



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 2002A -

ANNO: 2016

A P P U N T I

STUDENTE: Zago Carlotta

MATERIA: Materiali compositi - Appunti + esercitazioni - Prof. Badini

Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.

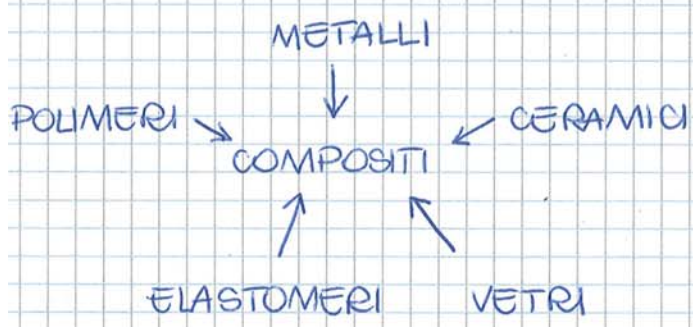
Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

**ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.**

INTRODUZIONE

2/03/2016

- mat. compositi sviluppati inizialmente x applicazioni strutturali, in seguito funzionali
- aspetti tradizionali:
 - PRESTAZIONI
 - DURATA
 - AFFIDABILITÀ
- col tempo p.to di visto ≠, aspetti innovativi:
 - UTILIZZO IN AMBIENTI ESTREMI
 - RIDUZIONE DEI CONSUMI ENERGETICI (es fase fabbricazione, utilizzo)
 - COMPATIBILITÀ CON TECNOLOGIE RISPETTOSE DELL'AMBIENTE
 - RICICLABILITÀ
- attenzione impatto ambientale delle attività
- concorrenza sui mercati internazionali, necessità di innovazione
- MAT. COMPOSITI = composti di 2 mat. tradizionali ≠ (2 o più)



suddivisione di tipo chimico

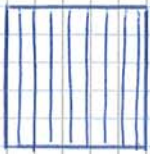
- mat. dominante in > % = MATRICE + fase rinforzante del mat. composito in < % = SECONDA FASE o FASE DISPERSA
- mat. compositi: propr. uniche!
- limite difetti di un mat. esaltandone altre proprietà, combino mat. ≠ con caratteristiche ≠ x forme propr. ottime grazie a EFFETTO SINERGICO

es fibre di C coeff. termico basso } composito: coeff. termico
 leghe magnesio coeff. termico alto } nullo!

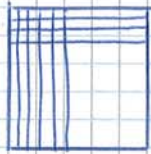
usato x antenne x trasmissione segnale nelle navicelle aerospaziali o satelliti

- compositi già nell'antichità ad es egizi moltoni con paglia e argilla
- compositi quali calcestruzzo, cemento armato in anni recenti

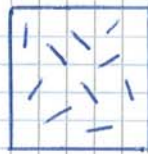
ceramici mat. fragili legati a vuoti presenti x processi fabbricazio-
 ne, resistenti a compressione e al limite a flessione mai in trazione
 ceramici hanno ottimo res. a calore e ossidazione, sono mat. isolanti;
 difetto principale è fragilità e bassa res. a trazione posso inserire
 fibre ma non polimeriche se viene colto! Posso inserire fibre polimeriche
 ad es nel cemento. Non posso nemmeno inserire fibre metalliche
 poiché si ossidano reattivi. Posso inserire al massimo fibre ceramiche
 poiché modificano meccanismo di frattura, ELEMENTI di CUCITURA
 ~ fili che scorrono all'interno della matrice mantenendola unita



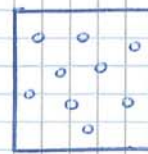
unidirezionali



laminato



viskers



particelle, mai in realtà
 sferiche, piocchette

fibre continue o in rocchetti o in forma di tessuto

Al-Si-Mg/SiC freni motociclette

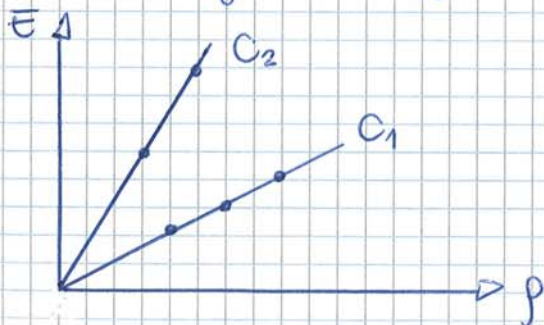
CARTE dei MATERIALI di ASHBY

combinazione proprietà

carte che consentono di valutare in modo quantitativo proprietà mat.,
 considerano 2 proprietà; coppie di parametri scelti x opportuni
 problemi

indici di merito permettono di trovare relazioni che massimizzano
 alcuni valori

ASO: mat. rigido e leggero



- ogni p.to su retta individuo mat.
- ogni retta individuo famiglia di mat. aventi in comune il rapporto

$$\frac{E}{\rho}$$

Volendo scegliere mat. più rigido e più leggero $E \uparrow \rho \downarrow$

$$C = \frac{E}{\rho} \quad \text{con } C: \text{ indice di merito}$$

$$C = \frac{E^{1/2}}{\rho} \Rightarrow C^2 = \frac{E}{\rho^2}$$

$$2 \log C = \log E - 2 \log \rho \Rightarrow \log E = 2 \log \rho + 2 \log C$$

$$y = m \cdot x + n$$

$\Rightarrow m \neq 1$ rette non più a 45° ho maggiore inclinazione, cambiano le famiglie dei mat.

- propagazione onde elastiche è tanto maggiore quanto il rapporto $\sqrt{\frac{E}{\rho}}$ è grande

CASO: mat. leggero e resistente (tirante)

$$m = A \cdot L \cdot \rho \quad \text{con } A \cdot L = V \text{ volume}$$

non voglio deformazione

$$\frac{F}{A} \leq \sigma_y \Rightarrow A \geq \frac{F}{\sigma_y}$$

$$A = \frac{m}{L \cdot \rho} \geq \frac{F}{\sigma_y} \Rightarrow m \geq F \cdot L \cdot \left(\frac{\rho}{\sigma_y}\right)$$

F: dipende dal progetto

L: definito dal problema

TIRANTE $C = \frac{\sigma_y}{\rho}$

TRAVE $C = \frac{\sigma_y^{2/3}}{\rho}$ (inclinazione $\frac{3}{2}$)

PANNELLO $C = \frac{\sigma_y^{1/2}}{\rho}$ (inclinazione 2)

$C = \frac{E}{\rho}$ MODULO SPECIFICO

$C = \frac{\sigma_y}{\rho}$ RESISTENZA SPECIFICA

proprietà ormai usate x caratterizzare compositi, \exists tabelle

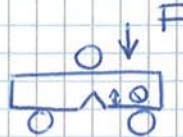
$$C = \frac{G_y^2}{E}$$

$$\log C = 2 \log G_y - \log E \Rightarrow \log E = 2 \log G_y + \log C$$

CASO: resistenza a frattura x mat. ceramico

$$K_{IC} = G \sqrt{\pi \cdot \sigma_c}$$

test di flessione a 3 pt



$$K_{IC} = G_{MAX} \sqrt{\pi \cdot \sigma} \quad [MPa \sqrt{m}]$$

ceramici qualche $[MPa \sqrt{m}] \div$ meno di 1 $[MPa \sqrt{m}]$

(mat. tenaci hanno $K_{IC} > 20 MPa \sqrt{m}$)

lo crack non si propaga se

$$G < \frac{K_{IC}^2}{\pi \sigma_c} \Rightarrow \frac{K_{IC}^2}{G} > \pi \cdot \sigma_c$$

$$K_{IC}^2 = G^2 \cdot \pi \cdot \sigma \Rightarrow \sigma = \frac{1}{\pi} \frac{K_{IC}^2}{G^2}$$

mat. può sopportare sforzo tanto più piccolo è il difetto. Posso massimizzare $\frac{K_{IC}^2}{G^2}$ x ottenere maggior tenacità,

allargando questo ragionamento a tutti i materiali non posso più considerare frattura fragile. Frattura fragile: crack si propaga prima di arrivare in campo plastico. Devo considerare resistenza allo snervamento

$$C = \frac{K_{IC}^2}{G_y^2}$$

posso arrivare alla stessa conclusione con altro strada

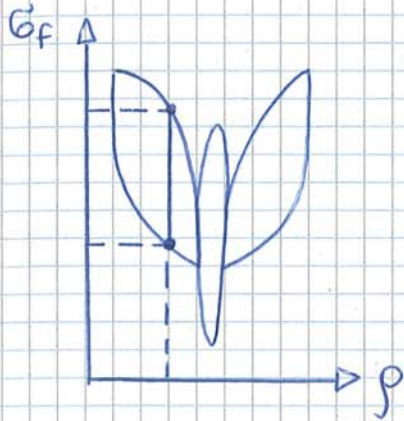
$$K_{IC} = G \sqrt{\pi \sigma} = \sqrt{E G}$$

G / ceramici: energia spesa x formare superf. di frattura
 $G = 2\gamma$
 / metalli: $G = 2\gamma + p$

- CERAMICI: $R_{1c} \sim R_{1c}$ polimeri $E \uparrow$ $G \downarrow$

- POLIMERI: $R_{1c} \sim R_{1c}$ ceramici $E \downarrow$ $G \uparrow$

- composito: punto intermedio sullo retto che unisce 2 gruppi rappresentati matrice e fase rinforzante e mi sposta \pm o secondo delle % di mat. \Rightarrow sbagliato!! Nel caso del composito il p.to rappresentativo è inserito in un'area fuori dallo retto



x individuare resistenza composito mi muovo su una retto verticale che interseco 2 valori limite

- LOWER LIMIT

- UPPER LIMIT

fissato una frazione in volume; discorso non valido x la densità a cui corrisponde un valore univoco

\exists proprietà che non dipendono dall'orientamento delle fibre come la densità, dipende solo dalla quantità, mentre la res. dipende dall'orientamento

nel caso dei compositi variazioni proprietà in funz. della direzione delle fibre notevole

devo tener conto che composito può essere anisotropo

esprimo proprietà in funz. dell'orientamento delle fibre

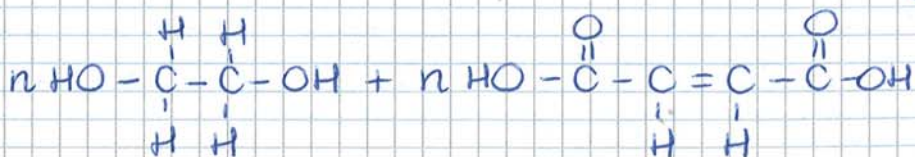
fibre sollecitate vengono orientate nella direzione di sollecitazione e allora il mat. diventa anisotropo

progettando mat. decido io in quale direz. voglio le fibre

in generale non si realizzano compositi con fibre discontinue e molto anisotropo

- frammentazione mat. termoindurente scaldandolo nuovamente, magari con pirolisi, trasf. in sostanze gassose
- elementi rinforzanti presentano maggiore stabilità termico dei polimeri es fibre di C; scaldando matrice si distrugge x pirolisi mentre fibre persistono
- una volta venivano tenute in conto principalmente le caratteristiche meccaniche; queste però variano molto in base a:
 - GRADO POLIMERIZZAZIONE
 - GRADO RETICOLAZIONE
 - (... ed altre caratteristiche)
- termoindurenti: modulo fino a 6,0 GPa! Per avere matrice rigida scelgo questi ma resistenza a trazione no
- termoindurenti sono amorfi in quanto vengono "congelati" nel momento della reticolazione, disordinati, fragili
- no differenza sostanziale x resistenza termoindurenti anzi sono resistenti ma fragili, in passato sono stati preferiti x:
 - T utilizzo maggiore dei termoplastici \Leftarrow
 - E
- termoindurenti: 50-450°C vs termoplastici: 25-230°C
- resine poliesteri insature, resine epossidiche, resine fenoliche, resine poliimmidiche (T \uparrow stabilità \uparrow), termoindurenti

