiul dintre *axa de solicitare* (x) și *axa principală* (1) a materialului (direcția de armare); acest unghi este considerat *pozitiv* atunci când este parcurs în sens *antiorar*, de la axa (x) către axa (1).



Definirea axelor principale (a) și a tensiunilor principale (b) pentru lamela compozită unidirecțională.

Conform teoriei elasticității, componentele tensorilor tensiunilor și deformațiilor specifice raportate la axele principale pot fi exprimate în funcție de corespondentele lor raportate la axele de solicitare; pentru tensorul tensiunilor aceste relații se scriu:

$$\begin{cases} \sigma_1 = \sigma_x \cdot \cos^2 \theta + \sigma_y \cdot \sin^2 \theta + 2\tau_{xy} \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta \\ \sigma_2 = \sigma_x \cdot \sin^2 \theta + \sigma_y \cdot \cos^2 \theta - 2\tau_{xy} \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta \\ \tau_{12} = -\sigma_x \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta + \sigma_y \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta + \tau_{xy} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \end{cases} \quad (20)$$

Făcând notațiile $\mathbf{m} = \cos \theta$ și $\mathbf{n} = \sin \theta$ și folosind scrierea matricială, relațiile devin:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ n^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (21)$$

ceea ce reprezintă *ecuațiile de transformare pentru tensiuni*, în starea de solicitare analizată.

În notație compactă, aceste relații se pot scrie:

$$\{\sigma\}_{1,2} = \{T\} \cdot \{\sigma\}_{x,y} \quad (22)$$

formă în care se remarcă matricea $\{T\}$, *matricea de transformare* a stării de solicitare studiate; ea reprezintă matricea coeficienților din relația (21).

Făcând legătura între componentele tensorului deformațiilor (în cele două sisteme de axe) în starea de solicitare descrisă, se obține o relație similară cu (21), dacă matricea deformațiilor se scrie:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \frac{1}{2} \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \{T\} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \frac{1}{2} \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (23)$$

Precizare: Factorul 1/2 apare în termenii de lunecări specifice exclusiv pentru ca matricea de transformare să nu se modifice, față de ecuațiile exprimate în parametrii stării de tensiuni!

Trecerea la forma compactă a relațiilor de transformare pentru deformațiile specifice este foarte simplă, adică se ajunge la expresia:

$$\{\varepsilon\}_{1,2} = \{T\} \cdot \{\varepsilon\}_{x,y} \quad (24)$$

Pentru obținerea *relațiilor inverse de transformare* (folosite pentru trecerea de la direcțiile principale la direcția solicitării), se procedează la scrierea unor expresii de tip (20) pentru unghiul $(-\theta)$, sau se folosesc regulile de inversare a matricilor pentru a obține direct noua matrice de transformare:

$$\{T^{-1}\} = \{T(-\theta)\} = \begin{Bmatrix} m^2 & n^2 & -2mn \\ n^2 & m^2 & 2mn \\ mn & -mn & m^2 - n^2 \end{Bmatrix} \quad (25)$$

În formă compactă, relațiile inverse de transformare pentru tensiuni se vor scrie:

$$\{\sigma\}_{x,y} = \{T^{-1}\} \cdot \{\sigma\}_{1,2} \quad (26)$$

iar cele pentru deformațiile specifice vor fi:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = \{T^{-1}\} \cdot \{\varepsilon\}_{1,2} \quad (27)$$

Toate relațiile de transformare sunt independente de proprietățile materialului studiat, încât nu se vor modifica în funcție de caracterul izotrop sau anizotrop al materialelor!

Relațiile de transformare pentru parametrii de elasticitate

Dacă solicitarea lamelei *ortotrope* se face pe direcțiile ei *principale*, atunci *nu există cuplare* între tensiunile normale și lunecările specifice, nici între tensiunile tangențiale și alungirile specifice; dacă încărcarea se produce pe direcții *diferite* de axele principale, atunci *cuplările* respective *există*, iar matricile coeficienților din relațiile constitutive sunt complet populate cu termeni nenuli. Ținând seama de introducerea factorului 1/2 la termenii de lunecări specifice, relațiile *constitutive* raportate la *axele de solicitare* se scriu, pentru o stare *plană* de tensiuni și de deformații, astfel:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \frac{1}{2}\gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} S_{xx} & S_{xy} & S_{xs} \\ S_{yx} & S_{yy} & S_{ys} \\ \frac{1}{2}S_{sx} & \frac{1}{2}S_{sy} & \frac{1}{2}S_{ss} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (28)$$

sau, în formă compactă:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = \{S_{xy}\} \cdot \{\sigma\}_{x,y} \quad (29)$$

Prin relațiile de transformare ale tensiunilor și deformațiilor specifice și ecuațiile constitutive pentru lamela ortotropă în stare plană de tensiuni și deformații, se ajunge la o succesiune de transformări:

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \frac{1}{2}\gamma_{xy} \end{Bmatrix} &= \{T^{-1}\} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \frac{1}{2}\gamma_{12} \end{Bmatrix} = \{T^{-1}\} \cdot \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2}S_{66} \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \\ &= \{T^{-1}\} \cdot \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2}S_{66} \end{Bmatrix} \cdot \{T\} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (30)$$

Prin compararea relațiilor (28) și (30) se obține relația de transformare pentru matricea complianțelor:

$$\begin{Bmatrix} S_{xx} & S_{xy} & S_{xs} \\ S_{yx} & S_{yy} & S_{ys} \\ \frac{1}{2}S_{sx} & \frac{1}{2}S_{sy} & \frac{1}{2}S_{ss} \end{Bmatrix} = \{T^{-1}\} \cdot \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2}S_{66} \end{Bmatrix} \cdot \{T\} \quad (31)$$

$$\begin{cases} S_{xx} = m^4 \cdot S_{11} + n^4 \cdot S_{22} + 2m^2n^2 \cdot S_{12} + m^2n^2 \cdot S_{66} \\ S_{yy} = n^4 \cdot S_{11} + m^4 \cdot S_{22} + 2m^2n^2 \cdot S_{12} + m^2n^2 \cdot S_{66} \\ S_{xy} = m^2n^2 \cdot S_{11} + m^2n^2 \cdot S_{22} + (m^4 + n^4)S_{12} - m^2n^2 \cdot S_{66} \\ S_{xs} = 2m^3n \cdot S_{11} - 2mn^3 \cdot S_{22} + 2(mn^3 - m^3n)S_{12} + (mn^3 - m^3n)S_{66} \\ S_{ys} = 2mn^3 \cdot S_{11} - 2m^3n \cdot S_{22} + 2(m^3n - mn^3)S_{12} + (m^3n - mn^3)S_{66} \\ S_{ss} = 4m^2n^2 \cdot S_{11} + 4m^2n^2S_{22} - 8m^2n^2S_{12} + (m^2 - n^2)^2 S_{66} \end{cases} \quad (32)$$

S-a observat anterior din relațiile (7) și (8) că în aplicații coeficienții din matricea complianțelor pot fi exprimați ușor, în cazul raportării la *axele principale* ale materialului, în funcție de constantele lui ingineresti; relațiile (32) vor trebui folosite pentru exprimarea aceleiași matrici a complianțelor, dar raportată la *axele solicitării*, în funcție de constantele tehnice ale compozitului analizat.

Relații de transformare exprimate în funcție de constantele ingineresti

Relațiile de constituire ale unui material, raportate la axele sale principale (pentru un material ortotrop, în stare plană de tensiuni și deformații) se scriu astfel:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (33)$$

Se pot astfel exprima, în cazul raportării la *axele principale* ale materialului, termenii din matricea de complianță în funcție de constantele tehnice (ingeresti) ale materialului; pentru obținerea acestei echivalări cu raportare la *axele solicitării* (x,y) se scriu relații de tip (28); se pot imagina experimente simple, asupra unor probe prismatice de compozit, având fețele prisme paralele cu axele (x) și (y).

Se poate spune, de exemplu, că elementele din prima coloană a matricii de complianță $\{S_{xy}\}$ din relația (28), adică S_{xx} , S_{yx} și S_{sx} , reprezintă componentele deformațiilor specifice ε_x , ε_y și γ_{xy} care se produc în proba prismatică sub acțiunea unei tensiuni normale $\sigma_x = 1$:

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x}; \quad \varepsilon_y = -\frac{\nu_{xy}}{E_x} \sigma_x; \quad \gamma_{xy} = \frac{\eta_{xs}}{E_x} \sigma_x \quad (34)$$

unde coeficientul Poisson ν_{xy} corespunde deformației transversale ϵ_y înregistrate la aplicarea tensiunii normale pe direcția x :

$$\nu_{xy} = \frac{\epsilon_y}{\epsilon_x} < 0$$

(rezultatul negativ arată că cele două deformații specifice sunt de semne contrare).

Coeficientul de cuplare a tracțiunii în direcția x cu forfecarea în planul x - y se va scrie sub forma:

$$\eta_{xs} = \frac{\gamma_{xy}}{\epsilon_x}$$

În mod similar, tensiunea normală uniaxială σ_y conduce la următoarele deformații specifice:

$$\epsilon_y = \frac{\sigma_y}{E_y}; \quad \epsilon_x = -\frac{\nu_{yx}}{E_y} \sigma_y; \quad \gamma_{xy} = \frac{\eta_{ys}}{E_y} \sigma_y \quad (35)$$

Analog, sub acțiunea tensiunii de forfecare pură τ_{xy} se obțin deformațiile specifice:

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}}; \quad \epsilon_x = \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}} \tau_{xy}; \quad \epsilon_y = \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} \tau_{xy} \quad (36)$$

(coeficienții η corelează alungirile specifice respective cu tensiunea de forfecare aplicată).

Dacă se imaginează suprapunerea celor trei situații de încărcare descrise, se va putea scrie următoarea relație globală:

$$\begin{Bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}} \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} \\ \frac{\eta_{xs}}{E_x} & \frac{\eta_{ys}}{E_y} & \frac{1}{G_{xy}} \end{Bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (37)$$

Din condiția de simetrie a matricei complianțelor care apare în relația (37), se obțin egalitățile:

$$\frac{\nu_{xy}}{E_x} = \frac{\nu_{yx}}{E_y}; \quad \frac{\eta_{xs}}{E_x} = \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}}; \quad \frac{\eta_{ys}}{E_y} = \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} \quad (38)$$

În fine, comparând relațiile constitutive (28) și (37) se pot stabili următoarele egalități:

$$\begin{aligned} S_{xx} &= \frac{1}{E_x}; & S_{xy} &= S_{yx} = -\frac{\nu_{xy}}{E_x} = -\frac{\nu_{yx}}{E_y}; & S_{yy} &= \frac{1}{E_y} \\ S_{xs} &= S_{sx} = \frac{\eta_{xs}}{E_x} = \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}}; & S_{ss} &= \frac{1}{G_{xy}}; & S_{ys} &= S_{sy} = \frac{\eta_{ys}}{E_y} = \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} \end{aligned} \quad (39)$$

Caracterizarea completă a unui material ortotrop, pentru solicitări cu stări plane de tensiuni și de deformații folosește 9 caracteristici elastice: trei moduli de elasticitate,

doi coeficienți Poisson (dintre care unul singur independent) și patru coeficienți de cuplare cu forfecarea (dar numai doi independenți); prin urmare, doar **6** dintre aceste constante sunt **independente** între ele.

Constantele tehnice se pot scrie și ei în funcție de termenii din matricea complianțelor:

$$\begin{aligned} E_x &= \frac{1}{S_{xx}} ; \quad \nu_{xy} = -\frac{S_{yx}}{S_{xx}} ; \quad \eta_{xs} = \frac{S_{sx}}{S_{xx}} ; \quad \nu_{yx} = -\frac{S_{xy}}{S_{yy}} \\ E_y &= \frac{1}{S_{yy}} ; \quad G_{xy} = \frac{1}{S_{ss}} ; \quad \eta_{sx} = \frac{S_{xs}}{S_{ss}} ; \quad \eta_{ys} = \frac{S_{sy}}{S_{yy}} ; \quad \eta_{sy} = \frac{S_{ys}}{S_{ss}} \end{aligned} \quad (40)$$

Variantă: Relațiile (30) ar putea fi inversate, pentru calculul tensiunilor în funcție de deformațiile specifice, matricea coeficienților (rigidităților) fiind astfel exprimată în constantele ingineresti ale materialului; s-ar ajunge însă la expresii mult mai complexe decât cele de mai sus!

În fine, folosind relațiile dintre constantele matematice S_{11}, S_{12}, \dots , respectiv S_{xx}, S_{xy}, \dots , pe de o parte și respectiv constantele ingineresti E_1, ν_{12}, \dots , respectiv E_x, ν_{xy}, \dots , de cealaltă parte, se poate găsi o exprimare a relațiilor de transformare între constantele elastice de pe direcția solicitării și cele raportate la axele principale ale materialului, care formează un ansamblu care poartă numele de *relații de transformare pentru constantele ingineresti*.

De exemplu, pentru constantele de tip modul de elasticitate acest tip de relații s-ar scrie astfel:

$$\begin{aligned} \frac{1}{E_x} &= \frac{m^2}{E_1} (m^2 - n^2 \cdot \nu_{12}) + \frac{n^2}{E_2} (n^2 - m^2 \cdot \nu_{21}) + \frac{m^2 n^2}{G_{12}} \\ \frac{1}{E_y} &= \frac{n^2}{E_1} (n^2 - m^2 \cdot \nu_{12}) + \frac{m^2}{E_2} (m^2 - n^2 \cdot \nu_{21}) + \frac{m^2 n^2}{G_{12}} \\ \frac{1}{G_{xy}} &= \frac{4m^2 n^2}{E_1} (1 + \nu_{12}) + \frac{4m^2 n^2}{E_2} (1 + \nu_{21}) + \frac{(m^2 - n^2)^2}{G_{12}} \end{aligned} \quad (41)$$

Analog, relațiile de transformare pentru coeficienții de interdependență se scriu sub forma următoare, relativ complicată:

$$\begin{aligned} \frac{\nu_{xy}}{E_x} &= \frac{\nu_{yx}}{E_y} = \frac{m^2}{E_1} (m^2 \cdot \nu_{12} - n^2) + \frac{n^2}{E_2} (n^2 \cdot \nu_{21} - m^2) + \frac{m^2 n^2}{G_{12}} \\ \frac{\eta_{xs}}{E_x} &= \frac{\eta_{sx}}{G_{xy}} = \frac{2mn}{E_1} (m^2 - n^2 \cdot \nu_{12}) - \frac{2mn}{E_2} (n^2 - m^2 \cdot \nu_{21}) + \frac{mn^3 - m^3 n}{G_{12}} \\ \frac{\eta_{ys}}{E_y} &= \frac{\eta_{sy}}{G_{xy}} = \frac{2mn}{E_1} (n^2 - m^2 \cdot \nu_{12}) - \frac{2mn}{E_2} (m^2 - n^2 \cdot \nu_{21}) + \frac{m^3 n - mn^3}{G_{12}} \end{aligned} \quad (42)$$

Se pot astfel stabili valorile numerice ale constantelor elastice ale materialului, raportate la sistemul de axe arbitrar (x-y), rotit (în sens orar!) cu unghiul θ față de axele principale **1-2**; se poate stabili și modul cum variază, în funcție de unghiul θ (de exemplu dându-i valori între 0° și 90°), oricare constantă de elasticitate, dacă se cunosc caracteristicile de pe axele principale (din membrul drept al relațiilor de mai sus).

Aceste calcule de transformare se pot face și fără deducerea relațiilor directe de mai sus, parcurgând mai multe etape: se face întâi trecerea de la constantele tehnice E_1 , G_{12} etc. la constantele matematice S_{11} , S_{12} etc., prin intermediul unor relații de tip (33), apoi de la acestea la S_{xx} , S_{xy} etc., folosind relațiile (32) și, în fine, de la acestea din urmă la constantele ingineresti E_x , G_{xy} etc., pe baza unor relații de tip (40).

Analizând această procedură, relativ complexă, se poate afirma că folosirea relațiilor directe (41) și (42) reprezintă o mare economie de timp în cadrul proiectării unui compozit, atunci când trebuie să fie evaluate (pronozate) proprietățile elastice globale, pe diferite direcții din volumul materialului.