ES RESINE POLIESTERE : acido + alcool (glicoli + biolcololi)



no bisogno di 2 gruppi reattivi, o secondo del legame posso avere resine termoplastiche o termoindurenti. Resine facili da maneggiare. Aspetto negativo: ritiro durante reticolazione.

legame C-C $\begin{cases} \nearrow$ INSATURO \Rightarrow RESINE TERMOINDURENTI \\ \searrow SATURO \Rightarrow RESINE TERMOPLASTICHE

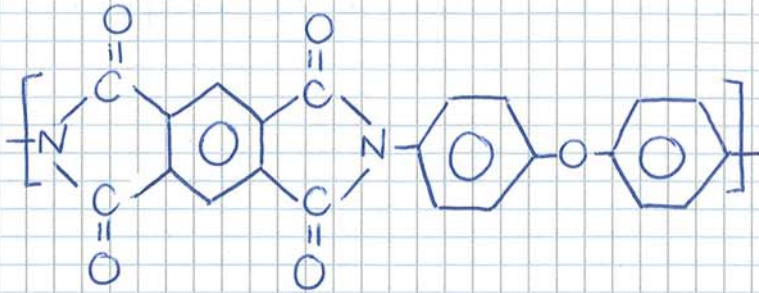
RESINE TERMOINDURENTI

reaz. in proporzione 1:1

x reticolazione aggiunto di $\begin{matrix} H \\ | \\ H-C=O \end{matrix}$

per reticolazione: alto T, attivazione reazione di condensazione, posso reticolare tanto a piacere.

ES RESINE POLI-IMMIDICHE (\neq C-O-NH legame ammidico)



utilizzate x compositi prestigiosi

RESINE POLI-AMMIDICHE: gruppo amminico + gruppo carbossilico

RESINE POLI-ARAMIDICHE: se ho anello benzenico nelle resine poliimmidiche, usate x fibre (es Kevlar)

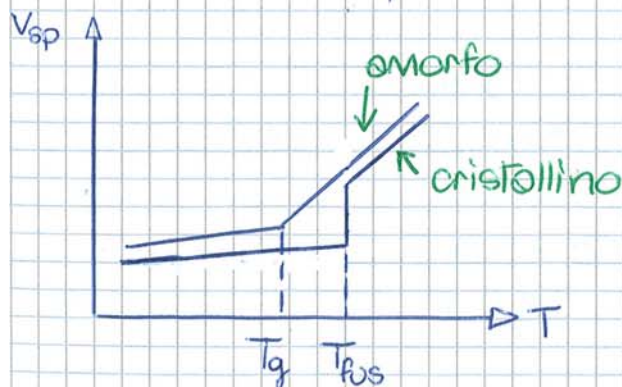
• resino epossidico $E \uparrow$, res. mecc. buona, costose

• resino poliimmidico ha res. alto 80-190 MPa!

RESINE TERMOPLASTICHE

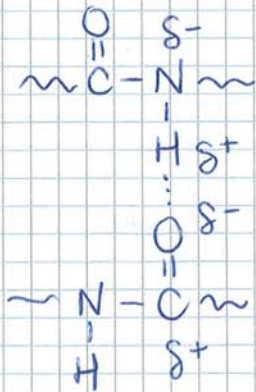
• modificano caratteristiche con T \uparrow

• suppongo mat. totalmente amorfo, se scaldo immagino dilatazione e aumento volumico; ad una certa T pendenza sale



se ho mat. parzialmente amorfo e parzialmente cristallino, arrivati a T_g parte amorfo plasticizza, a T_{fus} ho gradino x fusione parte cristallina + dilatazione porzione amorfo

- GRUPPI FUNZIONALI NEUE CATENE POLIMERICHE es amminio in poliammidi, nylon; formano legami H con altre catene favorendo allineamento (x questo nylon usati x fibre, disposizione ordinata favorisce filamento)



- LINEARITÀ

favoriscono cristallizzazione

densità $\leq 1 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$, mat. molto leggeri

- resistenza a trazione $< 100 \text{ MPa}$, creando catene più lunghe otten_ go valori più elevati

E_{IC} non molto elevato ma lavoro frattura non così basso in quanto E è ridotto


problematico accoppiamento con altri mat. poiché coeff. dilatazione termico elevato che crea stress:

- RAFFREDDAMENTO \Rightarrow CONTRAZIONE MATRICE SU FIBRA: ~OK
- RISCALDAMENTO \Rightarrow ESPANSIONE MATRICE: NO BUONO! Ho distacco e stress termico

- T_{fus} presente in termoplastico solo se ho porzione cristallina es plexiglass è tutto amorfo es polietere etere chetone, $T_{fus} \cong 400^\circ\text{C}$ cristallino

• T_g e T_{fus} determinano max T utilizzo di un mat. senza che questo mat. plasticizzi o degradi x reoz. con O_2 e T

- mat. termoindurenti non plasticizzano a livello macroscopico

 elementi di reticolazione fanno sì che scorrimento relativo sia limitato

all'aumentare della T generalmente polimero fluisce, nel caso del polimero reticolato scorrimento avviene solo a livello microscopico, voluto scorrimento con tecniche colorimetriche

MATRICE METALLICA

- acciaio come matrice con fibre di tungsteno, ottime propr. mecc ma valori modulo specifico non molto elevati, pesante
- matrice metallica ma voglio leggerezza: leghe di Al, Mg ma Mg difficile da trattare ha potenziale ossidazione molto elevato, rischio addirittura di esplosione
- una volta formato prodotto corrosione lega di Mg, limitato con controllo impurezze, oggi tecnologie più evolute meno problemi
- matrice di Ti: intermedio tra acciaio e lega di Al + lavorazione ad alte T mantiene caratteristiche meccaniche, 400-600°C (anche a T più alte: Ti fonde a 1500°C! Ma a T più elevate ho problemi di ossidazione)
- fibre SiC meno reattive rispetto a fibre di C
- SiC con Ti poiché se metto C ho formazione carburi di Ti, inserisco anche TiC poiché formo un unico carburo
- matrice: Cu, conduzione elevata, inserisco fibre di C; x applicazioni funzionali quali scambio di calore
- leghe a base Ni x turbine aerei ma limite con T, caratteristiche meccaniche peggiorano, studio x ottimizzare stabilità in T con:
 - RAFFREDDAMENTO DIREZIONALE
 - SINGLE CRISTAL
 - BARRIERE TERMICHE
 - SISTEMI RAFFREDDAMENTO

Inserisco nello superlega mat. ceramico x ampliare range di T

- superleghe di Ti: ad alte T, introduco fibre ceramiche x incrementare ulteriormente T
- | | |
|---|---|
| <ul style="list-style-type: none"> - COMPATIBILITÀ CHIMICA - COMPATIBILITÀ FISICA - VANTAGGI DERIVANTI - VANTAGGI T | parametri tenuti in conto x fabbricazione composito |
|---|---|

COMPATIBILITÀ CHIMICA

- TECNICHE FONDERIA
- SINTERIZZAZIONE delle POLVERI
- T coinvolte dipendono dal tipo di Me ma in generale $T > 100^\circ\text{C}$
- non posso utilizzare polimeri né fibre mat. metallica x peso!

- θ' semicoerente con matrice metallica, è più efficace di θ
 ↓
 cella tetragonale: in certe direzioni coerente con faccia cubica dell'Al in altre non si accoppia
- se aumento T invecchiamento max res. si abbassa anche se tempi più veloci, forma curva rimane identica *

TRATTAMENTO T6

- 1) SOLUZIONE
- 2) TEMPRA
- 3) INVECCHIAMENTO ARTIFICIALE

- se miglioro matrice miglioro composito
- 2^o fase nel composito: in prossimità interfaccia matrice-seconda fase ho concentrazione dislocazioni → stress residui → deformazione matrice
 ↓
 processi nucleazione facilitati in queste zone modificano trattamento

- PROCESSO SOLUBILIZZAZIONE RAUENTATO

- TEMPRA

- PRECIPITAZIONE INVECCHIAMENTO DISOMOGENEA: si concentra nelle zone di dislocazioni, ho abbassamento tempi si formano rapidamente

- x Al-Mg-Si stesso trattamento ma ≠ precipitati
- leghe 7000 stesso trattamento // // //
- leghe da fonderia non ho trattamento termico ma aggiungendo elementi diventano bonificabili

LEGHE di Mg

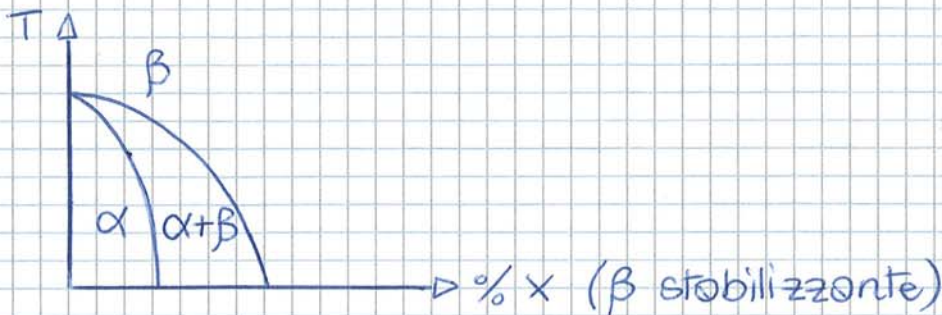
- | | |
|--------------------|---|
| Mg-Al | } leghe da trattamento termico (SOLUBILIZZAZIONE → TEMPRA → INVECCHIAMENTO) |
| Mg-Zn | |
| Mg-Al-Zn | |
| Mg-RE (Terre rare) | |

- precipitati Mg-Al : $Mg_{17}Al_{12}$
- precipitati Mg-RE : formule complesse
- // Mg-Zn : Zn_2Mg

- leghe β : Ti-15V-3Cr-3Al-2Sn
 ↓
 Ti-15Mo-2,7Nb-3Al

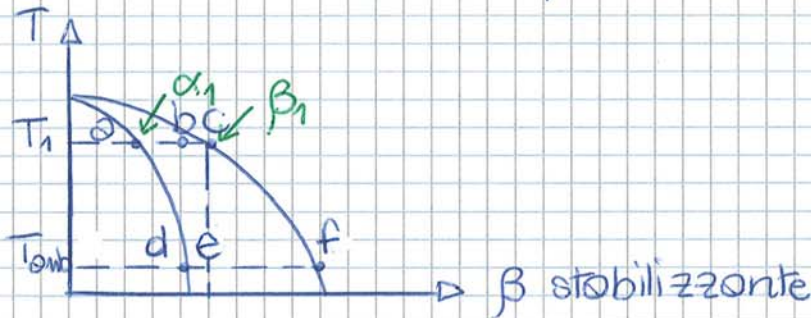
interessanti x compositi, se ho fibre lunghe devo avere l'orientamento cioè voglio met. facile da l'orientare, con deformazione plastica; grani difficili da lavorare migliorati con leghe α - β o β . se ho lega β ho completa struttura cubica x cui possibile l'orientazione

9/03/2016



TRATTAMENTO TERMICO

- isoterma a T elevato x portare a equilibrio termodinamico



- TEMPERA: raffreddamento rapido x cui equilibrio non termodinamico, dopo tempero ho cristalli di tipo α e β anche a Tamb
- se cristalli β subiscono transf. da reticolo CCC o CFC a fase esagonale
- se fase β viene temprato struttura congelata e a Tamb ho stessa concentrazione