Exemple de utilizare a relațiilor de transformare exprimate în funcție de constantele ingineresti

S-a arătat că pe baza acestor relații se estimează, de exemplu, modul cum variază *constantele elastice* ale unui compozit, în funcție de direcția x - din planul (1-2) al armării - pe care sunt analizate; unghiul, măsurat *în sens trigonometric*, dintre această direcție și axa principală 1 (a fibrelor de armare) se notează cu θ , iar funcțiile sale importante pentru calcule sunt notate

$$n = \sin \theta \quad \text{respectiv} \quad m = \cos \theta$$

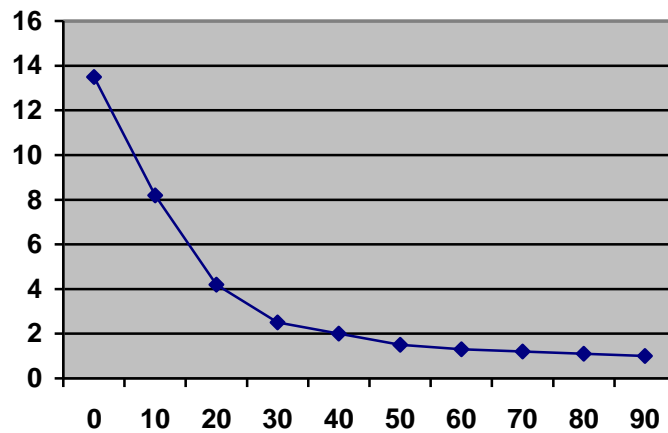
Relațiile **de transformare** leagă constantele elastice atașate direcției x de valorile de pe direcțiile principale ale lamelei – elementul constructiv de bază al compozitului; de exemplu, s-a arătat că pentru modulul Young de pe direcția x se obține relația:

$$\frac{1}{E_x} = \frac{m^2}{E_1} (m^2 - n^2 \cdot \nu_{12}) + \frac{n^2}{E_2} (n^2 - m^2 \cdot \nu_{21}) + \frac{m^2 n^2}{G_{12}}$$

Se propune, ca exemplu, cazul unui compozit cu matrice *epoxidică* și fibre unidirecționale de *carbon*, cu o fracție volumică $V_f = 0.63$, având următoarele valori ale constantelor elastice pe direcțiile principale:

$$E_1 = 142\text{GPa}; E_2 = 10.3\text{GPa}; G_{12} = 7.2\text{GPa}; \nu_{12} = 0.27; \nu_{21} = 0.02$$

Înlocuind aceste valori în relația de mai sus și efectuând calcule pentru mai multe valori (exprimate în grade) ale unghiului θ , se obține următoarea curbă de variație a raportului E_x/E_2 :

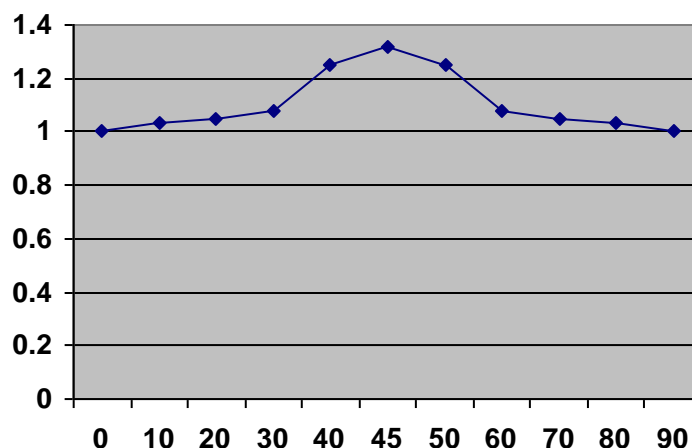


Se remarcă tendința de scădere rapidă a valorii modulului, odată cu îndepărtarea direcției de solicitare de axa principală 1 ; pe această axă ($\theta = 0^\circ$) se obține cea mai mare valoare a raportului E_x/E_2 – egală cu **gradul de anizotropie** a acestei proprietăți a compozitului studiat.

În mod analog, pe baza relației

$$\frac{1}{G_{xy}} = \frac{4m^2 n^2}{E_1} (1 + \nu_{12}) + \frac{4m^2 n^2}{E_2} (1 + \nu_{21}) + \frac{(m^2 - n^2)^2}{G_{12}}$$

se poate estima evoluția raportului G_{xy}/G_{12} , pentru același compozit, astfel:

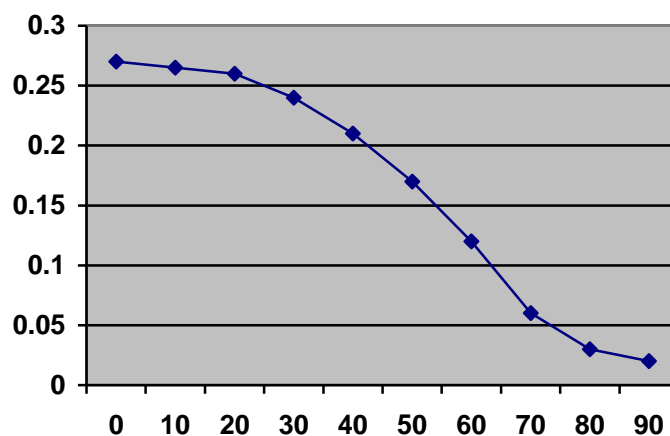


Pentru **modulul de lunecare** se observă așadar că atinge valoarea *maximă* atunci când solicitarea este dirijată la 45° în raport cu direcția armării, valoarea *minimă* fiind obținută în cazul solicitării pe direcțiile principale 1 și 2.

Un studiu analog se poate face și pentru **coeficientul de contracție transversală**, pe baza relației:

$$\frac{\nu_{xy}}{E_x} = \frac{\nu_{yx}}{E_y} = \frac{m^2}{E_1} (m^2 \cdot \nu_{12} - n^2) + \frac{n^2}{E_2} (n^2 \cdot \nu_{21} - m^2) + \frac{m^2 n^2}{G_{12}}$$

De exemplu, folosind rezultatele de mai sus și aceleași valori ale caracteristicilor de material, se ajunge la următoarea evoluție estimată a coeficientului ν_{xy} :



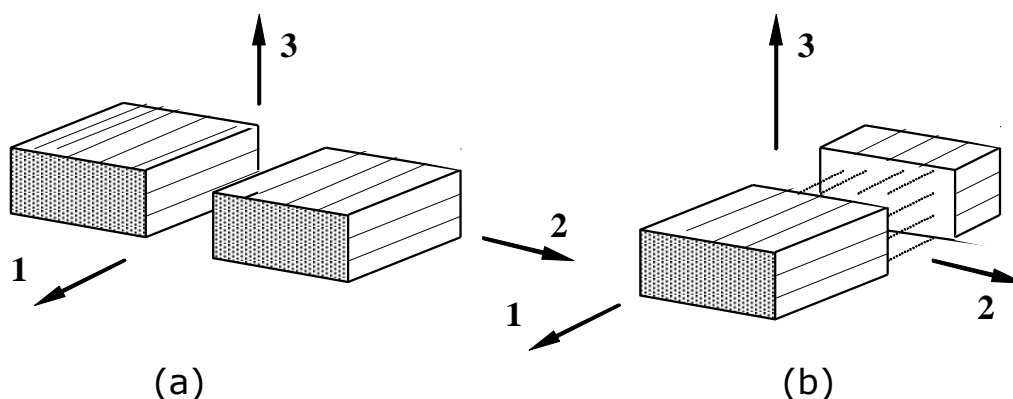
Pentru valorile acestui coeficient este deci prognozată o scădere continuă, când unghiul θ variază între 0° și 90° ; cele trei curbe de variație de mai sus sunt considerate tipice pentru compozitele de mare rigiditate, care (în special în cazul în care armarea lor este dispusă pe o singură direcție) sunt puternic anizotrope.

11. NOȚIUNI PRIVIND TEORIILE DE RUPERE APLICATE ÎN STUDIUL MATERIALELOR COMPOZITE

Moduri de producere a ruperii

În cadrul acestei discuții, trebuie mai întâi urmărit cum se poate produce deteriorarea compozitelor sub acțiunea diverselor tipuri de încărcări, exemplificând tot pe compozite armate cu fibre lungi, unidireționale, pentru care aceste fenomene au complexitatea cea mai mare. Folosind o lamelă unidirecțională, se imaginează acționând asupra ei un complex de încărcări, producând o stare plană de tensiuni, cu valorile principale σ_1 , σ_2 , respectiv τ_{12} ; cedarea lamelei se poate produce în două moduri de bază:

- (a) prin fisurarea matricei;
- (b) prin distrugerea capacității de rezistență a fibrelor.



Tipuri de cedare în cazul compozitelor cu fibre lungi.

Fisurarea matricei înseamnă un ansamblu de fenomene, inclusiv ruperi la interfața fibre-matrice, sau propriu-zis în matrice, dar cu suprafețele de rupere orientate aproximativ pe direcția fibrelor; acest tip de cedare apare la stări de solicitare în care predomină tensiunile normale σ_2 și/sau tensiunile de forfecare τ_{12} .

Deteriorarea prin distrugerea capacităților mecanice ale **elementelor de armare** implică ruperea (totală sau parțială) a fibrelor, însoțită de extragerea lor (locală) din matrice, ca și de ruperea matricei (în acele zone); pe această bază, ariile de rupere apar *perpendicularare* pe direcția armării; cedările de acest tip apar în stările de încărcare dominate de tensiunile normale σ_1 .

Se poate astfel preciza (analizând aspectul și orientarea suprafețelor de rupere dintr-un compozit cu armare unidirecțională) starea de tensiuni dată de o anumită solicitare; făcând raționamentul în sens invers, dacă se poate estima cu suficientă precizie starea reală de tensiuni dintr-un compozit, va fi posibilă estimarea, din faza de proiectare, a felului cum va avea loc cedarea materialului.

Caracterizarea stărilor concrete de tensiuni

Se imaginează o probă de compozit armat cu fibre lungi, așezate pe o singură direcție, plasată sub anumite încărcări mecanice, pentru care se cunosc parametrii stării de tensiuni ce se induce în material, cu raportare la sistemul de axe **xyz**, aceste axe fiind alese începând de la direcția de sollicitare; în aceste condiții, trebuie stabilite (relațiile cu care se calculează) valorile **principale** ale tensiunilor și deformațiilor specifice din probă, valori care apar în raționamentele și calculele implicate de teoriile de rupere.

Tensiunile principale se determină (după ce se stabilesc direcțiile lor de acțiune), în funcție de tensiunile de pe axele **xyz**, prin aplicarea unor *relații de transformare* pentru tensiuni (din teoria elasticității), care sunt *independente* de proprietățile materialului; **deformațiile specifice principale** se obțin ulterior din *relații de constituire* potrivite cu gradul de simetrie a proprietăților compozitului, respectiv prin aplicarea *relațiilor de transformare* pentru deformațiile specifice.

TEORII MACROMECHANICE DE RUPERE

În cazul cel mai general de material și de sollicitare, este probabil ca **direcțiile principale** ale materialului, respectiv ale *tensiunilor și deformațiilor* să nu coincidă între ele; rezistența unei lamele compozite depinde inclusiv de orientarea sollicitării exterioare, deci valoarea maximă a tensiunilor nu va reprezenta, de una singură, factorul critic în ruperea materialului.

Apare astfel ca necesară stabilirea unor *teorii anizotrope de rupere*, care să ia în considerare variația, în funcție de direcția sollicitării, atât a tensiunilor (care depind de nivelul sollicitării), cât și a rezistenței lamelei (depinzând de calitățile materialului, dar și de orientarea lamelei față de direcțiile principale ale acestuia).

Pentru stările **uniaxiale** de tensiuni sunt ușor de exprimat, pe baza parametrilor de rezistență ai materialului, valorile *maxime admisibile* ale tensiunilor ce se produc într-o structură, plasată într-o stare de sollicitare dată, ca să nu se ajungă la ruperea structurii; mult mai dificil se obțin astfel de condiții pentru stările de sollicitare complexe (**multi-axiale**), caracterizate prin prezența *simultană* a unor tensiuni de valori nenule, de naturi și direcții diferite; sunt necesare niște condiții matematice relativ complexe, denumite **criterii de rupere**, care pun în legătură parametrii stării de tensiuni cu parametrii de rezistență ai materialului analizat.

Criteriile de rupere clasice, stabilite pentru materialele *omogene și izotrope* sunt bine fundamentate, fiind bazate, ca factor determinant pentru ruperea unei structuri, pe un anumit parametru al sollicitării, precum:

- tensiunea normală maximă (criteriul Rankine);
- tensiunea tangențială maximă (Tresca);
- energia potențială modificatoare de formă (von Mises).

Pentru studiul compozitelor s-au propus extinderi și adaptări ale acelor criterii, care să ia în considerare anizotropia proprietăților de rezistență și de rigiditate ale acestor materiale; se apreciază că peste 40 astfel de teorii au fost dezvoltate până în prezent, iar cele mai multe asumă următoarele **ipoteze simplificatoare**:

⇒ materialul este *omogen* și se comportă *liniar-elastic* până la rupere;

- ⇒ pentru fiecare combinație de tensiuni, produse prin solicitare, se ajunge la o *combinație precizată* de deformații specifice;
- ⇒ toate componentele unei stări de tensiuni și de deformații specifice *cresc în aceeași proporție* pe măsură ce crește nivelul solicitării.

Criteriile (anizotrope) de rupere se exprimă în funcție de *parametrii fundamentali de rezistență* ai lamelei compozite; unele teorii includ și ipoteza că nu există interacțiuni între componentele stărilor de tensiuni, altele iau în seamă aceste interacțiuni, în măsuri diferite; aplicarea unora dintre teorii necesită cunoașterea unor *proprietăți adiționale* de rezistență, de exemplu dintre cele studiate prin încercări mecanice de tip *biaxial*. Dintre numeroasele teorii macromecanice de rupere existente patru sunt considerate cele mai reprezentative, încât au și utilizarea cea mai largă (fiind și descrise pe scurt mai jos).

1. Teoria tensiunilor maxime

Această teorie consideră că ruperea lamelei compozite se produce atunci când *cel puțin una* dintre componentele de tensiuni de pe direcțiile axelor principale ale lamelei *depășește* nivelul *limitei* corespunzătoare *de rezistență* a materialului, în direcția respectivă; dacă se cunosc, sau se pot stabili, expresiile tensiunilor σ_1 , σ_2 și τ_{12} de pe axele principale ale materialului, atunci condiția de producere a rupei se concretizează în **trei subcriterii**, scrise astfel:

$$\begin{aligned}
 \text{(a)} \quad \sigma_1 &= \begin{cases} X_1^T & \text{pentru } \sigma_1 > 0 \\ -X_1^C & \text{pentru } \sigma_1 < 0 \end{cases} \\
 \text{(b)} \quad \sigma_2 &= \begin{cases} X_2^T & \text{pentru } \sigma_2 > 0 \\ -X_2^C & \text{pentru } \sigma_2 < 0 \end{cases} \\
 \text{(c)} \quad &|\tau_{12}| = X_{12}
 \end{aligned} \tag{1}$$

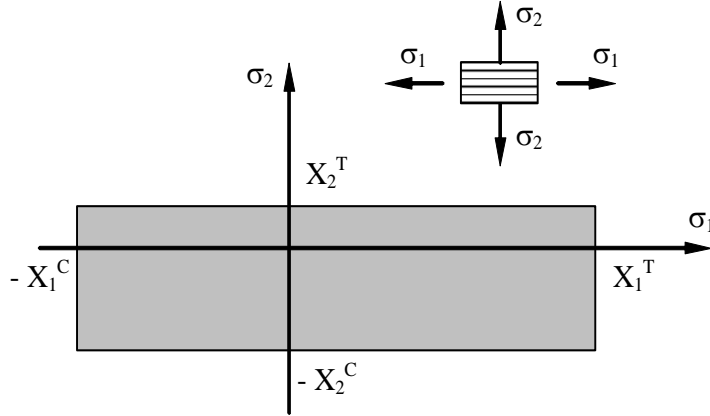
Cedarea lamelei se va produce, conform acestei teorii, atunci când devine adevărată cel puțin una (*oricare*) dintre cele trei condiții de mai sus; este interesant și util să se obțină și exprimări *vizuale* pentru aceste condiții, lucru valabil la oricare teorie de rupere; pentru *stările plane* de tensiuni este relativ ușor de realizat imaginea grafică a unui criteriu, dar operația devine complicată când crește complexitatea stării de solicitare analizate.

Prin modul de obținere, un astfel de grafic reprezintă **învelitoarea stărilor de cedare** (*failure envelope*) care sunt definite prin acel criteriu de rupere; se evidențiază astfel **limitele** valorilor admisibile ale tensiunilor produse de solicitarea considerată, ușurând stabilirea nivelului de încărcare la care se periclitează integritatea materialului; graficele de acest tip sunt folositoare, dacă pot fi trasate ușor, pentru orice stare concretă de încărcare.

Se exemplifică această reprezentare, bazată pe *teoria tensiunilor maxime*, la o stare bidimensională de tensiuni (componenta τ_{12} fiind nulă); se plasează cele patru valori limită ale tensiunilor normale (două dintre ele *pozitive* – rezistențele la tracțiune ale materialului, două *negative* – pentru comprimare) pe axele de coordonate σ_1 - σ_2 ; valorile permise ale tensiunilor sunt incluse într-un **dreptunghi**, care este învelitoarea căutată a stărilor limită de încărcare.

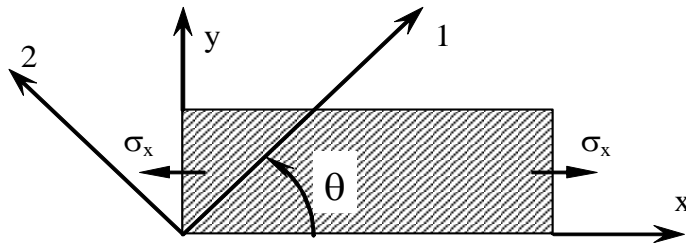
Utilitatea practică a învelitorilor se înțelege dacă se imaginează o stare de tensiuni cu valori arbitrare, dar cunoscute, ale tensiunilor principale σ_1 și σ_2 ; pentru a verifica dacă ea poate fi preluată de materialul studiat, este suficient să se marcheze pe desen punctul de

coordonate $(\sigma_1; \sigma_2)$; conform teoriei tensiunilor maxime, încărcarea va fi *permisă*, în condiții de siguranță, dacă punctul ce o reprezintă se află *în interiorul* dreptunghiului stărilor limită, dar va fi *interzisă* (va depăși capacitățile de rezistență ale materialului) dacă punctul se află *în afara* dreptunghiului (sau chiar și pe liniile sale de contur).



Trasarea învelitorii stărilor limită pentru o încărcare normală biaxială, după teoria tensiunilor maxime.

Cele discutate mai sus s-au referit la solicitări raportate la *direcțiile principale* ale lamelei compozite; pentru un caz general de solicitare, cu încărcarea aplicată pe o axă *înclinată* față de direcțiile principale, se trece de la tensorul tensiunilor scris în sistemul $\mathbf{x-y}$ la cel al tensiunilor *principale*, folosind *relațiile de transformare* pentru tensiuni, cu raportare la axele principale ale materialului.



Lamela unidirecțională solicitată la tracțiune dezaxată.

Se consideră de exemplu o lamelă unidirecțională, solicitată *uniaxial* cu tensiuni normale σ_x , orientate *oblic* față de direcțiile principale ale lamelei (adică o solicitare *dezaxată*, “off-axis”); componentele tensiunilor pe direcțiile principale se exprimă în funcție de tensiunea σ_x și de unghiul θ , astfel:

$$\sigma_1 = \sigma_x \cdot \cos^2 \theta ; \quad \sigma_2 = \sigma_x \cdot \sin^2 \theta ; \quad \tau_{12} = -\sigma_x \cdot \sin \theta \cos \theta \quad (2)$$

Se poate imagina că fiecare dintre componente poate ajunge să egaleze parametrul de rezistență (a materialului analizat) care îi corespunde, determinând astfel cedarea, sub solicitarea aplicată, a compozitului; se pot obține astfel valorile limită ale tensiunii σ_x , adică tocmai *rezistența* lamelei \mathbf{X}_x pentru cazul în care este solicitată *axial* sub unghiul θ față de direcția armării.

Dacă solicitarea produce tensiuni *pozitive* ($\sigma_x > 0$), se obțin limitele (care nu trebuie atinse de tensiunea σ_x !) de **rezistență la tracțiune** pe direcția **x**:

$$X_x^T = \frac{X_1^T}{\cos^2 \theta} ; \quad X_x^T = \frac{X_2^T}{\sin^2 \theta} ; \quad X_x^T = \frac{X_{12}}{\sin \theta \cos \theta} \quad (3)$$

Pe de altă parte, pentru solicitarea cu tensiuni *negative* ($\sigma_x < 0$), se obține **rezistența la comprimare** pe direcția **x**:

$$X_x^C = \frac{X_1^C}{\cos^2 \theta} ; \quad X_x^C = \frac{X_2^C}{\sin^2 \theta} ; \quad X_x^C = \frac{X_{12}}{\sin \theta \cos \theta} \quad (4)$$

Observații:

1. Pentru o valoare dată a unghiului de înclinare a încărcării (în raport cu direcția de armare) se reține drept cifră a rezistenței doar unul singur (primul la care se ajunge când solicitarea crește, cel mai mic în valoare absolută!) dintre rezultatele obținute din relațiile (3) sau (4).
2. După cum s-a arătat anterior, dacă tensiunile și rezistențele de **forfecare** sunt raportate la direcțiile principale ale materialului, atunci semnul lor nu are importanță, iar în relațiile de calcul se introduc valorile absolute.

Este interesant că această metodă de estimare a rezistenței lamelei permite, pe baza unor analize și relații ca mai sus, chiar și stabilirea preliminară a modului în care se va produce ruperea lamelei, fiind posibilă și ilustrarea grafică a acestor evaluări, care facilitează utilizarea lor practică.

Prognozarea modului de rupere folosind teoria tensiunilor maxime

Fiind cunoscute valorile celor 5 parametri fundamentali de rezistență ai lamelei compozite, se pot trasa graficele funcțiilor din relațiile discutate mai sus:

$$X_x^T = \frac{X_1^T}{\cos^2 \theta} ; \quad X_x^T = \frac{X_2^T}{\sin^2 \theta} ; \quad X_x^T = \frac{X_{12}}{\sin \theta \cos \theta}$$

$$X_x^C = \frac{X_1^C}{\cos^2 \theta} ; \quad X_x^C = \frac{X_2^C}{\sin^2 \theta} ; \quad X_x^C = \frac{X_{12}}{\sin \theta \cos \theta}$$

în cazul în care unghiul θ ia toate valorile între 0° și 90° ; conform unei observații care a fost făcută anterior, pentru fiecare valoare a lui θ se consideră valabilă și se trece pe graficul final doar cea mai mică dintre valorile prognozate ale rezistenței (X_x); desigur că valorile privind încărcările de întindere sunt pozitive și se figurează deasupra axei absciselor, pe când cele de compresiune se așează sub această axă.

Pentru fiecare domeniu de reprezentare (adică potrivit cu semnul tensiunilor produse), cele trei relații (subcriterii) vor avea evoluții grafice distincte, în sensul că fiecare va putea conduce la valoarea minimă (dintre cele trei calculate) pentru un anumit interval de pe axa orizontală a graficului; prin reunirea tuturor acestor porțiuni de minim se obține ceea ce va reprezenta *învelitoarea stărilor limită*, pentru solicitarea dezaxată a lamelei, în funcție de direcția pe care se aplică încărcarea.

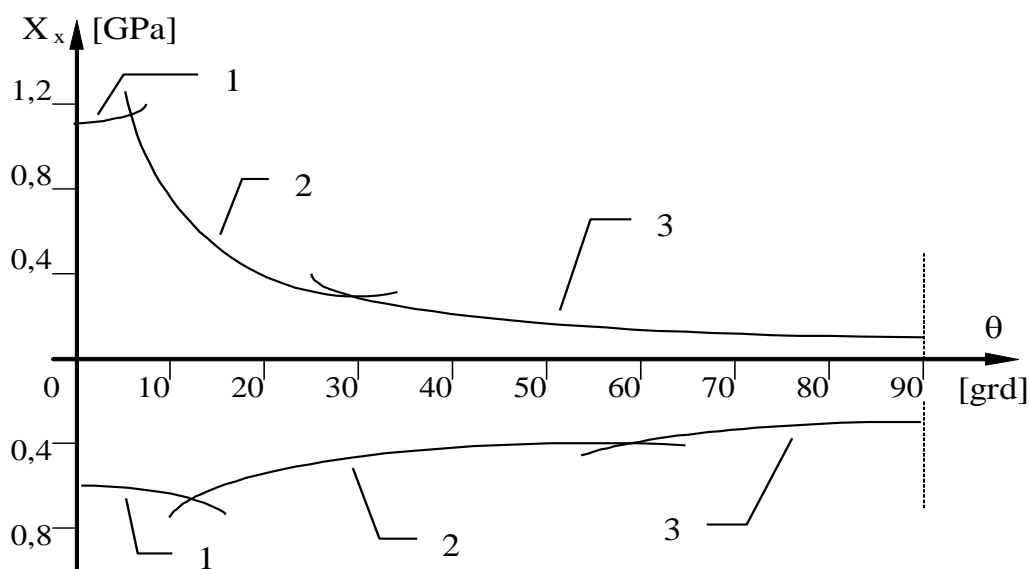
Urmărind care dintre condițiile de mai sus conduce la valoarea limită într-un anumit punct de pe grafic, adică pentru o anumită înclinare a direcției de solicitare față de axele principale ale materialului, se poate prognoza modul cum se va rupe lamela; cele prezentate anterior (privind tipurile de rupere) au arătat că cedarea lamelei se poate produce în două categorii de variante:

- prin atingerea limitei de rezistență la **tracțiune** sau la **compresiune longitudinală**, caz în care cedarea va fi determinată de *pierderea capacității de rezistență a fibrelor*;
- prin egalarea limitelor de rezistență la **solicitările uniaxiale transversale**, respectiv a rezistenței la **forfecare**, oricare dintre acestea conducând la cedare prin *fisurarea matricei*.

Pentru concretizare, acest tip de grafic se poate trasa și pur teoretic, pentru un material ale cărui caracteristici de rezistență pot fi găsite în literatură; se propune spre analiză un compozit cu matrice din rășină *epoxidică* și armare cu fibre lungi de *sticlă E*; parametrii fundamentali de rezistență se consideră a fi următorii:

$$X_1^T = 1080; X_1^C = 620; X_2^T = 39; X_2^C = 128; X_{12} = 89 \quad [\text{MPa}]$$

Se introduc aceste date în fiecare dintre subcriteriile teoriei, urmând procedura de mai sus; se obține o imagine a modului cum variază, în funcție de unghiul de înclinare a încărcării, rezistența (X_x) a lamelei, la solicitările uniaxiale dezaxate.



Variația rezistenței la solicitări uniaxiale a unui compozit sticlă E /epoxi,
în funcție de orientarea solicitării față de fibrele de armare.

Zonele delimitate pe grafic prin intermediul celor șase porțiuni de curbe, de ecuații diferite permit să se facă distincția între diverse moduri în care se poate produce ruperea materialului; astfel, în porțiunile notate cu (1) rezistența cea mai mică a compozitului se înregistrează la *tracțiune* (deasupra axei absciselor), respectiv *compresiune* (sub axă) de tip

longitudinal (dată de tensiunile σ_1), iar ruperea se produce prin *distrugerea* (locală) a *fibrelor*; pentru unghiurile de înclinare a încărcării din zonele (2), cedarea se produce sub acțiunea tensiunilor de *forfecare* τ_{12} , adică prin *fisurarea matricei*; același mod de rupere va fi dominant pe zonele (3), dar sub acțiunea tensiunilor σ_2 , adică prin *tracțiune* (respectiv *compresiune*) *transversală*.

Concluzii asupra primei teorii de rupere

Teoria de producere a ruperii compozitelor datorită **tensiunilor maxime** din starea de solicitare aplicată este ușor de înțeles și de utilizat în analize de uz general; **dezavantajul** ei principal (pe lângă dificultatea separării condiției de rupere în *trei subcriterii*, în locul unui eventual criteriu unic) este că *nu ține seama de vreo interacțiune a tensiunilor*, în stări biaxiale de solicitare; în consecință, pentru astfel de solicitări teoria nu conduce la potriviri mulțumitoare cu rezultatele experimentelor.

Teoria are însă **avantajul** că permite *prognostizarea modului de cedare a lamelei*, plus emiterea unor predicții asupra tensiunilor principale care vor duce la distrugerea materialului, dar și cu privire la modul specific de producere a ruperii – prin deteriorarea fibrelor, sau a matricei; se consideră că această teorie este aplicabilă cu rezultate corecte în special pentru materiale cu *ruperi fragile*.

2. Teoria deformației specifice maxime

Cedarea structurii se produce, conform acestei teorii, atunci când *cel puțin una* dintre componentele de *deformații specifice* de pe *direcțiile principale* ale materialului *depășește valoarea deformației ultime* (deformația specifică la rupere) a materialului (pe direcția respectivă); are meritul de a lua în considerare, într-o anumită măsură, **interacțiunea** dintre componentele stării de tensiuni, prin apariția coeficienților de contracție Poisson (care fac legătura între tensiunile normale și alungirile specifice de pe direcții diferite).

Pentru exprimarea condițiilor matematice ale teoriei trebuie cunoscute **deformațiile specifice la rupere** ale materialului, care se notează astfel:

- $\epsilon_{1u}^{T(C)}$ = alungirea specifică la rupere pentru tracțiune (compresiune) *longitudinală*;
- $\epsilon_{2u}^{T(C)}$ = alungirea specifică la rupere pentru tracțiune (compresiune) *transversală*;
- γ_{12}^u = lunecarea specifică la rupere, pentru forfecare *în planul armării*.

Notând cu ϵ_1 , ϵ_2 și γ_{12} – deformațiile specifice produse de solicitarea analizată și raportate la direcțiile principale ale lamelei, teoria conduce la **trei subcriterii** de producere a ruperii:

$$\begin{aligned}
 \text{(a)} \quad \epsilon_1 &= \begin{cases} \epsilon_{1u}^T & \text{pentru } \epsilon_1 > 0 \\ \epsilon_{1u}^C & \text{pentru } \epsilon_1 < 0 \end{cases} \\
 \text{(b)} \quad \epsilon_2 &= \begin{cases} \epsilon_{2u}^T & \text{pentru } \epsilon_2 > 0 \\ \epsilon_{2u}^C & \text{pentru } \epsilon_2 < 0 \end{cases} \\
 \text{(c)} \quad |\gamma_{12}| &= \gamma_{12}^u
 \end{aligned} \tag{5}$$

Să presupunem că se aplică teoria unei solicitări cu o *stare biaxială de tensiuni*, componentele tensiunilor fiind orientate arbitrar față de axele principale ale materialului; folosind relațiile de

transformare pentru tensiuni se găsesc componentele tensiunilor de pe direcțiile axelor principale, σ_1 , σ_2 și τ_{12} , iar din legea lui Hooke generalizată se obțin componentele deformațiilor specifice:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1}(\sigma_1 - \nu_{12} \cdot \sigma_2); \varepsilon_2 = \frac{1}{E_2}(\sigma_2 - \nu_{21} \cdot \sigma_1); \gamma_{12} = \frac{\tau_{12}}{G_{12}} \quad (6)$$

Deformațiile specifice la rupere ale materialului se stabilesc prin încercări mecanice uniaxiale și de forfecare pură, apoi sunt puse în legătură cu parametrii fundamentali de rezistență:

$$\varepsilon_{1u}^T = \frac{X_1^T}{E_1}; \varepsilon_{1u}^C = -\frac{X_1^C}{E_1}; \varepsilon_{2u}^T = \frac{X_2^T}{E_2}; \varepsilon_{2u}^C = -\frac{X_2^C}{E_2}; \gamma_{12}^u = \frac{X_{12}}{G_{12}} \quad (7)$$

Cele trei subcriterii (5) se scriu, în funcție de tensiunile principale și de parametrii

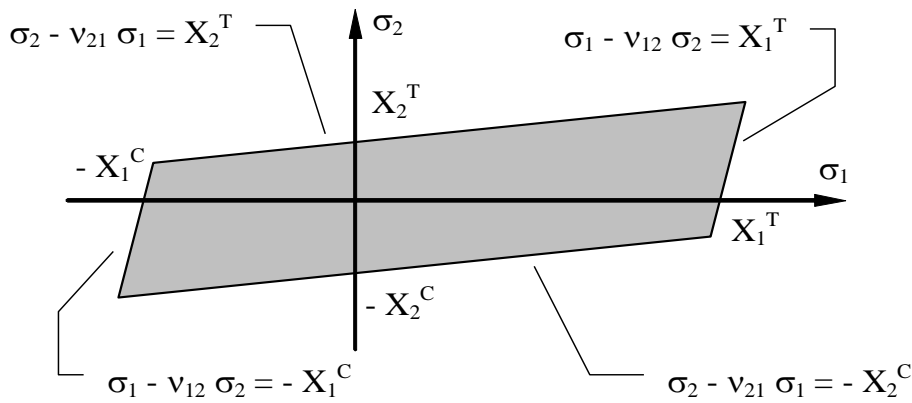
$$\sigma_1 - \nu_{12} \cdot \sigma_2 = \begin{cases} X_1^T & \text{pentru } \varepsilon_1 > 0 \\ -X_1^C & \text{pentru } \varepsilon_1 < 0 \end{cases}$$

$$\sigma_2 - \nu_{21} \cdot \sigma_1 = \begin{cases} X_2^T & \text{pentru } \varepsilon_2 > 0 \\ -X_2^C & \text{pentru } \varepsilon_2 < 0 \end{cases} \quad (8)$$

$$|\tau_{12}| = X_{12}$$

fundamentali de rezistență, astfel:

Ca și la prima teorie, imaginea grafică a stărilor limită se obține ușor pentru o stare bidimensională de tensiuni (la care $\tau_{12} = 0$), observând că primele două condiții (8) reprezintă în planul $(\sigma_1 - \sigma_2)$, câte o *pereche de drepte*, paralele între ele, dar având direcții înclinate față de axele de coordonate.



Trasarea unei învelitori a stărilor limită pentru o încărcare normală biaxială, conform teoriei deformației maxime.