FASI METASTABILI DERIVANTI DA TEMPERA DELLA FASE β

a T_1 % $\beta = \frac{ob}{oc} \cdot 100$
 a T_{amb} % $\beta = \frac{de}{df} \cdot 100$

- una parte di fase β viene contornata di grani cristallini di fase α nell'ultima fase del trattamento x permettere diffusione
- propr. mecc \uparrow affinamento grani \uparrow

	E max	GPa
acciai di C	200	GPa
leghe di Ti	100	GPa
// di Al	70	GPa
// di Mg	45-50	GPa

	ρ	g/cm ³
acciai di C	7	g/cm ³
leghe di Ti	4,5	g/cm ³
// // Al	3	g/cm ³
// // Mg	< 3	g/cm ³

leghe ferrose res mecc. > leghe di Ti > leghe di Al > leghe di Mg
 // // duttilità > leghe di Ti > leghe di Al > leghe di Mg

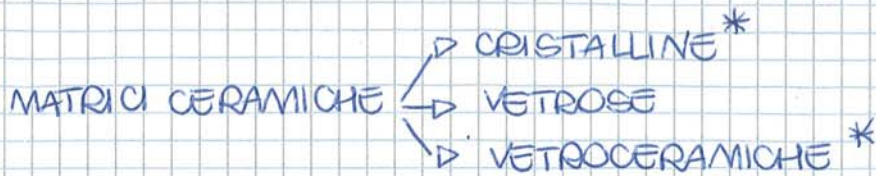
$E \uparrow \rho \uparrow$ res. mecc. \uparrow duttilità \uparrow

- leghe Al, Ti, Mg leggere
- fase ceramica più leggero dello fase metallica, uso x alleggerire x compositi

MATRICE CERAMICA

- leggero, lavora ad alte T
- devo migliorare del ceramico:
 - TENACITÀ ($R_c \downarrow$)
 - RES. A TRAZIONE e FLESSIONE
- processi di fabbricazione ad alte T quindi devo obbinare fase che sopporti alte T, no polimeri:
 - METALLI: no consueto, problema della reattività! Ossidazione*
 - CERAMICI: 99% dei casi, 2 tipi *

* ceramiche possono inoltre reagire formando nitruri o carburi.
 Per poter accoppiare metalli devo minimizzare reattività che aumento all'aumentare della T. Fase ceramica "consuma" quello metallico



* sinterizzazione: compattazione polveri o secco o con umidità oppure

tape casting: deposizione slurry su "nastro" e sinterizzazione con cottura

posso sfruttare queste tecniche x produzione compositi solo se 2^a fase è in forma di polvere. Se voglio inserire fibre lunghe continue metodi ≠: INFILTRAZIONE o stato liquido o solido

- carbonio $T_{decomposizione} = 3000^{\circ}\text{C}$, SiC $T_{decomposizione} = 2500^{\circ}\text{C}$
- fibre tenocizzano ceramici aumentando lavoro frattura

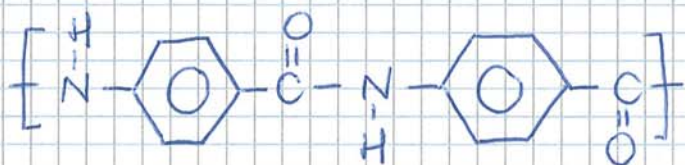
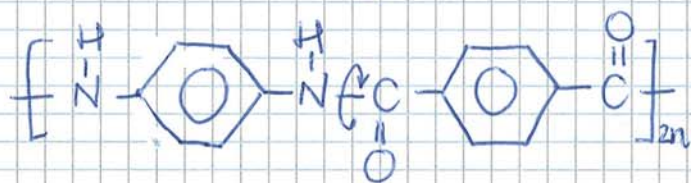
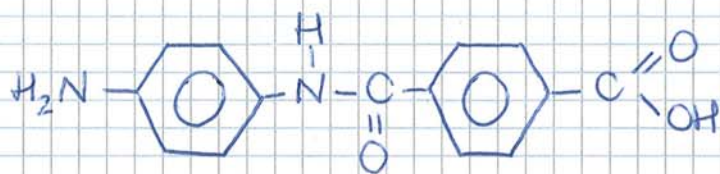
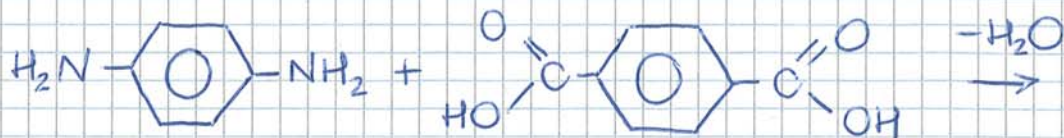
* $T > T_g$, in modo tale che T non troppo elevata, x promuovere struttura cristallina più stabile e tenace di quella amorfa. Trattamento cristallizz. non a T molto alta ma quando mat. è cristallina ha T di utilizzo altissime. Se composito lavora a T basse posso controllare reaz.: unico caso in cui uso elementi metallici; se vetro con ossido di Pb ed es aggiungo Pb questo non reagisce più

- nel caso di fibre costituite da un solo filamento come quelle di Boro il diametro è maggiore delle multifilamento e meno flessibili

FIBRE ORGANICHE

FIBRE ARAMIDICHE

- termoplastiche, polimerizzando poli fenilen tereftalammide



- prima di fabbricare le fibre vengono disperse le macromolecole in acido solforico e messe in frigorifero x mantenere dispersione poi estrusione che obbligo catene a dividersi
- possono essere soggette a degradazione x ambiente aggressivo, luce UV, assorbimento acqua
- $T_g >$ stabilità fino a 800 °C
- tra macromolecole legami idrogeno, piacchetto = dominio cristallino, è l'unità fondamentale costituito da tanti cristalli nano; singole lamelle disposte a raggiera attorno all'asse della fibra; domini ordinati tra i quali non c'è continuità
- nel piano della lamella legami H rendono queste stabili; tra una lamella e l'altra forze di Van der Waals

FIBRE di POLIETILENE

- dipendono da grado cristallinità
- no legami H: no O_2 né N_2
- no ingombro, massimizzate interazioni Van der Waals x cui ho

- nelle fibre di C ho struttura \neq da grafite: GRAFITE TURBOSTRATICA, domini ordinati disposti // all'asse della fibra, all'interno dei piani ho legami covalenti e modulo elastico elevato
- fibre hanno \ll propr. mecc. in direzione radiale: facendo nodo a fibre sollecitando si rompe mentre se sollecito solo lungo l'asse non riesco a spezzarlo, $E = 1000 \text{ GPa}$ longitudinale vs $E = 35 \text{ GPa}$ trasversale, ANISOTROPIA
- fibre disposte lungo direzione forza garantiscono res.
- fibre di C ottenute da 3 precursori:
 - FIBRE di CELLULOSA o RAYON *
 - POLIACRILONITRILE *
 - PECE *

* $C_6H_{12}O_6$ glucosio, può ciclizzare formando anello; con eliminazione di H_2O ottengo catena anelli x macromolecolo. Lungo catena cellulosa ho cicli esagonali di atomi di C, O, H; voglio che macromolecole si organizzino in lamine

* acrilonitrile è un composto $CH_2=CH$
 $\begin{array}{c} | \\ C \equiv N \end{array}$ ← gruppo nitrilico molto polare, alto Δ elettronegatività tra C e N possono formare legami di Van der Waals nella molecola

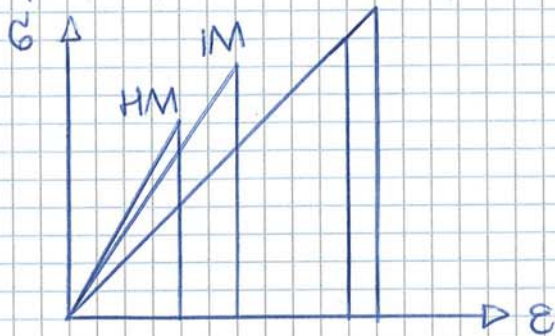
$CH_2=CH$
 $\begin{array}{c} | \\ C \equiv N \end{array} \rightarrow \left[\begin{array}{cc} H & H \\ | & | \\ -C & -C- \\ | & | \\ H & C \equiv N \end{array} \right]_n$

* miscela idrocarburi, \neq origini:

- sottoprodotto distillazione miscela petrolio (fraz. leggera benzina, poi diesel...), residuo molto viscoso e pesante
- carbon fossile, lignite, bituminoso, antracite dipendono da età; da questi ottengo anche C coke usato x altoforno, C puro usato x conferire res. mecc. appropriate; x ottenere C da bituminoso devo allontanare altri idrocarburi presenti con trattamento in T. Le frazioni leggere diventano gas quelle pesanti liquido. Prima fraz. che condensa è la pece. Strutture cicliche di questi idrocarburi

- MODULO ELEVATO
- RESISTENZA ELEVATA

- se aumento T nel tratt. di grafittizzazione $E \uparrow$ $G \downarrow$ e viceversa, ottengo \neq comportamento
- grafici $G-E$ delle fibre di C ottenute da PAN, rette \pm pendenti, campo elastico

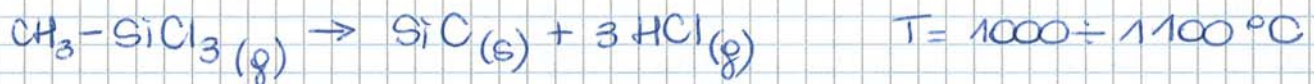


allungamento rottura \downarrow rigidità \uparrow
 (fibre ad alto modulo $A\% < 1\%$!)

- fabbricazione fibre di C da pece, \exists 2 tipi di pece:
 - ISOTROPA può essere trasf. con T.T. a $T = 350^\circ\text{C}$ in \downarrow
 - MESOFASICA cristallo liquido ha liquido con zone a strutt. ordinato, idrocarb. ad alto P.M. si dispongono in modo // \times ottenere aggregati con piani // ordinati; consistenza di un liquido viscoso, cicli condensati a formare strutt. \sim cristalline. Questa pece prefigura struttura fogli grafenici (si può ottenere anche da isotropo ma mesofasico meglio). Facio passare pece attraverso estrusore con aumento viscosità consistente \times cui ottengo fibre
 - > CARBONIZZAZIONE $T \cong 1500^\circ\text{C}$
 - > GRAFITIZZAZIONE orientazione, T anche fino a 3000°C \times ottenere $E \uparrow$ (anche $E > 800 \text{ GPa}$)
- Pece è miglior precursore \times ottenere fibre ad alto modulo (vedi tabella su libro)

- fibre di C: alta stabilità termica ma non a contatto con aria già a $T = 400^\circ\text{C}$ ha ossidazione
- sfrutto fibre con matrice metallica e ceramica; con matrice ceramica data la porosità mi preclude perfetta protezione da O_2 \times cui è necessario coating
- impianti nucleari \times produzione energia lavorano sottovuoto \times cui va bene matrice ceramica

- fibre molto leggere anche se W è pesante, non si sono trovate alternative
- filamento:
 - ROBUSTO
 - CONDUTTIVO es fibre di C ma con diametro di 1µm non resistenti!
- abbinata a matrice metallica: Al, Mg problema legato a buoni x reazione Me + B
- x limitare reazione all'interfaccia si ricopre fibra con strati superficiali non reattivi con matrice
 - es Bor-SiC, deposito SiC con reattore e processo di deposizione da fase vapore; atmosfera di metilsilani, decomposizione e formazione SiC