Valorile admisibile ale tensiunilor principale pentru starea de încărcare studiată se reprezintă prin punctele din interiorul paralelogramului format de dreptele-limită de mai sus; trebuie observat că rezistențele materialului la tracțiune și compresiune diferă între ele, pe ambele direcții, astfel încât paralelogramul obținut ca înveliș al stărilor de cedare are centrul deplasat față de originea sistemului de axe.

Concluzii cu privire la a doua teorie de rupere

Teoria **deformațiilor specifice maxime** este relativ simplu de aplicat, iar relațiile la care conduce se exprimă (ca și la prima teorie) în funcție de tensiunile principale din starea de încărcare; este remarcabil că se ia în considerare un anumit grad de *interacțiune* între tensiunile principale de pe direcții diferite. Punctele slabe ale teoriei sunt exprimarea condiției de rezistență prin *trei subcriterii*, precum și *lipsa posibilității de predicție* a modului în care se va produce *ruperea* compozitului.

3. Teoria energiei potențiale modificatoare de formă (criteriul Tsai-Hill)

Titulatura amintește de anumite noțiuni din teoria clasică a elasticității; criteriul de acest tip au fost propuse în trecut, pentru *materiale izotrope* (metale, în special) de tip *ductil*, de cercetători ca von Mises, Hencky sau Nadai; de exemplu, pentru o stare bidimensională de tensiuni, cu raportare la direcțiile principale ale tensiunilor, *criteriul de cedare von Mises* se scrie sub forma următoare:

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \cdot \sigma_2 = \sigma_L^2 \tag{9}$$

unde σ_L este valoarea *tensiunii limită* care a fost adoptată pentru material, în starea de sollicitare respectivă.

O formă modificată acestui criteriu a fost propusă de *Hill*, cu aplicare pentru *materiale ductile cu proprietăți anizotrope*, astfel:

$$A \cdot \sigma_1^2 + B \cdot \sigma_2^2 + C \cdot \sigma_1 \cdot \sigma_2 + D \cdot \tau_{12}^2 = 1 \tag{10}$$

unde coeficienții A, B, C, D trebuie stabiliți, pentru cazul particular aflat în studiu; ei reprezintă *parametri ai materialului*, caracterizând inclusiv gradul lui de *anizotropie*.

Este interesant de remarcat că o astfel de ecuație *nu se poate folosi* drept criteriu energetic de cedare pentru *materiale general anizotrope*, la care nu se pot separa efectele produse de *energia potențială de modificare a formei*, de modificările de volum (dilatările) date de caracterul *anizotrop* al materialului; criteriul a fost ulterior adaptat, de *Azzi și Tsai*, la *compozite ortotrope* (inclusiv lamele izotrope transversal), observând că parametrii din ecuația (10) se pot pune în legătură cu parametrii de rezistență ai lamelei, prin încercări mecanice elementare de tipul explicat anterior.

Pentru o încărcare uniaxială de tracțiune *longitudinală*, dusă până la ruperea probei, parametrii de tensiuni din ecuația de mai sus vor fi $\sigma_1^u = X_1$; $\sigma_2 = \tau_{12} = 0$, încât primul coeficient va fi:

$$A = \frac{1}{X_1^2} \tag{11}$$

La aplicarea unei încărcări uniaxiale de tracțiune *transversală*, rezultă al doilea coeficient:

$$B = \frac{1}{X_2^2} \tag{12}$$

La o încărcare de *forfecare (pură) în plan*, dusă, de asemenea, până la rupere, parametrii de tensiuni vor fi $\sigma_1 = \sigma_2 = 0$; $\tau_{12}^u = X_{12}$, astfel încât *coeficientul tensiunii tangențiale* din ecuația de mai sus rezultă sub forma:

$$D = \frac{1}{X_{12}^2} \quad (13)$$

Despre coeficientul C , care a rămas nedeterminat, se poate spune că reprezintă în ecuație *măsura în care se produc interacțiuni* între tensiunile normale $\sigma_1 - \sigma_2$, astfel încât trebuie stabilit printr-o *încercare mecanică de tip biaxial*; presupunând că aceasta se produce sub acțiunea simultană a tensiunilor normale $\sigma_1 = \sigma_2 \neq 0$, cu $\tau_{12} = 0$, se poate admite că ruperea ar avea loc după criteriul tensiunii maxime, în sensul că materialul va ceda atunci când, datorită solicitării, se atinge pragul de rezistență al uneia dintre tensiunile normale, adică σ_1 și σ_2 ajung la pragul de rezistență la *tracțiune transversală* X_2 (care pt. materiale ortotrope armate unidirecțional este mult mai mică decât rezistența *longitudinală* X_1); se introduc acestea și valorile de mai sus în ecuația (10) și se obține (pt. starea de încărcare biaxială considerată) următoarea expresie a criteriului:

$$\frac{1}{X_1^2} \cdot X_2^2 + \frac{1}{X_2^2} \cdot X_2^2 + C \cdot X_2 \cdot X_2 + \frac{1}{X_{12}^2} \cdot 0 = 1$$

După efectuarea simplificărilor se ajunge la valoarea coeficientului căutat:

$$C = -\frac{1}{X_1^2} \quad (14)$$

Dacă se introduc coeficienții astfel calculați în ecuația (10), se ajunge la expresia finală a **criteriului energetic de rupere Tsai-Hill**, pentru materiale *ortotrope* aflate în *stare plană de tensiuni*, astfel:

$$\frac{\sigma_1^2}{X_1^2} + \frac{\sigma_2^2}{X_2^2} + \frac{\tau_{12}^2}{X_{12}^2} - \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_2}{X_1^2} = 1 \quad (15)$$

Se observă că în această ecuație nu se poate face o *distincție* aparentă între *rezistențele axiale de tracțiune/compresiune* ale materialului dar, în funcție de semnul tensiunilor normale principale ale stării de solicitare, în ecuație se pot introduce valorile potrivite ale rezistențelor respective, astfel:

$$X_1 = \begin{cases} X_1^T & \text{pentru } \sigma_1 > 0 \\ X_1^C & \text{pentru } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (16)$$

$$X_2 = \begin{cases} X_2^T & \text{pentru } \sigma_2 > 0 \\ X_2^C & \text{pentru } \sigma_2 < 0 \end{cases}$$

Învelitoarea stărilor limită de la acest criteriu de rupere reprezintă o reunire a unor porțiuni de suprafețe curbe de tip “membrană”, de formă complexă, delimitând un volum închis în spațiul tri-dimensional ($\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12}$); secțiuni plane din el se obțin pentru valori constante (fixate) k ale raportului (τ_{12}/X_{12}) dintre tensiunea tangențială principală și rezistența la forfecare în plan a materialului studiat.

În acest fel, ecuațiile acestor secțiuni învelitoare ajung la forma următoare:

$$\frac{\sigma_1^2}{X_1^2} + \frac{\sigma_2^2}{X_2^2} - \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_2}{X_1^2} = 1 - k^2 \quad (17)$$

Imaginea grafică se va obține prin reprezentarea unei astfel de *proiecții plane* a învelitorii stărilor limită; aceasta este relativ complexă, fiind formată din patru arce de elipsă (câte unul pentru fiecare cadran din sistemul de axe), având punctele lor de intersecție (două câte două) plasate chiar pe axele de coordonate σ_1 și σ_2 .

Mai trebuie discutat despre modul cum se poate aplica *criteriul Tsai-Hill* la solicitări care nu se dirijează pe axele principale ale materialului; dacă se consideră o încărcare uniaxială “dezaxată” sub unghiul θ față de axele principale ale lamelei, se poate propune (prin analogie cu cele prezentate la teoria tensiunilor maxime) să se evalueze *rezistența* ($\sigma_x^u = X_x$) lamelei la o *solicitare uniaxială* aplicată pe direcția x .

Se folosesc mai întâi relațiile (2), transformând tensiunea σ_x după axele principale ale materialului, apoi se imaginează, după modelul relației (3) sau (4) că în urma solicitării se ajunge ca fiecare tensiune principală să egaleze parametrul de rezistență respectiv; se exprimă astfel, prin acei parametri, rezistența X_x , apoi se fac înlocuirile corespunzătoare în ecuația generală (15) a criteriului Tsai-Hill.

Se ajunge astfel la o relație de estimare a rezistenței (X_x) a compozitului:

$$\frac{1}{X_x^2} = \frac{m^4}{X_1^2} + \frac{n^4}{X_2^2} + \left[\frac{1}{X_{12}^2} - \frac{1}{X_1^2} \right] m^2 \cdot n^2 \quad (18)$$

La fel ca mai sus, cu m și n sunt notate funcțiile trigonometrice (cosinus, sinus) ale unghiului θ dintre direcția x a solicitării și direcția armării; expresia permite estimarea unei valori a rezistenței compozitului la solicitarea axială pe orice direcție, înclinată față de fibrele de armare, dacă se cunosc valorile celor trei parametri principali ai rezistenței materialului care apar în membrul drept din relația (18).

Este de remarcat că, pentru *compozite de rezistență înaltă*, la care caracteristica X_1 de rezistență la tracțiune sau compresiune longitudinală este mult mai mare ca valoare, în raport cu rezistența la forfecare X_{12} , ecuația se restrânge la o *formă aproximativă*, mai simplă, în felul următor:

$$\frac{1}{X_x^2} \cong \frac{m^4}{X_1^2} + \frac{n^4}{X_2^2} + \frac{m^2 \cdot n^2}{X_{12}^2} \quad (19)$$

Această relație poate fi utilă pentru calcule rapide, fără pretenții asupra preciziei rezultatelor.

Concluzii cu privire la a treia teorie de rupere

Teoria de rupere **Tsai-Hill** are *avantajul* că se exprimă printr-un *criteriu unic*, față de un număr de trei subcriterii prin care se scriu condițiile de rupere la cele două teorii anterioare; prin aplicarea ei se ia în considerare în măsură apreciabilă *interacțiunea* dintre componentele tensiunilor principale σ_1 , σ_2 și τ_{12} , încât rezultatele estimărilor sunt mai aproape de datele experimentale, față de teoriile precedente. Există și un **dezavantaj** care nu poate fi neglijat - *nu se poate face* în mod direct *distincția* între folosirea rezistenței la *întindere* și la *comprimare* ale materialului; o atenuare se obține prin soluția ca parametrii de rezistență să se înlocuiască, în ecuația (15), în concordanță cu semnele tensiunilor normale din starea de tensiuni studiată, așa cum s-a specificat mai sus.

4. Teoria polinomială a tensorului interactiv (criteriul Tsai-Wu)

În ultimele decenii s-au cercetat *teorii generale* de rupere pentru materialele *anizotrope*, care să evite limitările teoriilor anterioare, încât să se poată prognoza rezistența materialului într-o stare generală de tensiuni, pentru care nu există date experimentale prealabile; se ajunge, în principiu, la un *criteriu* de forma unui *invariant* (o valoare numerică precizată), scris ca *sumă de termeni* în care apar, la diferite puteri, componentele tensorilor tensiunilor și/sau ai deformațiilor specifice.

O **teorie polinomială tensorială** s-a propus de Tsai și Wu, presupunând că există o *suprafață critică de rupere* în spațiul definit de tensiunile principale ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$); se face exemplificarea pe o *stare plană de tensiuni*, caz în care criteriul se exprimă în forma:

$$F_1 \cdot \sigma_1 + F_2 \cdot \sigma_2 + F_{11} \cdot \sigma_1^2 + F_{22} \cdot \sigma_2^2 + F_S \cdot \tau_{12}^2 + 2 F_{12} \cdot \sigma_1 \sigma_2 = 1 \quad (20)$$

Unul dintre avantajele importante ale teoriei provine din faptul că *termenii liniari* din această ecuație permit să se facă distincția, la înlocuire, între valorile *rezistențelor materialului* la tracțiune și comprimare, iar prin coeficientul F_{12} se ține seama și de *interacțiunea dintre tensiunile normale* σ_1 și σ_2 .

Pentru o stare concretă de încărcare, este necesar să fie particularizată expresia ecuației (20); trebuie deci stabiliți coeficienții F_i , de exemplu aplicând (imaginar) încercări mecanice elementare pe o lamelă din compozitul analizat; mai întâi, considerând o încercare de **tracțiune longitudinală** (uniaxială, pe direcția principală 1 a materialului) dusă *până la rupere*, aceasta va fi caracterizată de parametrii $X_1^T = \sigma_1^u$; $\sigma_2 = \tau_{12} = 0$

Ecuția de tip (20) se va scrie așadar sub forma:

$$F_1 \cdot X_1^T + F_{11} \cdot (X_1^T)^2 = 1 \quad (21)$$

În mod analog, o încercare (uniaxială) de **compresiune longitudinală** va fi particularizată prin valorile: $-X_1^C = \sigma_1^u$; $\sigma_2 = \tau_{12} = 0$

Prin înlocuirea lor în ecuația (20) se ajunge la expresia:

$$-F_1 \cdot X_1^C + F_{11} \cdot (X_1^C)^2 = 1 \quad (22)$$

Ultimele două ecuații formează un sistem, cu două necunoscute, din care se obțin valorile primilor doi coeficienți:

$$F_1 = \frac{1}{X_1^T} - \frac{1}{X_1^C}, \text{ respectiv } F_{11} = \frac{1}{X_1^T \cdot X_1^C} \quad (23)$$

Procedând similar, dar luând în considerare *încercări uniaxiale transversale* de **tracțiune** și de **compresiune** se obține a doua pereche de coeficienți:

$$F_2 = \frac{1}{X_2^T} - \frac{1}{X_2^C}, \text{ respectiv } F_{22} = \frac{1}{X_2^T \cdot X_2^C} \quad (24)$$

Urmând aceeași cale, pentru o încercare de **forfecare pură** dusă *până la rupere* se obține condiția:

$$F_s = \frac{1}{X_{12}^2} \quad (25)$$

Coeficientul F_{12} trebuie obținut printr-o **încercare mecanică** biaxială; folosind o încărcare normală egal biaxială, cu parametrii: $\tau_{12} = 0$; $\sigma_1^u = \sigma_2^u = X_{(1-2)}$ se ajunge la scrierea ecuației (21) sub forma următoare:

$$(F_1 + F_2) X_{(1-2)} + (F_{11} + F_{22} + 2 F_{12}) X_{(1-2)}^2 = 1 \quad (26)$$

*Notația $X_{(1-2)}$ din această relație reprezintă rezistența, care trebuie **determinată experimental**, a materialului studiat, la solicitarea de **întindere egală biaxială**, caracterizată prin condiția $\sigma_1 = \sigma_2$; această valoare numerică este relativ greu de stabilit, încât constituie principala dificultate în aplicarea prezentului criteriu de rupere.* În continuare, ecuația (26) poate fi rezolvată, pentru a găsi necunoscuta F_{12} , pe baza valorilor celorlalți coeficienți:

$$F_{12} = \frac{1}{2 X_{(1-2)}^2} \left[1 - X_{(1-2)} \left(\frac{1}{X_1^T} - \frac{1}{X_1^C} + \frac{1}{X_2^T} - \frac{1}{X_2^C} \right) - X_{(1-2)}^2 \left(\frac{1}{X_1^T \cdot X_1^C} + \frac{1}{X_2^T \cdot X_2^C} \right) \right] \quad (27)$$

Se remarcă interacțiunea foarte complexă a parametrilor de rezistență, în calculul acestui coeficient, ceea ce îl face și greu de obținut; totuși, pentru multe situații concrete de solicitare acest coeficient nu este hotărâtor, iar o valoare *aproximată* a lui este suficientă; de obicei se consideră acceptabilă, pentru estimarea lui, următoarea relație simplificată:

$$F_{12} \cong - \frac{1}{2 \sqrt{X_1^T \cdot X_2^T \cdot X_1^C \cdot X_2^C}} \quad (28)$$

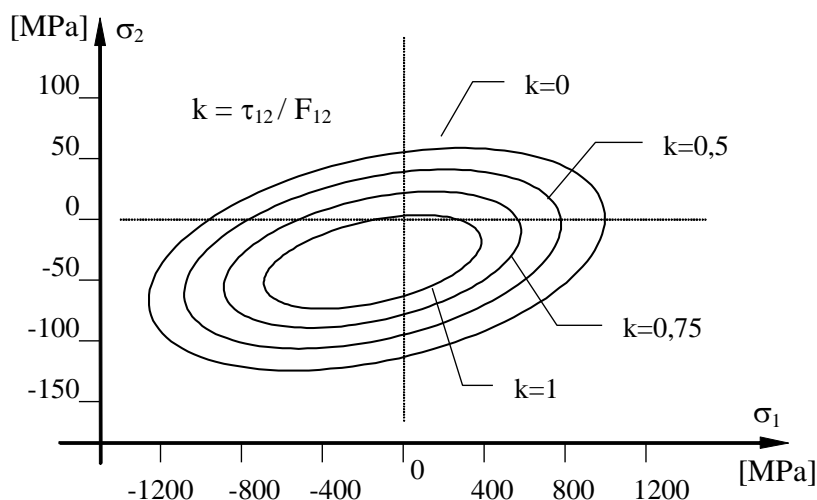
Se poate vorbi și despre *imagini grafice* pentru condițiile la limită date de această teorie; folosind forma redusă (20) a *criteriului Tsai-Wu* se obține ca *învelitoare a stărilor limită* un volum închis, apropiat de un elipsoid și plasat în sistemul de axe de $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12})$; pt. a reprezenta una dintre învelitori se apelează la secțiunile transversale ale ei, obținute intersectând volumul citat cu câte un plan perpendicular pe axa τ_{12} a tensiunilor tangențiale principale; se iau în considerare valori arbitrare, dar fixate, ale tensiunii de forfecare, de tip $\tau_{12} = k X_{12}$, (coeficientul k fiind mai mic decât unitatea!), iar ecuația învelitorii devine:

$$F_1 \cdot \sigma_1 + F_2 \cdot \sigma_2 + F_{11} \cdot \sigma_1^2 + F_{22} \cdot \sigma_2^2 + 2 F_{12} \cdot \sigma_1 \cdot \sigma_2 = 1 - k^2 \quad (29)$$

Dacă se atribuie factorului k diverse valori, între 0 și 1, se obțin în planul (σ_1, σ_2) reprezentări de forma unor *elipse alungite*, cu axele principale înclinate și deplasate față de axele de coordonate; o reprezentare concretă necesită calculul efectiv al coeficienților F_i din ecuația (29), folosind parametri de rezistență ai materialului pentru care se fac calculele estimative.