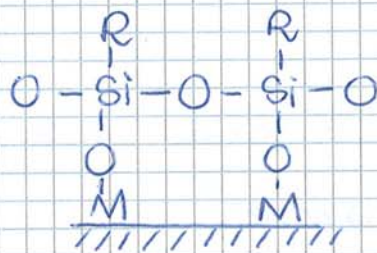
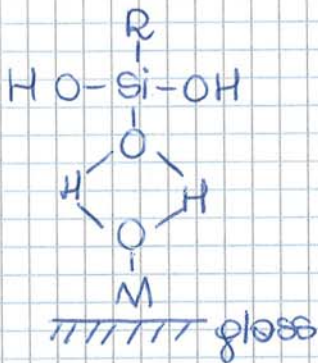


- SiC anche con Ti
- coating rollento o evita reazione chimica con la matrice quindi bastano pochi µm
- posso anche fare coating con nitruro di B,
 - ossidazione fibra di B
 - faccio reagire fibra con ammoniaca (ossido di B e ammoniaca)
- altro coating carburo di B: tridruro B + metano

FIBRE di VETRO

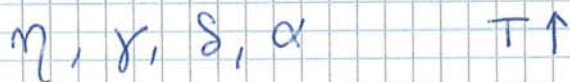
- forno effusorio in cui inserisco componenti vetro metalli alcalini, SiO₂ ... ho silicati o stato fuso che raffreddati danno origine a vetro, non cristallizzano
- processi nucleazione e crescita nei Me
- strutt. cristalline dei silicati molto complesse x cui probabilità che in un raffreddamento rapido processo nucleazione avvenga è ~ nulla → ottengo liquido sottoraffreddato (come mat. polimerici termoplastici)
- vetri metallici ottenuti senza nessun tempo di nucleaz. e crescita nel raffreddamento dei Me - IPERTEMPRA

- mat. vetrosi molto sensibili ai difetti quindi devo proteggerle
- x migliorare adesioni uso organosiloni
- processi idrolisi
- legami Me-O₂ con umidità ho legami Me-OH che interagiscono con vetro; eliminano gruppo -OH
- legami covalenti tra silano matrice e fibra, interfase



FIBRE di ALLUMINA

- presenta polimorfismo a T specifiche



- $E > 400$ GPa ed è mat. poco costoso
- struttura cristallina esagonale compatta, 6 atomi \forall cella
- ioni Al³⁺ molto piccoli vanno ad inserirsi nei siti interstiziali occupando i $\frac{2}{3}$ fibre zafiro
- è possibile usare metodo = a fibre di vetro con estrusore ∇ no
T_{fus} Al₂O₃ è 2050 °C!

- dispersioneⁱⁿ liquido polvere Al₂O₃, aggiungo ossidoruro di Al
Al₂(OH)₅Cl

- estrusione a caldo

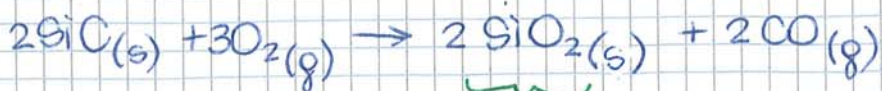


ottengo fibre FP by Dupont, ma a T \uparrow grano cristallino cresce e res. mecc. basso + basso duttilità \rightarrow miglioramento

RD = fibre ottenute con polvere di ZnO₂ e U₂O₃ x cui tensori

rischio degradazione x ossidazione

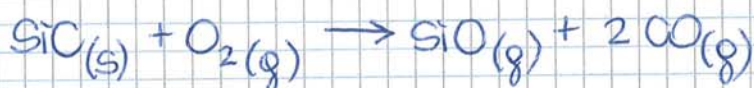
- SiC ad alto T si ossida



PROCESSO OSSIDAZIONE
PASSIVO

funz. passivante, film non poroso che si forma su superf. fibro non permettendo diffusione O₂, processo lento di ossidazione

- strato passivante si forma solo in alcuni casi particolari

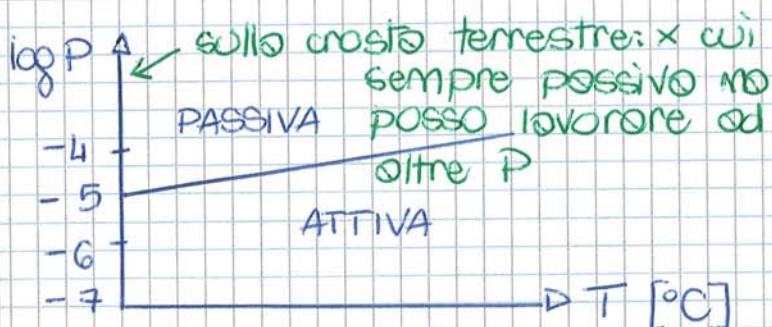


PROCESSO OSSIDAZIONE
ATTIVO

fibro consumato da O₂

- PRESSIONE PARZIALE O₂ nell'ATMOSFERA

- T



se P parziale è = 10⁻⁵ atm
T ≈ 1000 °C

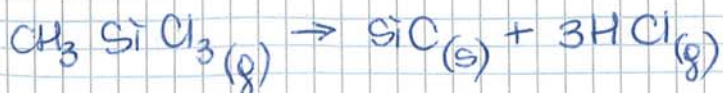
- compositi: matrice ceramico + SiC usate x applicazioni aeree spaziali



con ossidazione attiva può distruggersi rivestimento ossidico

- fibre G by TESTRON, monofilamento *
- fibre Nicolon multifilamento *

* CVD v fibre di B, reattore, bagni mercurio, SiC si deposita su anodo di W. Decomposizione termica di metiltriclorosilani



usando fibre di C ottenendo diametro = 20 μ

Sistema deve lavorare in continuo con produzione di HCl e

* fibre multifilamento prodotte da dimetildiosilano, polimetildiosilano poi sodio fuso a 130°C x togliere Cl e ottenere dimetilsilano, poi autoclave a 470°C e modificazione struttura x ottenere policarbosilano con alternanza C e Si, termoplastico soggetto a melt-spinning x ottenere fibre

↓
disco in rotazione e polimero fuso fatto gocciolare

fibre trattate in atmosfera ossidante con ozono anche a Tamb

- singole catene unite a formare catene, processo reticolazione, necessario x evitare fusione e poter fare trattamento
- T.T. a 1300°C finale in atm. non ossidante
- reticolazione con processo curing usando
 - O₂
 - fascio elettronico ad alta energia
- policarbosilano, decomposizione termica x cui ottengo fibre di SiC ~ fibre di C da PAN
- componenti Nicolon: SiC + O₂ ⇒ ossicarburo di Si e SiO₂, posso avere % di C libero



} reazioni possibili

- impurezze creano instabilità chimica ad alte T, T > 1000°C x cui si sviluppano specie gassose e cresce grano cristallino del SiC

• problemi

- reticolazione con ossidazione: O₂ contamina fibre → posso non usare O₂ ma fascio elettronico
- crescita grano cristallino a T elevate: cambio composizione per littonocarbosilano x ovviare a problema (~ ZrO₂ in Al₂O₃)

↓
carburi Si e Ti ⇒ fibre Tironno

- ho \neq configurazioni, se ho nodi fibre non giocano completamente sul piano
- posso usare fibre impregnate nella matrice \rightarrow PRE-PEEG, fogli contenenti fibre legate le une alle altre a matrice polimerica termoplastica o termoplastica con reagente termindurente
- non devono toccarsi i fogli
- x tempi lunghi pre-impregnati possono reticolare anche a basso T e "scodano"
- devo conservarli in frigorifero anche se ambiente umido le donneggia quindi devo metterli in sacco
- preforme = più fogli di tessuto uno sull'altro x bloccare fibre nella disposizione scelta evita scorrimento reciproco facendo delle cuciture con le stesse fibre che affetteranno propr. Mecc.
- posso avere preforme 3D x cui ho disposizione fibre lungo direzione z

FIBRE CORTE

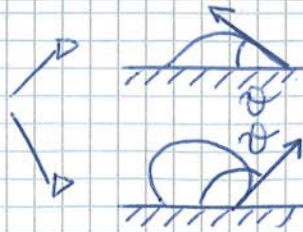
- fibre corte tagliando fibre continue
- // // costano meno di quelle continue poiché ho meno attenzione a difetti, < probabilità di avere difetti

PARTICELLE e WHISKERS

- ceramiche, placchette non sferiche
- ottenute x macinazione ceramico monolitico, non è strada migliore poiché ho particelle sferiche di \neq dimensioni senza poter controllare diametro (posso poi fare vagliatura x setacciarle ma operazione aggiuntiva) + possibile contaminazione da utensile
- meglio ottenerle con processi di sintesi di mat. ceramici; reattori, reagenti che possono fornire plasma; energia con resistenze elettriche, radiazioni laser \rightarrow processo che consente miglior controllo su dimensione particelle
- spica unico frattura si libera energia elastica che inibisce trasformazione di fase x tenacizzere grano
- x avere max densità necessario che particelle abbiano stessa dimensioni altrimenti ho pori
- whiskers microaghi qualche μm , diametro $< \mu\text{m}$, forma ad agho non per forza hanno sezione circolare
- wh. usati x compositi con matrice metallica



forma che minimizza superf. contatto con atmosfera è sfera



COMPATIBILITÀ

$$\theta < 90^\circ$$

NON COMPATIBILITÀ

$$\theta > 90^\circ$$

⇒ misura con angolo contatto tra goccia e substrato con microscopio riscaldante, aumento T sistema Al fonde su campione, appoggio su piocchetto porta campione mat. che viene scaldato e portato a fusione

16/03/2010

- minimizzare superf. contatto all'inizio
- condizione equilibrio tale x cui angolo contatto non varia più
- forza x unità di lunghezza TENSIONE SUPERFICIALE energia necessario x creare superf. separazione, rappresentato con vettore
- nel processo di bagnatura mat. perde forma sferica x cui aumento energia x allungare superf. contatto L-S

$$\gamma_{SL} dA + \gamma_{LV} dA < \gamma_{SV} dA$$

- se forze si equilibrano sistema diventa stabile

$$\gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta = \gamma_{SV}$$

↓
angolo bagnabilità
condizione equilibrio

$$\theta < 90 \Rightarrow 0 < \cos \theta < 1 \Rightarrow \gamma_{LV} \cos \theta > 0 \Rightarrow \gamma_{SV} > \gamma_{SL}$$

↙
più energia rispetto a S-L, con bagnatura ha abbassamento di energia

- se il liquido interagisce col solido ha un altro prodotto di reazione che non x forza migliora propr. mecc. di solito comporta fragilità

COMPOSITI con FIBRE CONTINUE

- fogli sovrapposti contenenti fibre continue, // tra loro, fibre all'interno possono essere disposti in modi \neq
- fibre od es. disposte verticalmente, sollecitazione verticale, rigide \gg x cui composito supporta bene
- mat. anisotropo voglio valutare modulo elastico del composito con fibre sio disposte verticalmente che orizzontalmente

MODELLO PREVISIONALE \Rightarrow ① legami interfacciali consentono completo trasferimento del carico
impongo alcune hp

$$E_c = E_m = E_f$$

deformazione subito del composito è uguale a quello subito dalla matrice e dalle fibre
ISODEFORMAZIONE

- ② matrice e fibre hanno modulo elastico che non dipende dalla direzione (vero x fibre di vetro non vero x fibre di C, vedi note x cui riesco a spezzare fibre)
- ③ escludo che matrice abbia comportamento viscoelastico, fibre e matrice hanno solo comportamento elastico
- ④ fibre e matrice hanno stesso coeff. di Poisson.

$$V_c = V_m = V_f$$

SOLLECITAZIONE LONGITUDINALE



CONDIZIONE ISODEFORMAZIONE

$$\frac{\sigma_c}{E_c} = \frac{\sigma_f}{E_f} V_f + \frac{\sigma_m}{E_m} V_m$$

$$E_c = E_f V_f + E_m V_m$$

LEGGE di VOIGHT o REGOLA delle MISCELE

$$V_f = 1 \Rightarrow E_c = E_f \quad (\text{vedi grafico } E - V_f)$$

- rette ricavate con legge teorica sono affidabili

CONSIDERAZIONE SUI COEFF. di POISSON

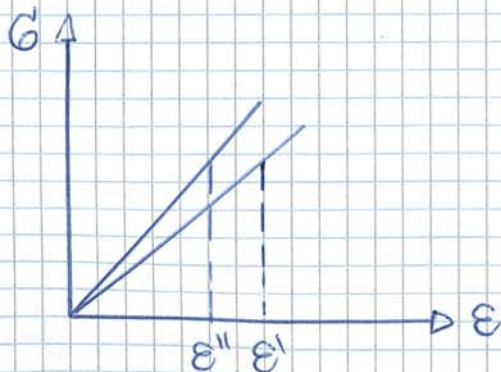


ho contrazione nella direzione trasversale

hp: $\nu_m > \nu_f$ (ad es matrice metallica o polimerica e fibre ceramiche)

$$\nu = - \frac{\epsilon_T}{\epsilon_L}$$

- matrice si contrae più delle fibre
- fibre si oppongono a contrazione comprimendo, matrice si contrae meno rispetto a quello che farebbe se fosse libera



↳ matrice si comporta come se fosse più rigida con le fibre, devo variare eq.ne

$$E_c = (E_f V_f + E_m V_m) \left[1 + \underbrace{(\nu_m - \nu_f)^2}_{\text{correzione minimo non influente sullo risultato}} \right]$$

correzione minimo non influente sullo risultato

$$L_0 \epsilon_c = L_f \epsilon_f + L_m \epsilon_m$$

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \Rightarrow \Delta L = \epsilon L_0$$

$$\underbrace{L_0 A \epsilon_c}_{=} = \underbrace{L_f A \epsilon_f}_{=} + \underbrace{L_m A \epsilon_m}_{=}$$

$$W_c \epsilon_c = W_f \epsilon_f + W_m \epsilon_m$$

$$\epsilon_c = \epsilon_f \frac{W_f}{W_c} + \epsilon_m \frac{W_m}{W_c}$$

REGOLA delle MISCELE si applica alla deformazione in campo elastico

$$\sigma_c = \sigma_f = \sigma_m$$

CONDIZIONE di ISOSFORZO

$$\frac{\epsilon_c}{\sigma_c} = \frac{\epsilon_f}{\sigma_f} \frac{W_f}{W_c} + \frac{\epsilon_m}{\sigma_m} \frac{W_m}{W_c}$$

con $\sigma = E \epsilon \Rightarrow \frac{\epsilon}{\sigma} = \frac{1}{E}$

$$\frac{1}{E_{c,T}} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m}$$

↑
trasversale!

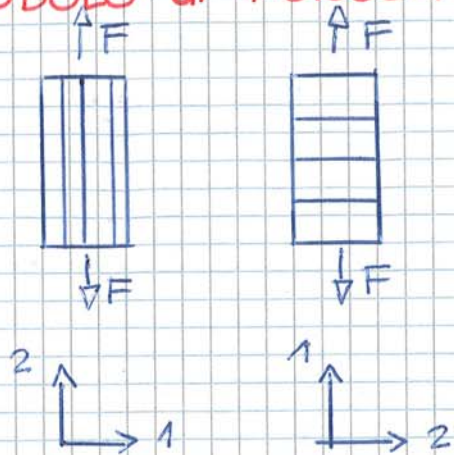
$$E_{c,T} = \frac{E_f \cdot E_m}{E_f V_m + E_m V_f}$$

LEGGE di REUSS

- modulo E_T dipende solo da frazione di fibre all'aumentare del n° di fibre

$$V_f = 1 \Rightarrow E_{c,T} = E_f$$

MODULO di POISSON



$$\nu_{12} \gg \nu_{21}$$

$$\nu_{21} = - \frac{\epsilon_1}{\epsilon_2}$$

$$\nu_{12} = - \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1}$$

fibre controllano
matrice, sforzo
applicato nella di-
rezione ②

matrice controllo
fibre, sforzo ap-
plicato nella di-
rezione ①

$$\epsilon_2 = \epsilon_{2f} V_f + \epsilon_{2m} V_m$$

$$V_f = - \frac{\epsilon_{2f}}{\epsilon_1} - \frac{\epsilon_{2m}}{\epsilon_1} \Rightarrow \begin{cases} \epsilon_{2f} = - V_f \epsilon_1 \\ \epsilon_{2m} = - V_m \epsilon_1 \end{cases}$$

$$\epsilon_2 = - V_f \epsilon_1 V_f - V_m \epsilon_1 V_m$$

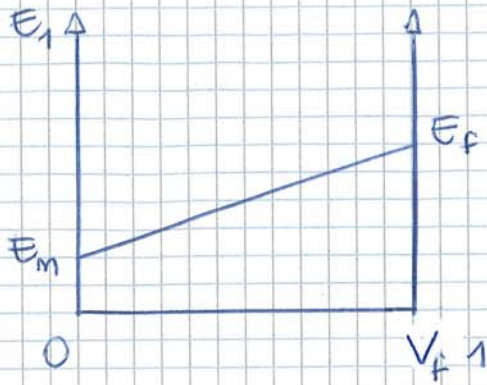
$$- \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} = + V_f V_f + V_m V_m = \nu_{12}$$

PESATA MEDIA dei COEFF.
di POISSON

$$\text{se } V_f < V_m \Rightarrow \nu_{12} \approx V_m V_m \approx \frac{1}{E_m} \approx \frac{1}{E_2}$$

$$\nu_{21} = \frac{1}{E_f} \approx \frac{1}{E_1} \quad E_1 \approx E_f V_f$$

$$\nu_{12} : \frac{1}{E_2} = \nu_{21} : \frac{1}{E_1}$$



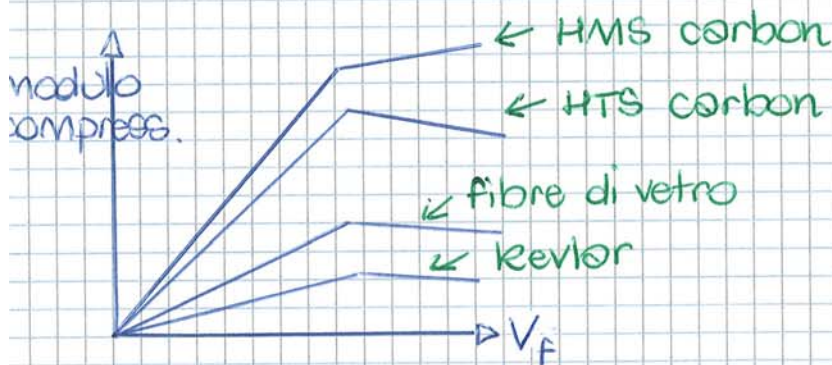
$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m$$

$$\downarrow \quad \downarrow \quad \downarrow \quad \underbrace{\hspace{2em}}$$

$$y = m x + n$$

proporzionalità tra V_f e E interrotto \times determinato valore \times cui pendenza può addirittura diventare negativo! Fibre vengono sollecitate e si piegano si inclinano rispetto allo sforzo e obbossano loro contributo alla rigidità

in compressione matrice non riesce a mantenere fibre in giusto orientamento, fibre si disallineano



$$E_1 = E_f V_f + E_m (1 - V_f)$$

$$E_1 = E_f V_f + E_m - E_m V_f$$

$$\frac{dE_1}{dV_f} = E_f - E_m \cong E_f$$

$$\frac{dE_1}{dV_f} \cong E_f$$

$$\downarrow \quad \downarrow$$

$$y = m x \quad \text{con } m = 1$$

$$\left(\frac{dE_1}{dV_f} \right)_{\text{HMSC}} \Rightarrow E_f \text{ (HMSC)}$$

17/03/2016

ζ : fattore di efficienza $\nearrow = 2 \Rightarrow E$
 $\searrow = 1 \Rightarrow G$

$$\eta = \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + \zeta}$$

$$\eta = \frac{\frac{G_f}{G_m} - 1}{\frac{G_f}{G_m} + \zeta}$$

$0 < \eta < 1$ $\zeta > 0$ $0 < V_f < 1$

$$\frac{1}{E_2} = \frac{V_f}{E_m} + \frac{V_m}{E_m} \quad E_f \gg E_m$$

$$\frac{1}{E_2} \approx \frac{V_m}{E_m}$$

$$E_2 \approx E_m \frac{1}{V_m}$$

$$E_2 = \underbrace{\frac{1 + \zeta \eta V_f}{1 - \eta V_f}}_{> 1} E_m \quad \text{con } \begin{cases} 1 + \zeta \eta V_f > 1 \\ 1 - \eta V_f < 1 \end{cases}$$

• V_f, V_m dipendono da ζ

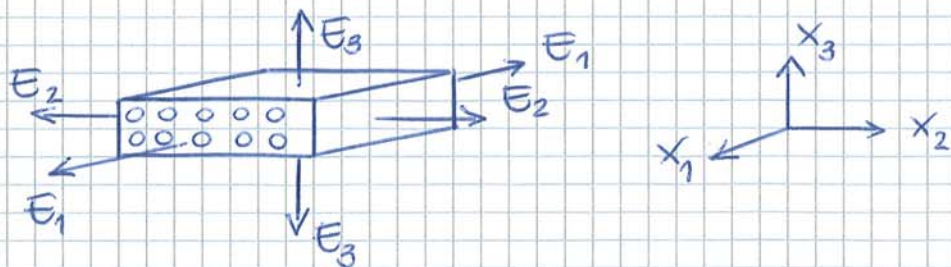
APPROCCIO \nearrow TEORICO \Rightarrow REUSS
 \searrow EMPIRICO \Rightarrow TSAI-HALPIN (otengo valori di modulo maggiori tanto maggiore è ζ)

se $\zeta = 0 \Rightarrow$ REUSS \equiv TSAI-HALPIN

$$\eta = \left(\frac{E_f}{E_m} - 1 \right) \frac{E_m}{E_f} = 1 - \frac{E_m}{E_f}$$

$$E_2 = \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{E_m}{E_f}\right) V_f} E_m = \frac{E_m}{V_f + V_m - \left(\frac{E_f - E_m}{E_f}\right) V_f}$$

$$G_{12} = \frac{1 + \eta \sqrt{3} \nu_F}{1 - \eta \nu_F} \quad G_m = \frac{1 + 0,9084 \cdot 0,56}{1 - 0,9084 \cdot 0,56} \cdot 1,2 = 3,68 \quad \text{GPa}$$