De exemplu, folosind procedura descrisă, proiecțiile plane ale învelitorii de rupere pentru un compozit cu matrice din rășină epoxidică, armat (unidirecțional) cu fibre lungi de sticlă E, cu parametri de rezistență cunoscuți, vor arăta ca în figura din pagina următoare.

În legătură cu reprezentarea stărilor limită date de un criteriu de rupere se reamintește că parametrii oricărei stări de solicitare (tensiunile normale principale σ_1 și σ_2) se vor reprezenta printr-un singur punct pe un desen având aspectul de mai sus; dacă acel punct se va afla *în afara* curbei închise care reprezintă învelitoarea (inclusiv pe conturul ei), se va înțelege că respectiva stare de încărcare este *periculoasă* (poate duce la rupere) pentru compozitul considerat, deci trebuie evitată; în schimb, stările reprezentate prin puncte din interiorul învelitorii pot fi preluate în siguranță de materialul supus evaluării, deci sunt permise.



Proiecții ale învelitorii stărilor limită, după criteriul Tsai-Wu, pentru un compozit sticlă E / epoxi, în stare de încărcare biaxială.

Concluzii cu privire la a patra teorie de rupere

Criteriul de rupere **Tsai-Wu** este relativ ușor de folosit și de adaptat la calcule automatizate; este *avantajos* întrucât conduce la predicții corecte privind *rezistența la solicitări biaxiale* a materialelor analizate; este remarcabil că, prin termenii liniari din expresia matematică a criteriului *se ține seama de diferențele între rezistențele la tracțiune și la compresiune* ale materialului, ceea ce se realizează prin puține teorii de rezistență. În plus, coeficientul care evaluează *interacțiunea dintre tensiunile normale* principale poate fi tratat ca mărime independentă și poate fi stabilit, dacă se poate face apel la date experimentale corecte și potrivite studiului respectiv; o **deficiență** a teoriei este că nu poate prognoza modul specific în care se va produce ruperea materialului.

Aspecte privind aplicabilitatea diverselor teorii de rupere

Cele patru teorii discutate sunt cele mai reprezentative și utilizate cel mai larg în practica proiectării de compozite dar, ca și la materialele omogene și izotrope, pentru fiecare material și stare de solicitare trebuie stabilit criteriul de rupere potrivit (care conduce la predicții credibile); valabilitatea și posibilitatea de a aplica o anumită teorie depind de ușurința punerii ei în practică și de gradul în care predicțiile ei se pot confirma prin rezultate experimentale disponibile; în cele ce urmează vor fi evidențiate (inclusiv prin intermediul unei sinteze, sub

formă de tabel) câteva caracteristici ale teoriilor descrise, grupate după trei criterii utile pentru aplicarea lor în tehnică.

Se consideră că *primele două teorii* sunt aplicabile în cazurile de comportare predominant **fragilă** a materialelor și pentru stări de solicitare care au punctele reprezentative plasate în *primul cadran* (tensiuni σ_1 și σ_2 de valori pozitive) al învelitorii stărilor limită; doar teoria deformației specifice maxime ia în considerare (în măsură relativ mică), interacțiunea dintre tensiunile principale de direcții diferite (prin prezența în relații a coeficienților Poisson); deși simple conceptual, cele două teorii nu sunt convenabile pentru calcule automatizate, în primul rând datorită celor trei subcriterii prin care sunt exprimate.

Criteriile *interactive* (incluzând teoriile *Tsai-Hill* și *Tsai-Wu*) se consideră aplicabile pentru o comportare predominant **ductilă** a materialului, la încărcări de forfecare și/sau de compresiune.

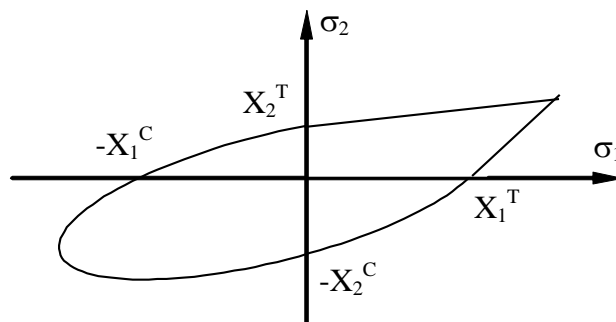
Teoria **Tsai-Hill** este adaptată pentru compozite eterogene *de tip fragil*, dar pentru fiecare cadran al învelitorii de rupere în planul σ_1 - σ_2 necesită date diferite de intrare, datorită inabilității teoriei de a apela automat și distinct la rezistențele materialului la tracțiune și la compresiune; coeficientul de interacțiune dintre tensiunile σ_1 și σ_2 este un factor important în aplicarea metodei, crescând acuratețea rezultatelor, dar reprezintă și un factor de complicare, încât pentru calcule în timp scurt se preferă să fie stabilit cu aproximație; o determinare precisă a lui impune să se realizeze experimental o formă de încercare *biaxială* de rezistență, cu folosirea unei aparaturi speciale de laborator.

Privire comparativă asupra teoriilor de rupere

Baze fizice	Convenabilitate operațională	Cerințe de date experimentale
Teoria tensiunilor maxime :		
Comportarea la tracțiune a materialelor fragile Tensiunile principale nu interacționează	Neconvenabilă (3 subcriterii)	Câțiva parametri, care se obțin prin încercări mecanice simple, unidirecționale, standardizate.
Teoria deformației maxime :		
Idem, cu o anumită interacțiune între tensiuni	Idem	Idem
Criteriul Tsai-Hill :		
Comportarea ductilă a materialelor anizotrope	Poate fi folosit în calculul automatizat	Pe lângă încercările mecanice uniaxiale, este necesară și una de tip biaxial.
Criteriul Tsai-Wu :		
Construcție matematică riguroasă	General, cuprinzător și ușor de aplicat	Parametri numeroși; necesită un program experimental coerent.

Teoria **Tsai-Wu** este bine fundamentată matematic și simplu de aplicat în practică; conține coeficienți suplimentari, care fac inclusiv distincția între rezistențele la compresiune și la tracțiune. Un aspect comun celor două criterii interactive privește coeficientul F_{12} , care poate fi aproximat, sau poate fi determinat mai precis, dacă sunt condiții pentru a efectua încercarea mecanică biaxială; de fapt, trebuie subliniat că, pentru stabilirea numeroșilor parametri de

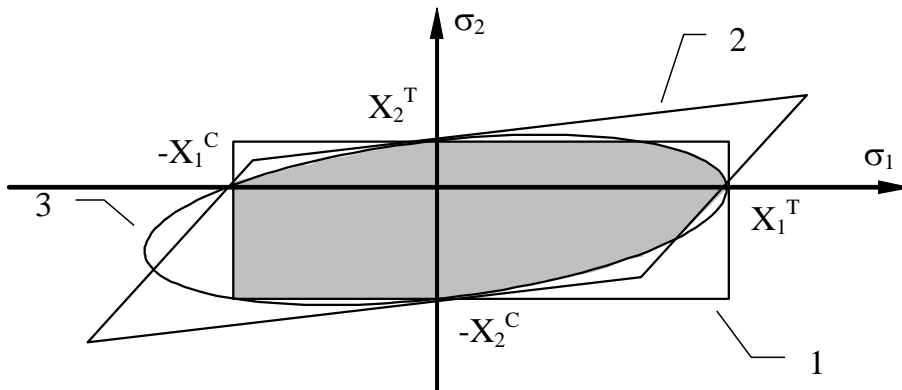
rezistență folosiți în exprimarea criteriului, este necesar să fie stabilit un *program cuprinzător pentru caracterizarea experimentală* a materialului.



Trebuie făcută observația că, pentru multe materiale anizotrope, folosirea pentru estimări a unei singure teorii de rupere nu este de obicei mulțumitoare (așa este cazul acelor compozite care prezintă “tregeri” între comportarea fragilă și cea ductilă, după tipul solicitării pe care o preiau), fiind necesare criteriile de rupere *combinat*e sau *hibride* pentru a le prognoza comportarea; de exemplu (așa cum se arată în figura de mai sus), pentru primul cadran din planul σ_1 - σ_2 se poate folosi teoria deformațiilor specifice maxime, iar pentru celelalte cadrane – o teorie de tip interactiv; în consecință, învelitoarea stărilor limită va avea o formă adaptată, din porțiuni de învelitori ale criteriilor combinate în respectiva analiză.

O problemă dificilă, în legătură cu verificarea viabilității teoriilor de rupere este aceea că datele experimentale disponibile pentru confirmarea predicțiilor teoretice provin de obicei din stări de încărcare din primul cadran (cu tensiuni normale principale pozitive), care sunt relativ simplu de pus în practică (de exemplu folosind încercări de tracțiune dezaxată); pentru astfel de solicitări toate cele patru teorii par să conducă la predicții satisfăcătoare, dar pentru stările de încărcare din celelalte cadrane apar diferențe mai importante între rezultatele date de diferite criterii (există o influență negativă a prezenței unor tensiuni normale de compresiune, asupra împrăstierii datelor experimentale). Pe de altă parte, pentru stările de încărcare *biaxiale* datele experimentale disponibile sunt relativ puține, dar cazurile în care au fost posibile verificări experimentale au arătat că teoria Tsai-Wu este cea mai potrivită.

În fine, pentru situațiile de solicitare în care nu se poate prevedea comportarea materialului și modul de rupere, se folosesc simultan în estimări cele patru teorii; se fac calculele pentru fiecare în parte, apoi se reprezintă imaginea grafică a tuturor criteriilor considerate; pentru exemplificarea din figura de mai jos s-au folosit teoria tensiunilor maxime (1), cea a deformației specifice maxime (2), respectiv criteriul Tsai-Wu (3); *învelitoarea globală de rupere* a diverselor teorii, pentru starea analizată, se obține reunind porțiunile ce pot fi admise ca “acoperitoare” pentru toate domeniile găsite; punctele stărilor de încărcare permise sunt în interiorul acestor domenii, deci pentru îndeplinirea simultană a condițiilor de admisibilitate se alege, de pe granițele stărilor limită ale celor trei criterii, punctele care se află la cele mai mici distanțe față de originea axelor.



Pentru situația de material și de încărcare reprezentată în sistemul de axe din figură se ajunge la o învelitoare globală de forma domeniului închis hașurat; se observă cum diferitele segmente de pe granițele domeniului sunt date, succesiv, de câte o porțiune din învelitorile de rupere ale celor trei teorii folosite în analiză.

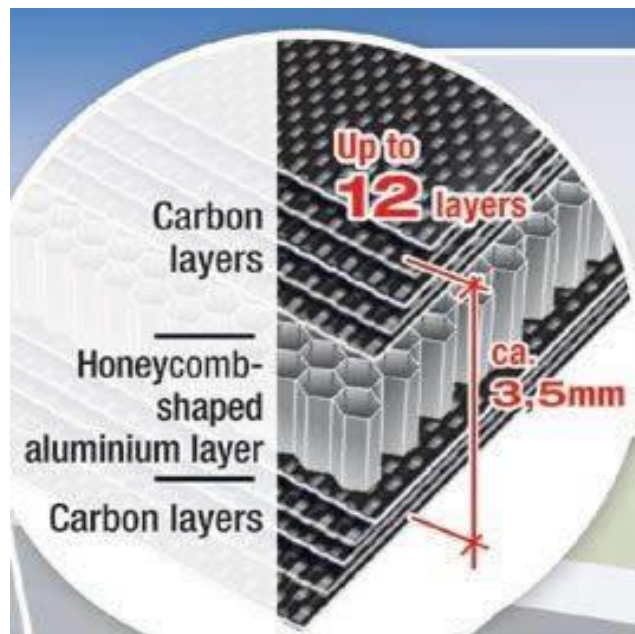
12. PERSPECTIVE ÎN FABRICAREA DE MATERIALE ȘI STRUCTURI COMPOZITE

Așa cum a rezultat din capitolele anterioare, materiale și structuri compozite au fost folosite mereu de oameni, începând chiar cu banalii chirpici, despre care există atestări diverse, din epoci foarte vechi. Cei mai recentți 100 de ani au adus însă evoluții surprinzătoare și tot mai spectaculoase, inclusiv pentru acest domeniu vast, iar progresele continuă, într-un ritm rapid, cum nu a mai fost cunoscut în istoria științei și tehnologiilor. În cele ce urmează vor fi sintetizate informațiile de bază despre doar câteva categorii de compozite, care sunt intens discutate și analizate în prezent, întrucât le este atribuit un potențial mare de dezvoltare pentru anii care vin.

Compozite hibride

Sunt denumite **hibride** acele materiale compozite pentru fabricarea cărora se folosesc cel puțin două materiale de armare diferite, introduse de obicei într-o matrice polimerică (de tip rășină).

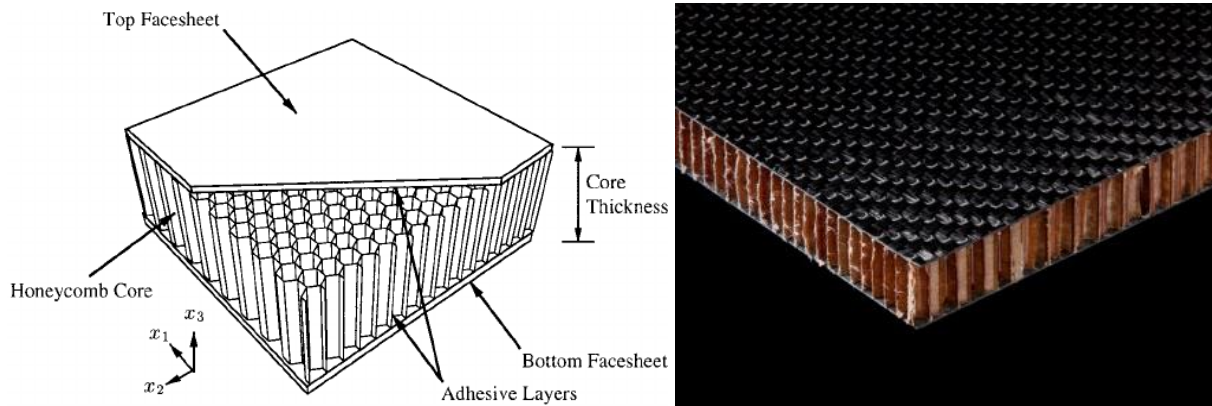
Cercetări sistematice asupra compozitelor hibride au început acum câteva decenii, fiind concentrate în principal pe combinații de fibre de carbon și de sticlă; se urmărește micșorarea, pe această cale, a costurilor de producție, prin folosirea fibrelor mai ieftine de sticlă, plasate în acele zone ale structurilor compozite în care starea de solicitare nu se află la un nivel înalt.



Placă sandwich (rigidizată prin încălzire, sub presiune) formată din două straturi de compozit (rășină epoxidică armată cu fibre de carbon), placând o structură de „faguri” din tablă de aluminiu.

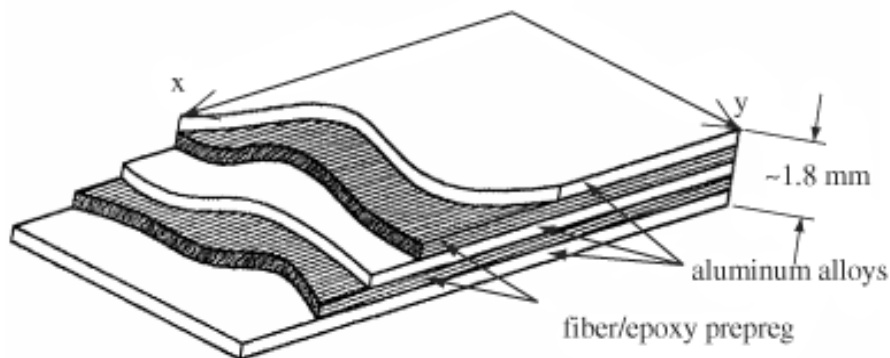
Domeniul materialelor compozite hibride este foarte larg și include mai multe *sub-categorii* de compozite:

- structuri de tip **sandwich** – cea mai simplă variantă a acestora se obține cu un strat dintr-un anumit material, plasat *între două straturi* din alt material (ca în figura alăturată);
- structuri hibride **interstrat** - stratificate alternând două sau mai multe tipuri de fibre de armare, amestecate într-un mod regulat, rezultând structuri și compoziții *diferite de la un strat la altul* din compozit;
- structuri hibride **intra-strat** - mănunchiuri (tows) din două sau mai multe tipuri de fibre sunt amestecate, *în fiecare strat*, în mod regulat sau întâmplător;



- structuri hibride „fibră cu fibră” - fibrele de armare sunt combinate, în aceste structuri, într-un mod *cât mai arbitrar* posibil, astfel încât să nu existe în compozit concentrații ale unui anumit fel de fibre.

Stratificatele cu fibre și metale (FML = Fiber Metal Laminates) sunt materiale *hibride* formate din straturi *alternate* de metal și de PMC (Polymer Matrix Composite) – armat cu fibre; aceste structuri combină avantajele metalelor (caracter izotrop, portanță mecanică, rezistență la impact, ușurință de fabricare și reparare) cu acelea ale materialelor armate cu fibre (rezistență și rigiditate de valori *specifice* înalte, rezistență la oboseală excelentă), încât posedă inclusiv rezistență la flacără și la coroziune, proprietăți bune de izolare și de amortizare a vibrațiilor, plus durabilitate înaltă.

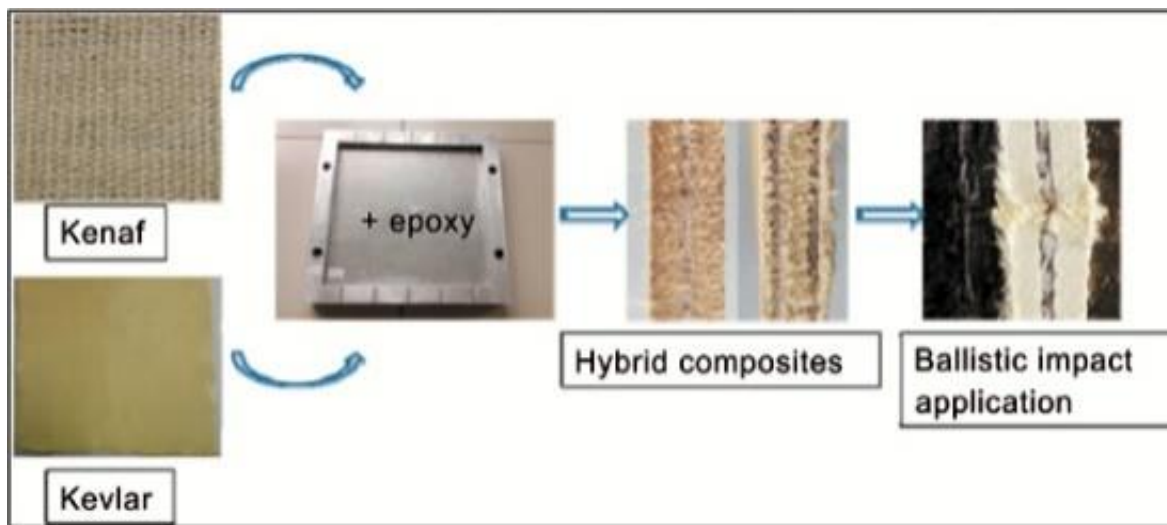


Configurația schematizată a unui compozit hibrid de tip metal/epoxid/fibre continue

Combi-națiile din această categorie au fost inițiate și dezvoltate în mod special ca **structuri pentru domeniul aviației**; cele mai obișnuite se prezintă sub forma unor laminare de aluminu ranforsate cu fibre aramidice (ARAL), cu fibre de carbon (CARAL), sau cu fibre de sticlă (GLARE); se produc și variante pe bază de titan sau de magneziu. S-a avut în vedere înlocuirea unor structuri secundare din avioanele civile, prin compozite armate cu fibre nemetalice (C, sticlă, Kevlar, sau hibride din acestea), care în prezent au ponderi importante în construcția avioanelor, cu rezultate spectaculoase în privința reducerii greutății lor, adică și a consumurilor de combustibili.

Compozite armate cu fibre naturale

Sub denumirea FPCs (Fiber Plastic Composites) sunt cunoscute compozitele cu matrice polimerică armate cu *fibre din plante* (câneapă, in, iută, sau plante tropicale - sisal, kenaf, palmier), combinate sau nu cu diverse tipuri de fibre sintetice; aceste variante de compozite hibride sunt intens cercetate în prezent, fiind avute în vedere pentru numeroase și diverse aplicații, datorită calităților favorabile și unor avantaje importante pe care le au, față de fibrele sintetice – densitate relativ mică, cost mic, daune mai mici aduse echipamentelor de procesare, valori bune ale proprietăților mecanice relative, posibilități crescute de finisare superficială a pieselor din compozit fabricate prin turnare, accesibilitate – întrucât provin din resurse regenerabile și abundente, flexibilitate la procesare, biodegradabilitate, efecte nocive minime asupra sănătății oamenilor.



Exemplu de compozit hibrid (fibre naturale + aramidice) pentru structuri de protecție antiglonț.

Compozite hibride folosite în aplicații structurale

Componente de automobile – pentru cele mai multe dintre acestea se folosesc în mod curent fibre de sticlă, combinate cu fibre de carbon și aramidice, toate fiind însă nedegradabile și



greu de reciclat; s-a constatat că fibrele naturale din plante reprezintă alternative viabile pentru fibrele sintetice; pentru a crește economicitatea, se folosesc de obicei rășini termoplastice reciclate, mai ales la fabricarea unor elemente secundare de caroserii sau a altor componente care nu sunt fundamentale în asigurarea funcționalității unui automobil; Mercedes-Benz a inițiat de exemplu folosirea plasticelor

armate cu fibre de iută pentru placarea la interior a ușilor de la modelul din clasa E; mulți alți fabricanți importanți au folosit și ei bio-fibre pentru diverse componente (scaune, plăci ale portierelor și bordului, bare de protecție, elemente izolatoare etc).

Compozite de tip FRP se folosesc tot mai mult și în domeniul de **construcții navale**, pt o gamă largă de structuri ale bărcilor și vapoarelor, inclusiv echipamente ale navelor mari (fregate, distrugătoare, port-avioane, submarine).

În domeniul **infrastructurilor din construcții**, analiza deteriorării structurilor din beton armat și oțel a dus la dezvoltarea unor materiale și metode de *reabilitare structurală*, având în vedere faptul că înlocuirea acestor structuri ar fi foarte costisitoare și aproape prohibitivă; compozitele FRP (întrucât au rezistențe și rigidități specifice înalte, rezistență excelentă la coroziune, durabilitate bună) sunt alternative viabile la materialele clasice de construcții, în diferite aspecte structurale, încât s-a ajuns la consolidarea unor construcții existente sau la construcții noi de infrastructură folosind în întregime FRP.

Se apreciază că sunt folosite pe scară largă în SUA, Canada, Elveția, Japonia, de exemplu pentru a micșora efectele de deteriorare legate de sare – exercitate de apa de mare, de zăpadă, dar și de substanțele folosite pentru a favoriza topirea gheții și zăpezii care se adună pe drumuri. Grinzile de tip profile laminate din compozite FRP sau hibride s-au dovedit promițătoare pentru podurile pietonale de mică deschidere, mai ales aflate în medii marine; pot reprezenta, de asemenea, opțiuni competitive și sustenabile pentru a accelera construirea acelor categorii de poduri.



Componente pentru sectorul energetic – cele mai multe pale de elice pentru turbinele eoliene sunt fabricate în prezent din matrici epoxidice sau de poliester care înglobează fibre de sticlă, dar se folosesc și compozite carbon/epoxi, carbon/sticlă/epoxi, sau lemn/epoxy; folosirea acestor materiale compuse s-a extins, odată cu creșterea mărimii rotoarelor de la aceste turbine, mărime care este în continuare limitată de costul ridicat și de provocările tehnologice de fabricare.

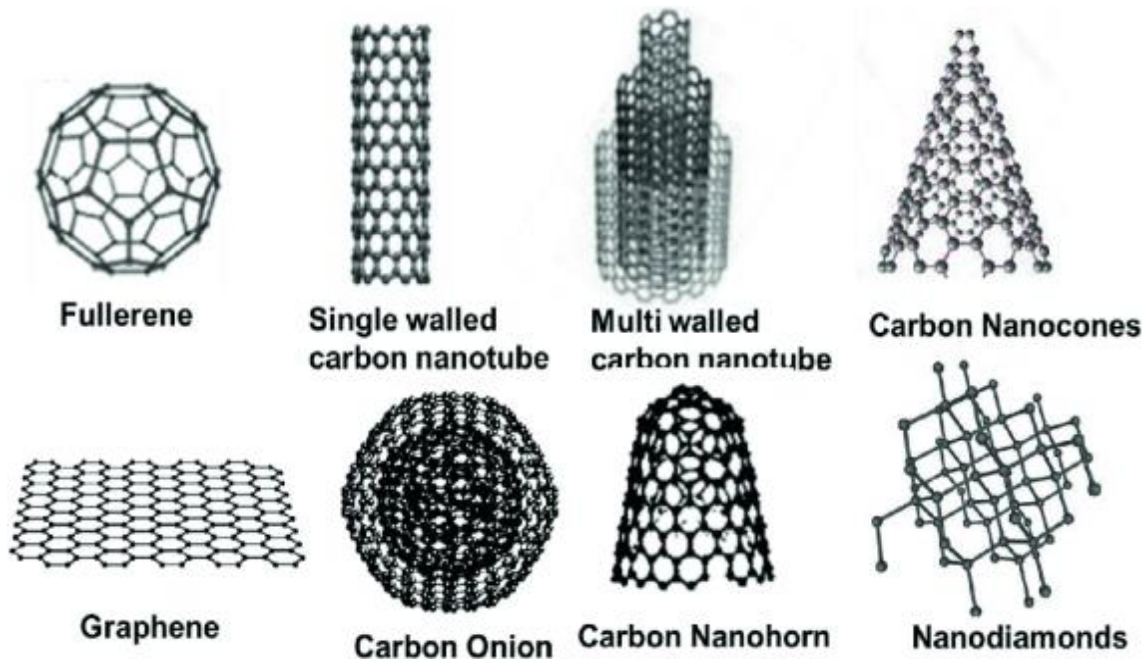
Echipamentele sportive moderne se fabrică mai ales din materiale cu rezistență specifică mare, durabilitate excelentă, densitate mică; aceste calități sunt regăsite din plin la compozitele armate cu fibre C/sticlă/Kevlar, dar și cu nano-materiale pe bază de carbon (CNT, nano-argile, nano-particule, fulerene), care sunt de mare interes pe această piață; astfel de componente ale echipamentelor sportive (croșe de golf și de hochei, rachete de tenis și squash, caiac-canoe, padele, plăci pentru surf, undițe, plăci de snowboard, schiuri, căști, pantofi pentru alergări, cadre de bicicletă) realizate din materiale compozite se fabrică, în mod frecvent, prin procedee de înfășurare filamentară.

Compozite cu elemente de armare nano-metrice (nano-compozite)

Compozite bazate pe varietăți de carbon (Carbon Nano-Materials - CNMs)

Carbonul este unul dintre primele elemente descoperite și folosite de oameni, iar formele lui alotrope clasice au fost (pentru câteva mii de ani) grafitul, diamantul și carbonul amorf (la care se adaugă și negrul de fum); câteva noi varietăți, cu o mare diversitate morfologică (nano-diamant, nano-fibre de carbon, *fulerene*, *nanotuburi de carbon* - **CNT**, *grafen* și derivate ale lor) au fost descoperite în ultimii 35 de ani, reprezentând realizări cu totul excepționale pentru cercetările din domeniul științei materialelor. Aceste varietăți sunt tot mai importante în tehnica actuală de mare performanță, întrucât manifestă calități unice (arii superficiale mari, gamă largă de porozități, stabilitate fizico-chimică, reactivitate chimică la suprafață, proprietăți favorabile mecanice și electrice).

CNM sunt recunoscute ca având un mare potențial de a dezvolta materiale noi, pentru o varietate de aplicații care se bazează pe fenomene produse la nivel nano-metric – absorbanți, catalizori, baterii, condensatoare (capacitori), celule solare fotovoltaice, celule combustibile, senzori/bio-senzori electro-chimici, materiale medicale, suporturi pentru imobilizarea bio-macro-moleculilor, transportatori de substanțe medicamentoase în interiorul organismelor.



Reprezentări schematice ale noilor varietăți de carbon.

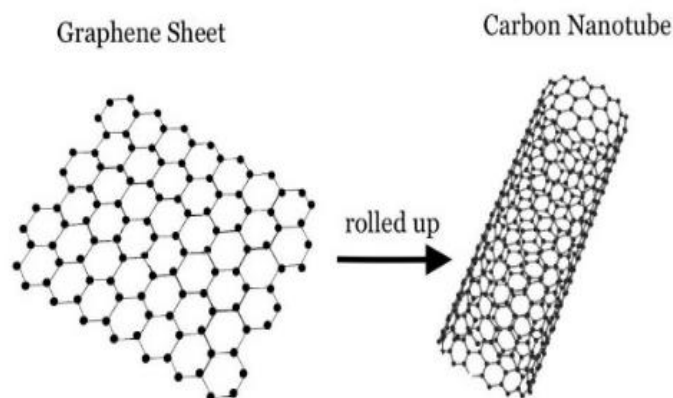
Varietățile de carbon au atras atenție semnificativă și în aplicații electro-chimice, prin ușurință de utilizare, abundență, stabilitate și caracter relativ neagresiv față de mediu. Sunt de exemplu considerate foarte promițătoare pentru fabricarea de **electrozi de mare putere**, folosiți la stocarea și conversia catalitică (electro-chimică) a energiei (super-capacitoare), întrucât posedă arie superficială mare și ușor accesibilă (accesibilitate electrolitică), porozitate înaltă, conductivitate electrică și termică foarte bună, stabilitate la temperaturi înalte, preț accesibil (față de alte variante de realizare), extraordinară stabilitate mecanică și chimică, abundență,

netoxicitate. Se folosesc pe scară largă și în alcătuirea unor structuri de tip **senzor**, pentru că au excelente abilități conductive și electro-catalitice, activitate superficială înaltă și bună biocompatibilitate.

Prima dintre aceste noi forme alotropice de carbon a fost identificată în 1985 (aducând autorilor premiul Nobel, pentru chimie, în anul 1996); această variantă există în formă moleculară discretă (adică individualizată) și constă din învelișuri *sferice* (goale la interior) alcătuite din câte 60 de atomi de carbon, astfel încât o moleculă este notată **C₆₀**; este vorba despre grupuri de atomi de carbon, legați între ei câte 6 sau câte 5, adică formând configurații hexagonale și pentagonale; fiecare moleculă cuprinde 20 de hexagoane și 12 pentagoane, dispuse în așa fel încât să nu existe două pentagoane învecinate; în consecință, suprafața are simetria și aspectul unei mingi de fotbal.

Materialul a fost denumit „buckminsterfullerene”, în onoarea arhitectului R. Buckminster Fuller, cel care (în anii '60) a inventat *domul geodezic* (preluat în designul mingilor); fiecare moleculă C₆₀ are imaginea acestui dom, primind și denumirea prescurtată de „buckyball”; există și alte variante, de pildă molecula C₇₀ – similară celei de mai sus, dar mai mare și oarecum „strânsă în talie”. Moleculele de ordin inferior sau superior lui C₆₀ prezintă abateri de la structura domului geodezic, încât sunt mai puțin stabile decât varianta de bază, dar sunt compuse în principal tot din pentagoane și hexagoane de atomi de carbon.

Pentru clasa de materiale având acest tip de molecule se folosește termenul generic de **fulerene**; această familie mai cuprinde nano-tuburile de carbon (**CNT**), nano-carbonii „onionici” (structuri fulerenice *multistrat*) și alte nano-particule de carbon (cu structuri de tip cușcă închisă, cu pereți din unul sau mai multe straturi), având forme diverse. Toate au o structură moleculară proprie, alcătuită din unul sau mai multe straturi „grafenice”, adică straturi de atomi de carbon, în principiu grupați în rețele de hexagoane (asemănătoare cu straturile din structura de grafit, dar și din negrul de fum). Curbarea acestor grafene se datorează (de obicei) prezenței, ca defecte de structură, a unor inele carbonice pentagonale sau heptagonale. Este important de observat că toate aceste materiale, la fel ca diamantul și grafitul, au structurile formate numai din atomi de carbon!