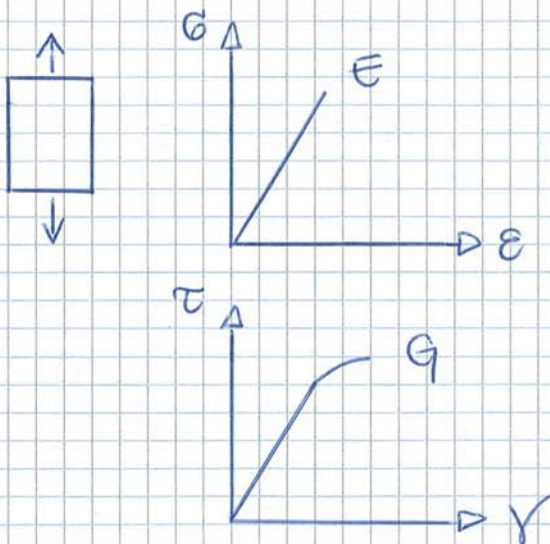
- aumento volume dovuto ad allungamento viene compensato da contrazione laterale

$$\nu = - \frac{\epsilon_T}{\epsilon_L}$$

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon}$$

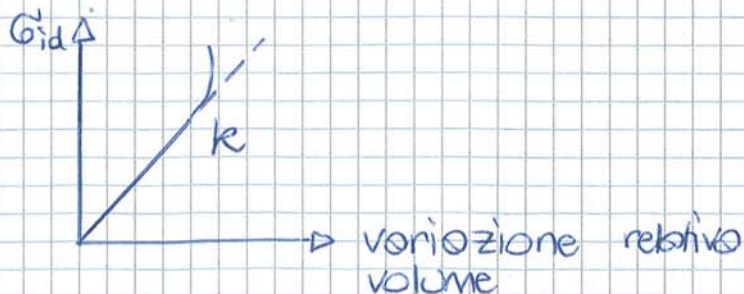
$$\gamma = \tan \vartheta = \frac{\delta}{e_0}$$

$$\tau = G \gamma$$



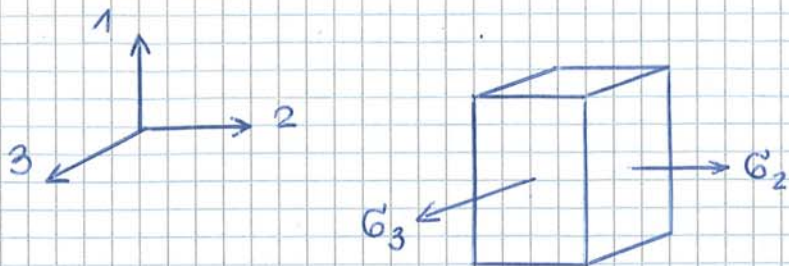
- pressione idrostatica su tutte le facce del solido in pari entità

$$K = \frac{G_{id}}{\Delta V/V_0}$$



- E
- G
- K
- nu

MATERIALE ISOTROPO: $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3 \rightarrow \epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$



$$\begin{cases} \epsilon_1 = \epsilon_1' + \epsilon_1'' + \epsilon_1''' \\ \nu = -\frac{\epsilon_1''}{\epsilon_2} \leftarrow \text{contrazione} \Rightarrow \epsilon_1'' = -\nu \epsilon_2 = -\nu \frac{\sigma_2}{E} \\ \nu = -\frac{\epsilon_1'''}{\epsilon_3} \leftarrow \text{allungamento} \Rightarrow \epsilon_1''' = -\nu \epsilon_3 = -\nu \frac{\sigma_3}{E} \end{cases}$$

$$\begin{aligned} \epsilon_1 &= \frac{\sigma_1}{E} - \nu \frac{\sigma_2}{E} - \nu \frac{\sigma_3}{E} = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \\ \epsilon_2 &= \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)] \\ \epsilon_3 &= \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \end{aligned} \quad \left. \vphantom{\begin{aligned} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \end{aligned}} \right\} \begin{array}{l} \text{EQUAZIONI} \\ \text{COSTITUTIVE} \\ \text{SFORZI ASSIALI} \end{array}$$

$$\begin{aligned} \gamma_{12} &= \frac{1}{G} \tau_{12} \\ \gamma_{23} &= \frac{1}{G} \tau_{23} \\ \gamma_{13} &= \frac{1}{G} \tau_{13} \end{aligned} \quad \left. \vphantom{\begin{aligned} \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{aligned}} \right\} \begin{array}{l} \text{EQUAZIONI COSTITUTIVE} \\ \text{SFORZI di TAGLIO} \end{array}$$

$$\begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E & -\nu/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ -\nu/E & 1/E & -\nu/E & 0 & 0 & 0 \\ -\nu/E & -\nu/E & 1/E & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \end{bmatrix}$$

FORMA MATRICIALE

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} - \nu_{21} \frac{\sigma_2}{E_2}$$

$$\varepsilon_2 = -\nu_{12} \frac{\sigma_1}{E_1} + \frac{\sigma_2}{E_2} \Rightarrow \frac{\sigma_2}{E_2} = \varepsilon_2 + \nu_{12} \frac{\sigma_1}{E_1}$$

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} - \nu_{21} \left(\varepsilon_2 + \nu_{12} \frac{\sigma_1}{E_1} \right)$$

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} - \nu_{21} \varepsilon_2 - \nu_{21} \nu_{12} \frac{\sigma_1}{E_1}$$

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} (1 - \nu_{21} \nu_{12}) - \nu_{21} \varepsilon_2$$

$$\varepsilon_1 E_1 = \sigma_1 (1 - \nu_{21} \nu_{12}) - \nu_{21} \varepsilon_2 E_1$$

$$\sigma_1 = \frac{E_1}{1 - \nu_{21} \nu_{12}} \varepsilon_1 + \frac{\nu_{21} E_1}{1 - \nu_{21} \nu_{12}} \varepsilon_2$$

$$\sigma_1 = Q_{11} \varepsilon_1 + Q_{12} \varepsilon_2$$

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1 - \nu_{21} \nu_{12}}$$

$$Q_{12} = \frac{\nu_{21} E_1}{1 - \nu_{21} \nu_{12}}$$

$$Q_{33} = G_{12} \quad \text{da} \quad \tau_{12} = G_{12} \gamma_{12}$$

$$Q_{22} = \frac{E_2}{1 - \nu_{21} \nu_{12}}$$

$$Q_{21} = \frac{\nu_{12} E_2}{1 - \nu_{21} \nu_{12}}$$

- Il lavoro di deformazione elastico può essere espresso da:

$$\delta = \frac{1}{2} \sigma \cdot \varepsilon$$

$$\delta = \frac{1}{2} (\sigma_1 \varepsilon_1 + \sigma_2 \varepsilon_2 + \tau_{12} \gamma_{12})$$

$$\delta = \frac{1}{2} \begin{bmatrix} \sigma_1 & \sigma_2 & \tau_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix}$$

- CONDUCEBILITÀ TERMICA LONGITUDINALE CON FIBRE LUNGHE UNIDIREZIONALI

$$\lambda_0 = \lambda_f V_f + \lambda_m V_m$$

sistema trasversale più complicato

18/03/2016

- COEFF. DILATAZIONE TERMICA

$$\alpha_1 = \frac{E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{E_c}$$

più è rigido il mat. meno si deforma e si dilata. L'unico caso in cui posso usare la regola della miscela per i compositi per calcolare coeff. dilatazione è

$$E_c = E_m = E_f$$

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

nello medio non contano solo V_f e V_m ma anche E_f e E_m , coeff. dilatazione termico medio che tiene conto di E . Nello direzione trasversale le cose cambiano

$$\alpha_2 = (1 + \nu_m) \alpha_m V_m + (1 + \nu_f) \alpha_f V_f - \alpha_1 (\nu_f V_f + \nu_m V_m)$$

TENSIONI e DEFORMAZIONI ELASTICHE RESIDUE NEI COMPOSITI CON FIBRE UNIDIREZIONALI

- alto T poiché spesso ho sinterizzazione oppure curing
- nel processo di raffreddamento mat. si contrae (eccezione fibre di C e kevlar)

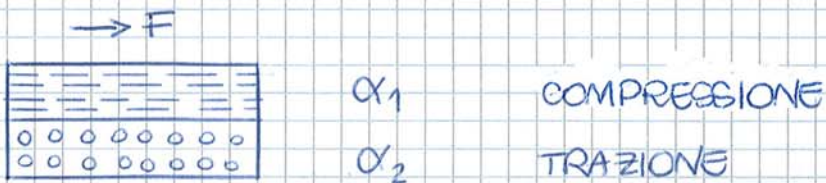
$$\epsilon_m = \alpha_m \Delta T$$

$$\epsilon_f = \alpha_f \Delta T$$

$$\epsilon_m - \epsilon_f = (\alpha_m - \alpha_f) \Delta T \Rightarrow \frac{\sigma_m}{E_m} - \frac{\sigma_f}{E_f} = (\alpha_m - \alpha_f) \Delta T$$

- α_f molto piccolo addirittura $\alpha_f < 0$, mentre $\alpha_m > 0$ e \gg nel caso di fibre polimeriche

- stress longitudinali hanno conseguenze
 - MECCANISMI RILASSAMENTO (che avevo ipotizzato non avvenisse) se ho mat. metallica questo invecchia. In prossimità dell'interfaccia ho concentrazione > di dislocazioni; se matrice invecchia, anche localmente produce aumento resistenza, ma ha anche maggior diffusione e processi nucleazione ed es. di precipitati. Non è vantaggioso, voglio precipitati ben dispersi x bloccare dislocazioni
- stress residui generalmente si ribassano nella matrice, non nelle fibre
- tensione residue uguali tra fibra e matrice quando $V_f = V_m$
- // // piccolo nel caso di compositi polimerici
- se fibre ceramiche con compressione matrice ho buon risultato
- se ho stress residuo di 30-40 MPa questo corrisponde al 50% della resistenza del mat. Per cui mi basta basso sforzo x portarlo a rottura
- stress trazione causano cricche motivo x cui nello tempo di mat. metallici non uso solo H_2O ma $H_2O +$ olio x avere raffreddamenti meno severi
- considero ora laminati in cui fibre // ad una certa direzione



- ① nella direzione longitudinale agiscono in // nella direzione trasversale agiscono in serie.
- ② lamina inferiore tende a contrarsi ma non può: DELAMINAZIONE altrimenti!
 $\alpha_2 > \alpha_1$



ho effetto di FLESSIONE con imbarco dei laminati

- necessario mettere più laminati

$$\rho_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m = 2,8 \cdot 0,35 + 4,42 \cdot 0,65 = 3,85 \quad \text{g/cm}^3$$

$$G_c = G_f V_f + G_m V_m = 3 \cdot 10^3 \cdot 0,35 + 930 \cdot 0,65 = 1655 \quad \text{MPa}$$

$$\frac{E}{\rho} = \frac{E_1}{\rho_c} = \frac{187}{3,85} = 48,6 \quad \frac{\text{GPa}}{\text{g/cm}^3}$$

2

vetro

$$E_f = 72,3 \quad \text{GPa}$$

$$G_f = 2410 \quad \text{MPa}$$

$$V_f = 0,6$$

epox

$$E_m = 3,1 \quad \text{GPa}$$

$$G_m = 62 \quad \text{MPa}$$

$$P_f = G_f A_f = G_f V_f = \epsilon_f E_f V_f$$

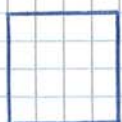
$$P_c = G_c A_c = \epsilon_c E_c$$

$$\frac{P_f}{P_c} = \frac{\epsilon_f E_f V_f}{\epsilon_c E_c}$$

$$\frac{P_f}{P_c} = \frac{E_f V_f}{E_f V_f + E_m V_m} = \frac{72,3 \cdot 0,6}{72,3 \cdot 0,6 + 3,1 \cdot 0,4} = 0,97$$

quasi tutto il carico è sopportato dalle fibre

$$G_c = G_f V_f + G_m V_m = 2410 \cdot 0,6 + 62 \cdot 0,4 = 1471 \quad \text{MPa}$$



$$1 \text{ mm}^2 \Rightarrow P_c = 1471 \quad \text{MPa}$$

$$P_f = 1471 \cdot 0,97 = 1427 \quad \text{N}$$

$$G_f = \frac{1427}{0,6} = 2378 \quad \text{MPa} < 2410 \quad \text{MPa}$$

$$\text{se uso } \frac{P_f}{P_c} = 0,9722 \Rightarrow P_f = 1430 \text{ N} \Rightarrow G_f = \frac{1430}{0,6} = 2383 \quad \text{MPa}$$

$$v_{12} = v_f v_f + v_m v_m = 0,21 \cdot 0,4 + 0,35 \cdot 0,6 = 0,294$$

$$\frac{v_{12}}{E_1} = \frac{v_{21}}{E_2}$$

$$\epsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_1} - \frac{v_{12}}{E_1} \sigma_2 = \frac{100}{33 \cdot 10^3} - \frac{0,294}{33 \cdot 10^3} \cdot 100 = 2,14 \cdot 10^{-3}$$