Descoperirea **CNT** în 1991 a deschis o eră nouă în știința materialelor, încât au devenit unul dintre cele mai atractive subiecte în nano-tehnologii; reprezintă forme alotropice de carbon cu nano-structură *cilindrică* și coeficienți de formă (raport L/D) de valori uriașe (depășind 100 de milioane), semnificativ mai mari decât la orice

alt material cunoscut; una dintre calitățile lor principale este aceea că sunt de cel puțin 100 de ori mai puternice ca oțelul, deși au o densitate de 6 ori mai mică!

Aceste nano-structuri pot fi formate dintr-un **singur strat** (*single-walled SWCNTs*) de atomi de carbon (plasați în structuri hexagonale de tip fagure), înfășurat ca tub cilindric (așa

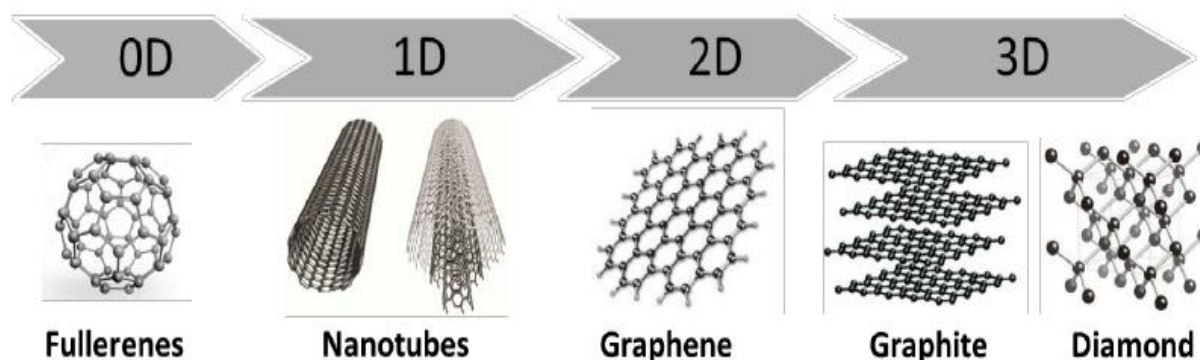
cum se arată în figura alăturată), sau pot avea **pereți multipli** (MWCNTs = *multiwalled*), fiind deci reuniri de **tuburi concentrice** (goale la interior) cu diametre crescând la nesfârșit; pot merge de la un tub interior (cu diametrul de câțiva nanometri) și unul exterior (DWCNTs = *double-walled* nanotube) până la 100 de tuburi sau mai multe (cu diametre de zeci de nanometri și lungimi de ordinul micrometrilor). Se ajunge astfel la un raport foarte bun între suprafața exterioară și volum.

Nano-tuburile sunt în principiu sintetizate folosindu-se trei metode de bază: descărcare cu arc electric, ablațiune/vaporizare cu laser (obținând calitate înaltă – defecte puține, cristalinitate înaltă, coeficienți de formă de valori foarte mari), respectiv CVD (Chemical Vapour Deposition) (folosită cel mai frecvent pentru CNT comercializate); indiferent de metodă, anumite impurități metalice rămân în probe și afectează proprietățile CNT, chiar și după aplicarea unor procedee de purificare; proprietățile finale ale compozitelor armate cu CNT sunt puternic influențate de puritate, calitate, coeficient de formă și natura impurităților.

CNT se pot folosi ca *elemente de armare* în aproape orice material, datorită tocmai acelor proprietăți fizice unice; un dezavantaj în această privință este că au tendința de agregare în mănunchiuri și de dispersare defectuoasă, de exemplu într-o matrice organică; apare necesară modificarea superficială a CNT pentru a le solubiliza, dar și pentru a le scădea toxicitatea și a le crește bio-compatibilitatea, atunci când se folosesc în aplicații medicale.

Grafenul este cel mai puternic și mai subțire material, concretizat într-un cristal 2-D (adică plan), compus dintr-un *singur strat de atomi de carbon*, așezați într-o rețea de tip fagure, cu inele hexagonale de câte 6 atomi; are deci grosimea de 1 atom și se obține destul de ușor, din grafit; prezintă proprietăți foarte bune electrice (excelentă mobilitate conductivă), termice, morfologice și mecanice, modul de elasticitate excepțional, arie specifică foarte mare; apare deci ca foarte potrivit pentru a fi folosit în componența diverselor dispozitive electronice de mare performanță, dar și în bio-științe și bio-tehnologii.

A fost descoperit în 2004 (autorii primind premiul Nobel, pentru fizică, în anul 2010), atunci când s-au obținut straturi independente de grafit, folosindu-se benzi adezive în scopul de a desface cristalul de grafit în fragmente mereu mai subțiri, până când s-a ajuns la plane atomice individuale; s-au creat astfel arii noi de cercetare în fizica materiei condensate și în știința materialelor, după care s-a ajuns în moduri tot mai spectaculoase la lărgirea și diversificarea aplicațiilor tehnologice.



Stările alotropice ale carbonului, clasificate după caracteristicile lor dimensionale.

Atomii de carbon exteriori ai acestor straturi au mare reactivitate chimică, fiind și mult mai numeroși față de cei de la CNT. Rezistența mecanică a grafenului este de peste 100 de ori mai mare decât a unor ipotetice filme de oțel de aceeași grosime, iar modulul de elasticitate este de aprox 1 TPa (unul dintre cele mai puternice materiale testate vreodată!). Se cercetează intens și pe scară largă, și se prevede un mare viitor pentru diverse aplicații (sugerate în schema alăturată) în domeniul construcțiilor auto și aerospațiale, dar și pentru bio-senzori, electronică, celule solare, dispozitive de stocare și de conversie a energiei.



Este foarte interesant de evidențiat faptul că grafenul poate fi privit ca element constructiv de bază pentru CNM care au orice alte caracteristici dimensionale: așezat în *straturi suprapuse* formează **grafitul 3D**, *rulat* formează **CNT** (considerate uni-dimensionale), iar *curbat și închis* formează **fulerene** (numite și zero-dimensionale!).

Până în prezent s-au propus mai multe metode fizice și chimice pentru a produce grafen individual sau derivate ale sale – exfoliere mecanică a unui bloc de grafit, creștere epitaxială pe SiC, creștere epitaxială prin CVD a unor grupări H-C pe un substrat de metal, desfacerea CNT, sau reducția chimică a oxidului de grafit. Exfolierea mecanică a grafitului pirolitic puternic orientat este considerată cea mai populară și de succes, pentru a obține straturi singulare sau câteva straturi de grafen.

Dacă scopul este de a se obține (în producție de masă) grafen folosit în aplicații electronice, se au în vedere cele 2 metode de creștere epitaxială, plus reducția chimică a oxidului de grafit – metodă folosită în aplicații electro-chimice, deși grafenul astfel obținut conține de obicei defecte structurale numeroase și grupe funcționale dezavantajoase.

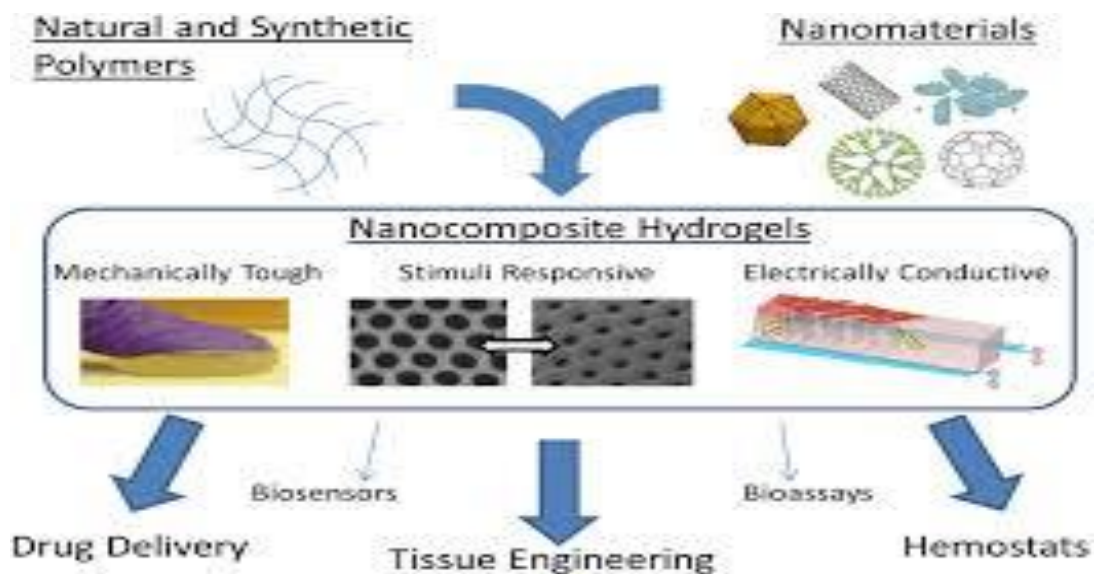
Față de CNT, grafenul are **avantaje** potențiale precum cost mic, arie superficială mare, ușurința de procesare și siguranță (nu conține impurități metalice, ca CNT); este foarte

atractiv pentru producerea de bio-senzori bazați pe enzime – datorită transferului excelent de electroni favorizează activitatea enzimelor, având și o comportare catalitică remarcabilă față de micile bio-molecule.

Grafenul și derivatele lui se studiază pe scară largă în domeniul fabricării de senzori de gaze, structuri sintetice (țesuturi) din bio-inginerie, materiale avansate pentru stocarea de energie; trebuie observat că grafenul este foarte special prin micro-structura lui plană, legăturile puternice C-C și proprietățile excelente pe care aceste legături le induc (la care se adaugă o bună bio-compatibilitate). Prin realizarea unor modificări infimitezimale de micro-structură, se pot obține tipuri diferite de materiale pe bază de grafen.

Compozite polimerice hibride (HPCMs) conținând nano-materiale de carbon

Există un interes evident și crescând pentru dezvoltarea unor compozite cu structuri *ierarhizate* (numite și *nano-structurate*, sau compozite *multi-scală*), în care un ranforsant de tip **nano** – de exemplu CNT - este cuplat cu fibre *convenționale* (adică la scară **micro**-); CNT reprezintă unul dintre cei mai eficienți nano-ranforsanți pentru matrici *polimerice*, având valori extrem de înalte de rezistență și rigiditate la tracțiune, coeficienți de formă de valori foarte mari, flexibilitate mare și densitate mică.



Nano-compozite cu matrice de hidrogel și elemente de armare nanometrică
(plus exemple de aplicații tipice).

Schema de mai sus sintetizează, grupate pe **domenii**, cele mai importante aplicații practice ale nano-materialelor de carbon, de cele mai multe ori înglobate în compozite:

- **energie** (de ex. în construcția bateriilor performante) – unde sunt importante prin conductivitatea electrică înaltă, efectele catalitice și aria specifică de valori mari;
- **electronică** (de ex. în diversele tipuri de ecrane) – pe lângă conductivitate, sunt avantajate de transparența la diverse categorii de unde, dar și de costurile reduse de punere în operă;
- **agricultură** (nano-biosenzori, fabricarea de pesticide) și **biologie** (fabricarea de proteze);
- fabricarea unor feluri diverse de **scule** – avantajate de elasticitatea înaltă, densitatea mică, plus posibilitățile de control nano-metric al structurii obținute.

Față de alte nano-elemente de armare – nano-whiskere SiC sau nano-particule anorganice (care de exemplu sunt crescute pe fibre, cu scopul de a le întări interfața cu matricea), nanotuburile de carbon au diametre mai mici, densitate mai mică, aliniere mai ușoară în structură, proprietăți mecanice mai bune, arie superficială mai mare și coeficient mai mic de dilatare termică. Se apreciază că adăugarea de CNT în FRP reduce limitările asociate cu proprietățile dominate de matrice, realizând ranforsare atât intra- cât și inter-laminară; s-a mai observat și că îmbunătățesc rezistența la delaminare și proprietățile mecanice „pe grosime”; în plus, duc și la creșterea T_g (pragul de tranziție vitroasă – caracteristică a matricii compozitului) și la scăderea coeficientului de dilatare termică.

Materiale și structuri compozite multi-funcționale

Sunt denumite structuri **inteligente** (sau *adaptive*, sau *funcționale*) – cele care sunt capabile de a *sesiza* prezența unor diverși stimuli externi (modificări de presiune, viteză, densitate sau temperatură), de a *procesa* acele informații și apoi de a *răspunde* în timp real, în manieră controlată, stimulilor respectivi; diverse genuri de aplicații folosesc mai multe feluri de senzori și de elemente de comandă (actuatori), bazate pe materiale piezo-electrice, pe unele cu memoria formei (Shape Memory Alloys - SMA), pe materiale electro- și magneto-strictive, sau pe fibre optice; ca un exemplu clasic, la NASA a fost dezvoltat un compozit SMA hibrid cu aliaj Ni-Ti (nitinol) în matrice de **compozit** sticlă-epoxi; s-au mai introdus actuatori SMA în laminate (prepreg-uri sticlă/epoxi, sau Kevlar/epoxi), având ca scop obținerea unor structuri auto-comandate.

În comparație cu **aliajele** și **ceramicile** cu memoria formei, **polimerii** cu memoria formei (Shape Memory Polymers - SMPs) au avantajul unor densități mici, cost redus, ușurință de fabricare, modificare ușoară de formă, bio-degradabilitate, puncte de tranziție vitroasă reglabile în intervale extinse; au în schimb capacitate relativ mică de modificare memorată a formei; compozitele bazate pe acestea (SMPCs) sunt studiate cu scopul de a îmbunătăți caracteristicile SMPs.

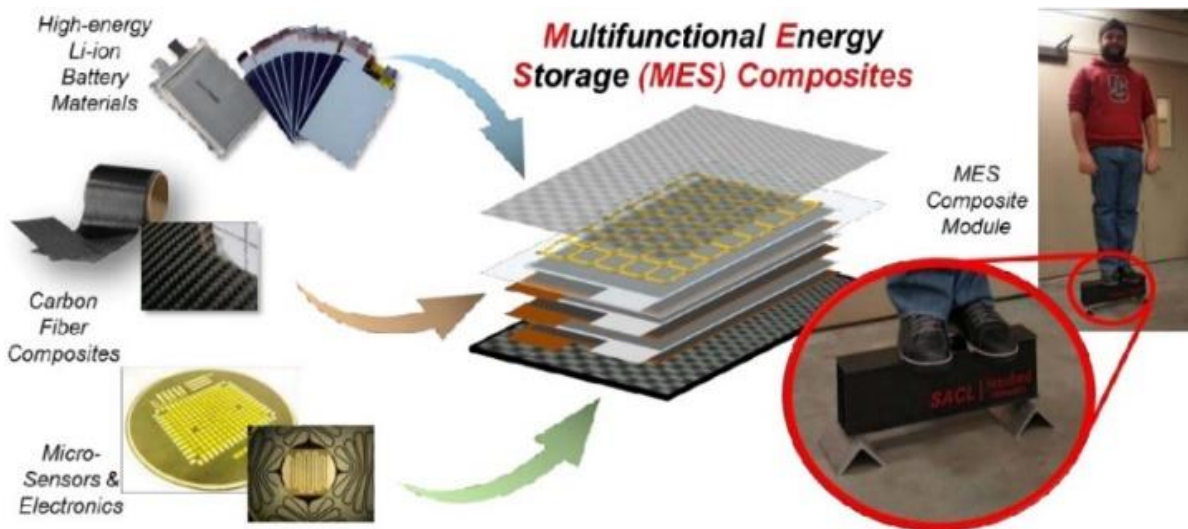
În legătură cu compozitele polimerice trebuie subliniat că ele sunt avantajoase, în principiu, față de structurile metalice, dar au și anumite neajunsuri severe, de exemplu în ce privește răspunsul la propagarea undelor, detecția și modelarea defectelor, realizarea îmbinărilor, prognozarea duratei de viață la oboseală, necesitatea unor pretensionări; se folosesc curent la fabricarea de componente din industria aero și se extind la alte domenii, incluzând transporturile (căi ferate, nave, auto), sau construcțiile civile și industriale.

Trebuie menționat în acest context faptul, devenit evident la puțin timp după extinderea utilizării de compozite clasice cu matrici polimerice, că în cele mai multe cazuri ele nu răspund în totalitate cerințelor mereu crescânde ale diverselor categorii de aplicații inginerești, încât în mod natural a apărut necesitatea de rezolvare, prin inovare, a acestor deficiențe, de exemplu sub forma realizării unor *compozite polimerice hibride* (**HPC**); este ușor de înțeles că prin folosirea acestora se poate ajunge la performanțe de neatins pentru compozitele polimerice obișnuite – precum rezistență și rigiditate la tracțiune, rezistență la șoc și la comprimare, stabilitate termică.

Dezvoltarea acestor compozite noi este destinată unor domenii de mare performanță, care includ și materiale *inteligente* și *funcționale*; pe de altă parte, crește și interesul în dezvoltarea de materiale și structuri **multi-funcționale**, caracterizate prin:

- (1) îndeplinirea unor funcții structurale multiple, în vederea cărora trebuie să posede rigiditate și rezistență mecanică de valori ridicate, capacitate de amortizare a vibrațiilor, tenacitate mare la rupere;
- (2) structuri care preiau încărcări mecanice, având și capacitate de control pentru zgomote și vibrații, de izolare termică, de auto-reparare, sau de acumulare și stocare de energie;
- (3) reunire a primelor două, au drept componente materiale, compozite și structuri multi-funcționale; proprietățile finale sunt conferite atât de materialele utilizate, cât și de particularitățile structurii realizate.

Multi-funcționalitatea este perfect exemplificată de **CNT**, care au în mod inerent rezistență mecanică înaltă și conductivitate electrică, astfel încât pot să asigure simultan îndeplinirea unor funcții de comandă și de senzori; tot multi-funcționalitate se obține prin introducerea de CNT în polimeri, de exemplu în combinații cu pulberi de fier, care conferă rezistență mecanică și conductivitate electrică; în mod similar, înglobarea unor astfel de particule în polimeri „imprimați” (fabricați prin imprimare 3D) sau aflați în stadiu de micro-gel duc la fabricarea de *nano-compozite multifuncționale*.



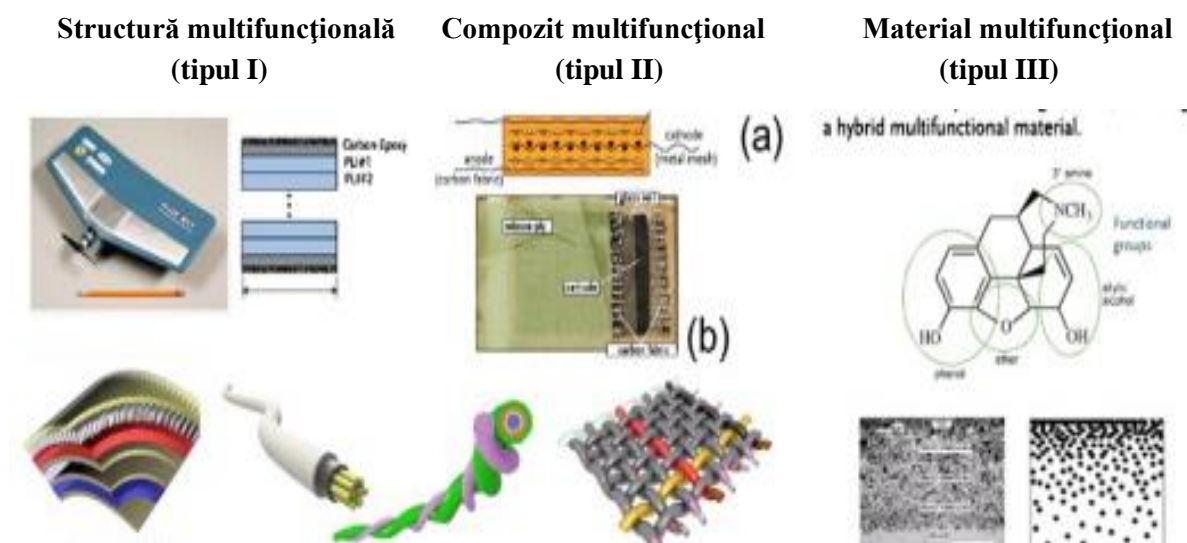
Schematizarea unor compozite multifuncționale folosite la dispozitive pentru stocarea de energie (cu exemplificare la construcția unui senzor pentru măsurarea greutateilor).

Se consideră că multi-funcționalitatea poate fi *structurală* sau *nestructurală*, după rolurile îndeplinite; materialele cu funcții *structurale* multiple (de tip tenacitate, rigiditate, ductilitate, rezistență la oboseală și amortizare de vibrații) sunt materiale **structural multi-funcționale**, pe când altele îndeplinesc funcțiuni *nestructurale*, de exemplu reglând conductivitatea termică și rezistivitatea electrică ale materialului final.

Compozitele multi-funcționale reprezintă așadar noua generație de materiale ingineresti avansate, de înaltă tehnologie, care îndeplinesc simultan două sau mai multe funcțiuni - de

exemplu suportă încărcări mecanice, dar și livrează sau stochează energie electrică, sau au proprietăți balistice și de scut electro-magnetic. Se grupează de obicei în 3 categorii:

- cele folosite în aplicații *structurale* - au tendința unică de a-și echilibra proprietățile în diferite condiții de solicitare, prin activarea unor mecanisme diferite de disipare a energiei ori de preluare a încărcărilor; compozitele nano-ranforsate sau sistemele multiscală sunt exemple tipice;
- cele cu funcțiuni *nestructurale* – de exemplu de auto-reparare a defectelor („self-healing”), acumulare de energie, monitorizare a integrității structurale;
- cele care îndeplinesc o *combinație* de funcțiuni structurale și nestructurale, pentru a crește performanțele mecanice sau pentru a favoriza creșterea duratei de viață și fezabilitatea produsului final.



O **structură multifuncțională** cuprinde materiale distincte, având funcțiuni diferite și fiind îmbinate, plcate sau laminate, după suprapunere. Un **compozit multifuncțional** este format din mai multe materiale, incluse în materialul de bază, astfel încât combinația lor să îndeplinească funcțiuni multiple. Un **material multifuncțional** poate fi uni-fazic (combinând mai multe funcțiuni, la nivel molecular), sau poate conține mai multe faze, puternic integrate, încât nu mai pot fi deosebite între ele în structură.

Diverse materiale multi-funcționale sub formă de particule nano-metrice (CNT, grafen, anorganice, silice, ZnO și chiar nano-fibre de celuloză) sunt deja larg folosite ca elemente de armare în compozite polimerice; nano-ranforsații sunt prin excelență multi-funcționali, întrucât au factori de formă de valori mari, comportare electro-optică, conductivitate înaltă electrică/termică, întârziere la aprindere, reactivitate chimică semnificativă și rigiditate mecanică înaltă.

Încorporarea de materiale multi-funcționale în compozitele polimerice exemplifică dezvoltarea de nano-compozite multi-funcționale, polimerice și hibride (care combină fibre de armare naturale și sintetice) *înalt avansate*, îndeplinind funcțiuni structurale sau non-structurale; acestea câștigă tot mai mult interes în industrie și în cercetare, ca alternative promițătoare pentru componentele metalice, cu referire la performanțe, cost, greutate și volum (ale componentelor fabricate). Au tot mai largi și avansate aplicații în ultra-filtrare, baterii, plăci pentru circuite electronice integrate, super-condensatoare, baterii și separatoare

structurale, electrozi, celule fotovoltaice, componente de opto-electronică, componente de arhitectură, dar și în construcții aerospațiale, inginerie bio-medicală, industria de apărare – pentru că au proprietăți mecanice, antimicrobiene și fizice superioare, plus constante dielectrice înalte.

Posibile perspective pentru viitor sunt dezvoltarea de nano-materiale multi-funcționale din surse bio-degradabile și regenerabile, plus încorporarea lor în bio-polimeri armați cu fibre naturale; se poate pe această cale la obținerea unor varietăți de compozite și nano-compozite hibride multi-funcționale **verzi**, care ar fi avute în vedere pentru aplicații bio-medicale, dar și din alte domenii.

După cum a rezultat și din cele de mai sus, în tehnica actuală se acordă o atenție tot mai insistentă materialelor **conductive** pe bază de *polimeri*, care se folosesc în aplicații diverse și interesante, precum fabricarea de senzori și bio-senzori, tranzistori avansați, foto-diode, dispozitive de limitare optică, absorbție electro-magnetică, protecție anti-corozivă a metalelor, stocare de energie etc.

Cu privire la **polimerii conductivi** (Conductive Polymers - CPs, primesc și denumirea de *metale sintetice*) – despre care s-a stabilit că au început să fie produși în anul 1963 – este important de adăugat faptul că, în calitate de matrice și în combinație cu fibre *naturale* de armare cunosc aplicații tehnologice tot mai extinse, precum producerea de catalizori chimici/electrochimici, senzori pentru detecție chimică, antene, materiale izolatoare, dar și componente de conectori, celule combustibile, comutatoare, plăci pentru circuite integrate, încălzitoare cu auto-reglare s.a.m.d.

Polimerii din această categorie pot fi deci încadrați între materialele cu bune perspective de utilizare, care sunt implicate și în domenii precum fabricarea de ambalaje anti-bacteriale, diverse accesorii de unică folosință, obținerea de țesuturi sintetice, transportatori de substanțe chimice în interiorul organismelor, bio-actuatori, bio-senzori, mobilier, componente de construcții sau din industria auto.

Bibliografie selectivă

1. Balasubramanian M. – “Composite Materials & Processing”, Taylor & Francis, New York, 2014.
2. Barbero E.J. – “Introduction to Composite Materials Design”, Taylor & Francis, New York, 1999.
3. Carlsson L.A., Pipes R.B. - “Experimental Characterization of Advanced Composite Materials”, Technomic Publishing, Lancaster, SUA, 1997.
4. Daniel I.M. - “Composite Materials”, în tratatul “Handbook on Experimental Mechanics” (editor A.S. Kobayashi), Society for Experimental Mechanics (SEM), New Jersey, 1987, pg.814-890.
5. Daniel I.M., Ishai O. – „Engineering Mechanics of Composite Materials”, Oxford Univ. Press, 2006.
6. Fujii T., Zako M. - “Mehanika razrušenja kompozitnih materialov”, Ed. MIR, Moscova, 1982 (Tokio, 1978).
7. Gay D. - “Composite Materials. Design & Applications”, Taylor & Francis, New York, 2015.
8. Hubca G. s.a. – “Materiale compozite”, Ed. Tehnică, București, 1999.
9. Iancău V. – “Materiale metalice compozite și tratamentele lor termice”, Ed. Dacia, 1999.
10. Jones R.M. – “Mechanics of Composite Materials”, Taylor & Francis, New York, 2014.
11. Kar K.K. (ed.) – “Composite Materials. Processing, Applications, Characterizations”, Springer, Berlin, 2017.
12. Lee S.M. (ed.) - “Reference Book for Composite Technology”, 2 vol., Technomic Pub. Co., Lancaster, Pennsylvania, 1989.
13. Mallick, P.K., *Fiber-reinforced composite materials*, Taylor & Francis, New York, 2007.
14. Nielsen L. E. - “Mechanical Properties of Polymers & Composites”, 2 vol., Marcel Dekker, New York, 1981.
15. Pendleton R. L., Tuttle M. E. (ed.) - “Manual on Experimental Methods for Mechanical Testing of Composites”, Society for Experimental Mechanics Inc. (SEM), Connecticut, SUA, 1989.
16. Rana S., Figueiro R. (eds.) – “Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering”, Elsevier, Cambridge, 2016.
17. Tiwari A., Alenezi M.R., Jun S.C. (eds.) – “Advanced Composite Materials”, Wiley, New Jersey, 2016.
18. Țăranu N., Bejan L. – „Mecanica mediilor compozite armate cu fibre”, Ed. Cerami, Iași, 2005.
19. Yi X.-S., Du S., Zhang L. (eds.) “Composite Materials Engineering”, 2 vol., Springer Nature, Singapore, 2018.
20. <https://compositeslab.com/>
21. <https://easycomposites.eu> - European provider of materials, equipment and training for advanced composites, EU warehouse, fast Europe-wide shipping - Easy Composites
22. <https://en.wikipedia.org>

Precizare: Imaginile fotografice au fost preluate din surse cu acces liber, postate pe internet.

CUPRINS

1. Introducere

Definiții – 3/ Clasificări – 4/ Rolul constituenților – 5/ Care dintre materiale sunt compozite – 7/ Niveluri de observare și tipuri de analiză – 8/ Grade de anizotropie – 9

2. Particularități ale principalelor clase de materiale folosite ca matrice

Matrici de natură organică – 10/ Matrici metalice – 11/ Matrici de natură ceramică – 15/ Matrici de carbon – 16

3. Particularități în folosirea de elemente de armare disperse

Armarea cu monocristale filamentare – 18/ Compozite armate cu particule – 20/ Probleme ale interfeței dintre matrice și elementele de armare – 21/ Aspecte privind teoriile asupra adeziunii dintre materiale – 22/ Îmbunătățirea adeziunii la interfață prin tratarea superficială a elementelor de armare – 24/ Materiale de umplură – 26/

4. Fibre de armare și compozite armate cu fibre

Clasificare – 28/ Particularități ale elementelor de armare sub formă de fibre – 29/ Categoriile de metode pentru fabricarea fibrelor – 30/ Fibrele de sticlă – 31/ Fibrele de bor – 35/ Fibrele aramidice – 38/ Fibrele de carbon – 39/ Fibrele de azbest – 41/ Fibrele ceramice – 42

5. Caracteristici ale comportării mecanice a materialelor compozite

Aspecte privind comportarea mecanică a fibrelor de armare și a compozitelor armate cu fibre – 48

6. Metode experimentale pentru studiul comportării mecanice a materialelor compozite

Caracterizarea fibrelor de armare – 54/ Caracterizarea materialului folosit ca matrice – 55/ Studiul proprietăților fizice ale constituenților – Densitatea și fracția de fibre – 56/ Fracția de goluri – 57/ Baze teoretice pentru studiul experimental al compozitelor – 59/ Simbolizări ale alcătuirii compozitelor stratificate – 60/ Proprietăți elastice fundamentale ale lamelei compozite – 61/ Parametrii macromecanicii de rezistență – 62/ Parametri adiționali – 64/ Stabilirea proprietăților de tracțiune - compresiune – 65/ Stabilirea proprietăților de forfecare – 69

7. Metode prin care sunt fabricate compozitele cu matrice metalică

Metode de fabricare prin turnare: Prepararea amestecurilor – 78/ Procedee clasice – 81/ Turnarea prin infiltrare – 82/ Turnarea cu presare în matrițe – 84/ Turnarea cu matricea în stare semisolidă – 86/ **Depunerea matricei lichide în stare pulverizată** – 87/ **Cuplarea de materiale constituente aflate în stare solidă:** Metode din metalurgia pulberilor – 88/ Metode bazate pe difuzia componentelor în stare solidă – 89/ **Procedee de obținere a ranforsantului direct în interiorul matricii:** Solidificarea dirijată a unor aliaje eutectice – 91/ Structuri obținute prin deformare plastică – 93/ Cristalizarea fibrelor în matricea în stare solidă – 94/ Criterii de alegere a metodelor prin care se fabrică materialele compozite – 96

8. Metode de fabricare a compozitelor cu matrice nemetalică

Procedee de obținere a compozitelor cu matrice polimerică: Turnarea gravitațională – 97/ Formarea prin contact – 98/ Formarea prin pulverizare simultană – 99/ Formarea în sac – 100/ Presarea la rece – 101/ Presarea la cald – 102/ Formarea prin pultruziune – 103/ Formarea corpurilor de revoluție prin răsucire filamentară – 104/ Formarea prin centrifugare a corpurilor de revoluție – 105/ Formarea panourilor cu miez de tip fagure – 106/ **Procedee de fabricare a compozitelor ceramice** – 107/ Metode de fabricare a compozitelor carbon-carbon - 108/ Dispozitive și utilaje auxiliare – 109/ Autoclave – 111

9. Metode de evaluare analitică a proprietăților materialelor compozite

Necesitate practică – 113/ Metode bazate pe principiile rezistenței materialelor – 114/ Metode semi-empirice – 115/ Estimarea caracteristicilor elastice pentru compozite cu fibre unidirecționale - 115/ Caracteristici elastice ale compozitelor cu particule disperse – 117/ Aplicarea metodelor semi-empirice – 118/ Estimarea analitică a proprietăților de rezistență mecanică – 119/ Exemple de aplicații și calcule – 125

10. Aspecte privind caracterizarea răspunsului compozitelor la solicitările mecanice

Materiale izotrope, respectiv ortotrope solicitate pe axele principale – 133/ Materiale anizotrope - 135/ Relații constitutive și generalizarea lor – 136/ Cazuri particulare de materiale cu simetrie elastică – 140/ Relații de transformare pentru tensiuni și deformații specifice, respectiv pentru parametrii de elasticitate – 147/ Exemple de utilizare – 154

11. Noțiuni privind teoriile de rupere aplicate în studiul compozitelor

Moduri de producere a ruperii – 156/ Teoria tensiunilor maxime - 157/ Teoria deformației specifice maxime – 162/ Criteriul Tsai-Hill – 164/ Criteriul Tsai-Wu – 167/ Aspecte privind aplicabilitatea diverselor teorii de rupere – 169

12. Posibile direcții de perspectivă în fabricarea de materiale și structuri compozite

Compozite hibride – 173/ Compozite cu elemente de armare nano-metrice – 177/ Materiale și structuri compozite multifuncționale – 182

Bibliografie selectivă - 186