#

$$\epsilon_2 = -\frac{v_{12}}{E_1} \sigma_1 + \frac{\sigma_2}{E_2} = -\frac{0,294 \cdot 100}{33 \cdot 10^3} + \frac{100}{7,98 \cdot 10^3} = 11,6 \cdot 10^{-3}$$

deformazione maggiore dovuto al fatto che $E_2 < E_1$, quindi non essendo meno rigido si deforma maggiormente

⑤ $\alpha_c = 0$

Fibre di C

$$E_f = 350 \text{ GPa}$$

$$\alpha_f = -9 \cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$$

lego di Mg

$$E_m = 45 \text{ GPa}$$

$$\alpha_m = 26 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$$

epox

$$E_m = 4,6 \text{ GPa}$$

$$\alpha_m = 60 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$$

$$\alpha_1 = \frac{E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m V_m}{E_1} = 0$$

$$E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m (1 - V_f) = 0$$

$$E_f \alpha_f V_f + E_m \alpha_m - E_m \alpha_m V_f = 0$$

$$V_f = \frac{E_m \alpha_m}{E_m \alpha_m - E_f \alpha_f}$$

1)

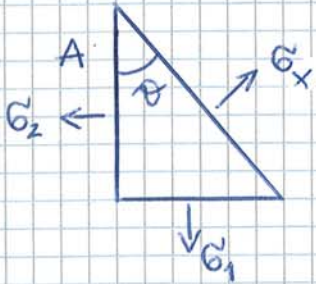
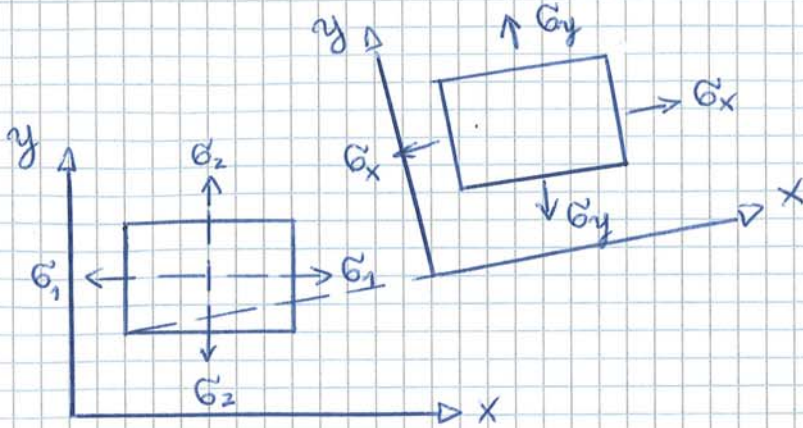
$$V_f = \frac{45 \cdot 26 \cdot 10^{-6}}{45 \cdot 26 \cdot 10^{-6} + 350 \cdot 9 \cdot 10^{-7}} = 0,79$$

2)

$$V_f = \frac{4,6 \cdot 60 \cdot 10^{-6}}{4,6 \cdot 60 \cdot 10^{-6} + 350 \cdot 9 \cdot 10^{-7}} = 0,47$$

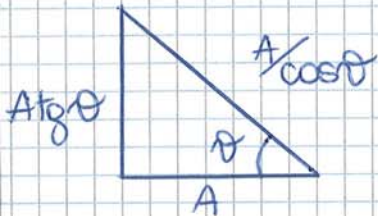
ok meglio

23/03/2016



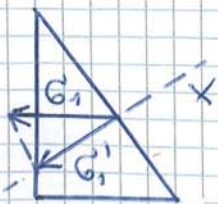
$$A = I \cos \vartheta \Rightarrow I = \frac{A}{\cos \vartheta}$$

$$I \sin \vartheta = \frac{A}{\cos \vartheta} \sin \vartheta = A \tan \vartheta$$

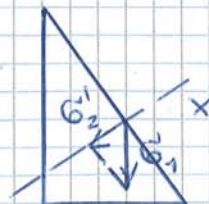


• questa costruzione serve a ricavare la relazione tra gli sforzi sugli assi principali ① e ② e gli sforzi relativi agli assi x e y

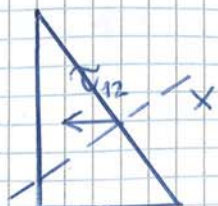
$$F_x = G_x \underbrace{\frac{A}{\cos \vartheta}}_I \cdot 1 \quad \downarrow \text{spessore unitario}$$



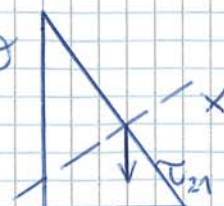
$$F'_1 = G_1 A \cos \vartheta$$



$$F'_2 = G_2 \cdot A \cdot \tan \vartheta \sin \vartheta$$

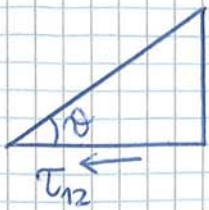


$$F'_3 = \tau_{12} A \tan \vartheta \cos \vartheta$$



$$F'_4 = \tau_{21} A \sin \vartheta$$

$$F_x = F'_1 + F'_2 + F'_3 + F'_4$$



$$F'_3 = \tau_{12} A \cos\theta$$



$$F'_4 = -\tau_{21} A \sin\theta$$

$$F_{xy} = F'_1 + F'_2 + F'_3 + F'_4$$

$$\tau_{xy} \frac{A}{\cos\theta} = -\sigma_1 A \sin\theta + \sigma_2 A \sin\theta + \tau_{12} A \cos\theta - \tau_{21} A \frac{\sin^2\theta}{\cos\theta}$$

$$\tau_{xy} = -\sigma_1 \sin\theta \cos\theta + \sigma_2 \sin\theta \cos\theta + \tau_{12} (\cos^2\theta - \sin^2\theta)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & 2\sin\theta\cos\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & -2\sin\theta\cos\theta \\ \sin\theta\cos\theta & \sin\theta\cos\theta & (\cos^2\theta - \sin^2\theta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix}$$

$$\sigma_{xy} = T \sigma_{ij}$$

$$\sigma_{ij} = T^{-1} \sigma_{xy}$$

T^{-1} è uguale a T cambiando di segno i termini in $\sin\theta\cos\theta$

- la stessa matrice permette inoltre di trasformare le deformazioni

$$\epsilon_{xy} = T \epsilon_{ij}$$

$$\epsilon_{ij} = T^{-1} \epsilon_{xy}$$

- nel caso di compositi gli sforzi di taglio possono contribuire alla componente di trazione/compressione

- accoppiamento taglio/trazione
- dovuto ad anisotropia

ESERCITAZIONE 2

$$\textcircled{1} E_1 = 178 \text{ GPa}$$

$$G_x = 120 \text{ MPa}$$

$$E_2 = 9 \text{ GPa}$$

$$\theta = 20^\circ$$

$$G_{12} = 5 \text{ GPa}$$

$$V_{12} = 0,25$$



$$\sigma_{ij} = T^{-1} \sigma_{xy}$$

$$\epsilon_2 = \frac{0,278 \cdot 200}{40,5 \cdot 10^3} + \frac{(-75)}{12 \cdot 10^3} = -7,45 \cdot 10^{-3}$$

$$\epsilon_{12} = 0$$

$$\begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_{xy} \\ \epsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -2 \sin \theta \cos \theta \\ -\sin \theta \cos \theta & \sin \theta \cos \theta & (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 4,75 \cdot 10^{-3} \\ -7,45 \cdot 10^{-3} \\ 0 \end{bmatrix}$$

$$\epsilon_x = 4,75 \cdot 10^{-3} \cos^2(45) - 7,45 \cdot 10^{-3} \sin^2(45) = 1,35 \cdot 10^{-3}$$

$$\epsilon_{xy} = -7,45 \cdot 10^{-3} \cos^2(45) + 4,75 \cdot 10^{-3} \sin^2(45) = 1,35 \cdot 10^{-3}$$

$$\epsilon_{xy} = -4,75 \cdot 10^{-3} \sin(45) \cos(45) - 7,45 \sin(45) \cos(45) = -6,1 \cdot 10^{-3}$$

deformaz.
di taglio

- ③ $E_1 = 47 \text{ GPa}$
 $E_2 = 8 \text{ GPa}$
 $\nu_{12} = 0,28$
 $G_{12} = 18 \text{ GPa}$
 $\tau_{xy} = 40 \text{ MPa}$
 $\theta = 30^\circ$

$$\sigma_{ij} = T^{-1} \sigma_{xy}$$

$$\epsilon_{xy} = T \epsilon_{ij}$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & -2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin \theta \cos \theta & -\sin \theta \cos \theta & (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 40 \end{bmatrix}$$

$$\sigma_1 = -2 \sin(30) \cos(30) \cdot 40 = -34,64 \text{ MPa}$$

$$\sigma_2 = 2 \sin(30) \cos(30) \cdot 40 = 34,64 \text{ MPa}$$

$$\sigma_{12} = (\cos^2 30 - \sin^2 30) \cdot 40 = 20 \text{ MPa}$$

$$\epsilon_1 = \frac{-34,64 \cdot 10^{-3}}{47} - \frac{0,28}{47} \cdot 34,64 \cdot 10^{-3} = -9,43 \cdot 10^{-4}$$

$$\epsilon_2 = \frac{0,28}{47} \cdot 34,64 \cdot 10^{-3} + \frac{34,64 \cdot 10^{-3}}{8} = 4,54 \cdot 10^{-3}$$

$$\epsilon_{12} = \frac{20 \cdot 10^{-3}}{2 \cdot 18} = 5,56 \cdot 10^{-4}$$

$$\epsilon_x = \cos^2(30) (-9,43 \cdot 10^{-4}) + \sin^2(30) (4,54 \cdot 10^{-3}) + 2 \sin(30) \cos(30) \cdot (5,56 \cdot 10^{-4}) = 9,09 \cdot 10^{-4} \quad (\otimes) \text{ (primo)}$$

$$\begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & 2\sin\theta\cos\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & -2\sin\theta\cos\theta \\ -2\sin\theta\cos\theta & 2\sin\theta\cos\theta & 2(\cos^2\theta - \sin^2\theta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/2G_{12} \end{bmatrix} \times$$

$$\times \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & -2\sin\theta\cos\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & 2\sin\theta\cos\theta \\ \sin\theta\cos\theta & -\sin\theta\cos\theta & (\cos^2\theta - \sin^2\theta) \end{bmatrix}$$

$$(T^{-1}S) \begin{bmatrix} \cos^2\theta S_{11} + \sin^2\theta S_{21} & \cos^2\theta S_{12} + \sin^2\theta S_{22} & 2\sin\theta\cos\theta S_{33} \end{bmatrix}$$

$$\begin{aligned} \bar{S}_{11} &= \cos^4\theta S_{11} + \cos^2\theta \sin^2\theta S_{21} + \cos^2\theta \sin^2\theta S_{12} + \sin^4\theta S_{22} + \\ &+ 2\sin^2\theta \cos^2\theta S_{33} = \\ &= \cos^4\theta S_{11} + \sin^4\theta S_{22} + \sin^2\theta \cos^2\theta (2S_{12} + 2S_{33}) = \\ &= \cos^4\theta S_{11} + \sin^4\theta S_{22} + 2\sin^2\theta \cos^2\theta (S_{12} + S_{33}) \end{aligned}$$

(vedi relazioni sul libro)

$$\begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_{xy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \bar{S} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \bar{Q} \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}$$

- posso calcolare modulo elastico e di taglio del composito in qualsiasi direzione

$$\sigma_x \neq 0$$

$$\sigma_y = \tau_{xy} = 0$$

$$\epsilon_x = \bar{S}_{11} \sigma_x$$

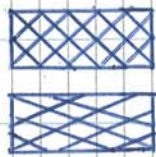
è la legge di Hooke *

$$\epsilon_{xy} = \bar{S}_{21} \sigma_x$$

$$\gamma_{xy} = \bar{S}_{31} \sigma_x$$

$$* \quad G = E \bar{S}_{11} \Rightarrow E = G \cdot \frac{1}{\bar{S}_{11}} \Rightarrow \bar{S}_{11} = \frac{\epsilon_x}{\sigma_x} = \frac{1}{E_x}$$

- creo ora laminato con fibre incrociate: dipendenza del modulo elastico da θ meno evidente, forma della curva non varia ma la pendenza è meno drastica



$\theta = \pm 45$

$\theta = \pm 25$

} con laminato ottengo mat. molto meno anisotropo migliorando modul. elastico

- osservando modulo di taglio questo cresce enormemente con laminato mantenendo sempre stesso comportamento con max a $\theta = 45^\circ$ e valori identici a $\theta = 0^\circ$ e $\theta = 90^\circ$
- modulo di taglio migliore in tutte le direzioni \neq da quelle principali

LAMINATI COMPOSITI

- con tante lamine sovrapposte e fibre disposte in tutte le direzioni ottengo isotropia \sim perfetto, bastano 3 direzioni:

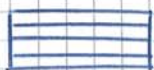
$0^\circ \quad 90^\circ \quad \pm 45^\circ$

- può variare spessore θ secondo della richiesta di sollecitazione
- posso decidere anche sequenza di sovrapposizione

es $(0)_{12}$ composito con 12 strati di fibre isoorientate, non si usa mai! (Non è un laminato)

$(0, 90)_{25}$ // con 4 coppie di strati disposti in modo simmetrico $0, 90, 0, 90, 0, 90, 0$
 ↳ simmetrico

- fibre e matrice non possono dilatarsi o espandersi indipendentemente uno dall'altro, matrice deve seguire le fibre



$\alpha_1 \ll \alpha_2$



α_2



DELAMINAZIONE (SFORZO IDENTICO A QUELLO DI FLESSIONE): se ho più strati evito questo effetto di "inbarcoamento" e sollecitazioni vengono compensate

- nel caso di fibre non continue non posso decidere io l'orientazione, uso pellets che hanno già loro orientazione posso però avere 2 possibilità

- ORIENTAZIONE CASUALE: x cui assumo $\eta_p = 0,375$
- // PREFERENZIALE: se non conosco perfettamente dinamico processo produttivo non lo so a priori quanto vale η_p

- metodo più rigoroso

$$E_{xy} = \bar{S} G_{xy}$$

$$G_{xy} = \bar{Q} E_{xy}$$

↳ spessore del laminato
 ↳ spessore dello lamina k

$$[A_{ij}] = \frac{1}{t} \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{ij})_k t_k$$

suppongo che lamina abbia spessore \neq

↳ medio peso di lamina con certa orientazione che assumono rigidità specifica

$$\begin{bmatrix} G_x \\ G_y \\ G_{xy} \end{bmatrix} = [A_{ij}] \times \begin{bmatrix} E_x \\ E_y \\ E_{xy} \end{bmatrix}$$

MATRICE RIGIDITÀ

- modelli teorici ideali, suppongo che laminato non abbia difetti

PROPRIETÀ ELASTICHE

- suppongo fibre lungo stesso direzione poi complica situazione

FIBRE NON CONTINUE

- frattura non coincide con frattura fibre, cricca può "circumnavigare" fibre
- prova trazione: matrice tirata tende a scorrere su fibre x cui ho separazione interfaccia fibra-matrice e le fibre non contribuiscono più alla rigidità ma risultano come inclusioni
- suppongo che fibre contribuiscano alla rigidità

- test di PULL-OUT simula quello che succede a metà dello fibre
 - ultima relazione correla l_c a proprietà fibre e interfaccia
- 1/04/2016
- deformazione in campo elastico, interfaccia inalterata e trasferimento di carico fibre-matrice

$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m \quad \text{quando lo fibre è continuo!}$$

- se fibre non è continuo posso avere o meno trasferimento di carico nel composito
- fibre non continuo presenta sforzo trazione solo se $l_f > l_c$
- parti terminali di una fibre non continuo sono meno efficaci nel sostenere carichi rispetto a parte centrale

$$E_c = \eta_e E_f V_f + E_m (1 - V_f)$$

↳ dipende da lunghezza fibre, più è lungo maggiore è il suo contributo

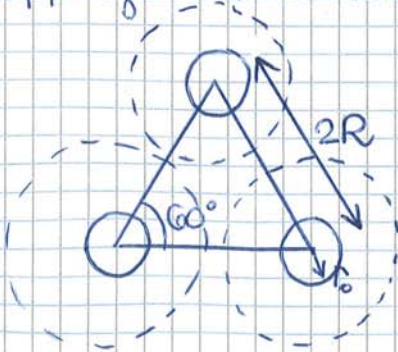
$$\eta_e = 1 - \frac{\tanh\left[\frac{\beta l}{2}\right]}{\frac{\beta l}{2}}$$

↳ = 1 se $l \rightarrow +\infty$

$$\beta = \sqrt{\frac{2G_m/E_f}{r_o^2 \ln(R/r_o)}}$$

dipende dalla frazione in volume di fibre

- $\eta_e \rightarrow 1$ se $l \rightarrow +\infty$ ma anche x lunghezze di fibre modeste (es con 10)
- difficoltà risiede nel calcolo di β
- suppongo oro reticolo esagonale



suppongo che fibre siano circondate dalla matrice nello stesso modo



$$A_{res} = \frac{1}{2} 2R \cdot 2R \sin 60^\circ = 2R^2 \sin 60^\circ = 2R^2 \sin 60^\circ$$

$$\frac{1}{6} \pi r_o^2 \cdot 3 = \frac{\pi r_o^2}{2} = A_{res} \text{ fibre}$$

METODI di FABBRICAZIONE dei COMPOSITI

C. con MATRICE POLIMERICA

- processo né difficile né costoso
- matrice termoplastica: $T > T_g$ x w) aggiungo rinforzante
- // termoindurente: necessaria reticolazione

METODO MANUALE

- stampo aperto che riproduce sagoma dell'oggetto che si vuole riprodurre
- cola resina
- consolida
- vantaggi: non servono grosse attrezzature
- distaccante sd es gel
- x piccole serie, metodo economico

METODO SEMIMANUALE

- pistola che spruzza resina e fibra che viene frantumata, rinforzante in forma discontinua
- riduzione tempistiche
- rullo x compattore e tagliare bolle d'aria

STAMPAGGIO AD ALTA PRESSIONE

- fogli di fibre impregnati di resina o drogati su stampo
- chiudo stampo e alzo T
- se matrice termoplastica, prima di tagliare il tutto dallo stampo devo far raffreddare
- produttività elevata
- stampi metallici periodicamente sostituiti perché polimeri abrasivi
- x oggetti non troppo grandi: stampi costosi!!

FORMATURA A BASSA PRESSIONE IN STAMPO APERTO

- preimpregnati con agente reticolazione, devono essere conservati in frigorifero
- deposito fogli preimpregnati su stampo aperto e copro con PE, foglio che isola vari strati da ambiente esterno
- stampo presenta aperture legate a sistema x vuoto
 - tolgo aria
 - creo ΔP x w) fogli aderiscono a stampo

$$\begin{aligned} \bar{S}_{23} &= 2 \cos^3 \vartheta \sin^3 \vartheta (-S_{11} + S_{12} + S_{33}) + 2 \cos^3 \vartheta \sin^3 \vartheta (-S_{12} + S_{22} + S_{33}) = \\ &= 0,217 \left(-\frac{1}{47} - \frac{0,28}{47} + \frac{1}{218} \right) + 0,050 \left(+\frac{0,28}{47} + \frac{1}{8} - \frac{1}{36} \right) = 0,7 \cdot 10^{-1} \text{ GPa} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \bar{S}_{33} &= (\sin^4 \vartheta + \cos^4 \vartheta) \cdot 2S_{33} + 4 \sin^2 \vartheta \cos^2 \vartheta (S_{11} - 2S_{12} + 2S_{22} - S_{33}) = \\ &= 0,625 \cdot \frac{1}{18} + 0,75 \cdot \left(\frac{1}{47} + \frac{2 \cdot 0,28}{47} + \frac{2}{8} - \frac{1}{36} \right) = 0,226 \text{ GPa}^{-1} \end{aligned}$$

② fibre lunghe unidirezionali

$E_1 = 178 \text{ GPa}$

$E_2 = 9 \text{ GPa}$

$G_{12} = 5 \text{ GPa}$

$\nu_{12} = 0,25$

$\sigma_x = 120 \text{ MPa}$

$\vartheta = 20^\circ$

visto che voglio valutare ϵ_x posso sfruttare la legge di Hooke

$$\begin{aligned} \frac{1}{E} &= \frac{\cos^4 \vartheta}{E_1} + \frac{\sin^4 \vartheta}{E_2} + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) \cos^2 \vartheta \sin^2 \vartheta = \\ &= \frac{\cos^4 20}{178} + \frac{\sin^4 20}{9} + \left(\frac{1}{5} - \frac{2 \cdot 0,25}{178} \right) \cos^2 20 \cdot \sin^2 20 = \\ &= 2,62 \cdot 10^{-2} \text{ GPa}^{-1} \end{aligned}$$

$E_{20} = 38,2 \text{ GPa}$

$\epsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x} = \frac{0,12 \text{ GPa}}{38,2 \text{ GPa}} = 3,14 \cdot 10^{-3}$

③ laminato: 20 lamine

$(\pm 30, 0_{11}, \pm 45, 90_2)_2$

$G_f = 2900 \text{ MPa}$

$E_f = 210 \text{ GPa}$

$\nu_f = 0,35$

$G_m = 900 \text{ MPa}$

$E_m = 110 \text{ GPa}$

$E_o = ?$

$E_{90} = ?$

$\eta_f = \sum E_n \cos^4 \vartheta$

$E = \eta_f E_f \nu_f + E_m \nu_m$

FORMATURA A BASSA PRESSIONE A STAMPO CHIUSO

6/04/2016

- preforma contenente fibre, termoplastico pre-riscaldato viene inserito nello stampo
- oppure miscelazione polimero + fibre e poi inserita nello stampo
- problematiche nell'inviare miscela nello stampo poiché fibre a stato solido
- rinforzante + polimero \rightarrow T.P.
 \rightarrow T.1 \Rightarrow raffreddamento con reticolazione
- poche MPa
- ciclo con vuoto

VACUUM ASSISTENT INJECTION MOLDING

- variante del precedente
- oppure preforma inserita in sacco flessibile in PE o PP su cui dispongo resina e mat. distaccante + diffusori + stampo aperto + vuoto x cui diffusori distribuiscono resina che viene assorbita se in eccesso
- sacco + vuoto + autoclave
- 3 molte varianti

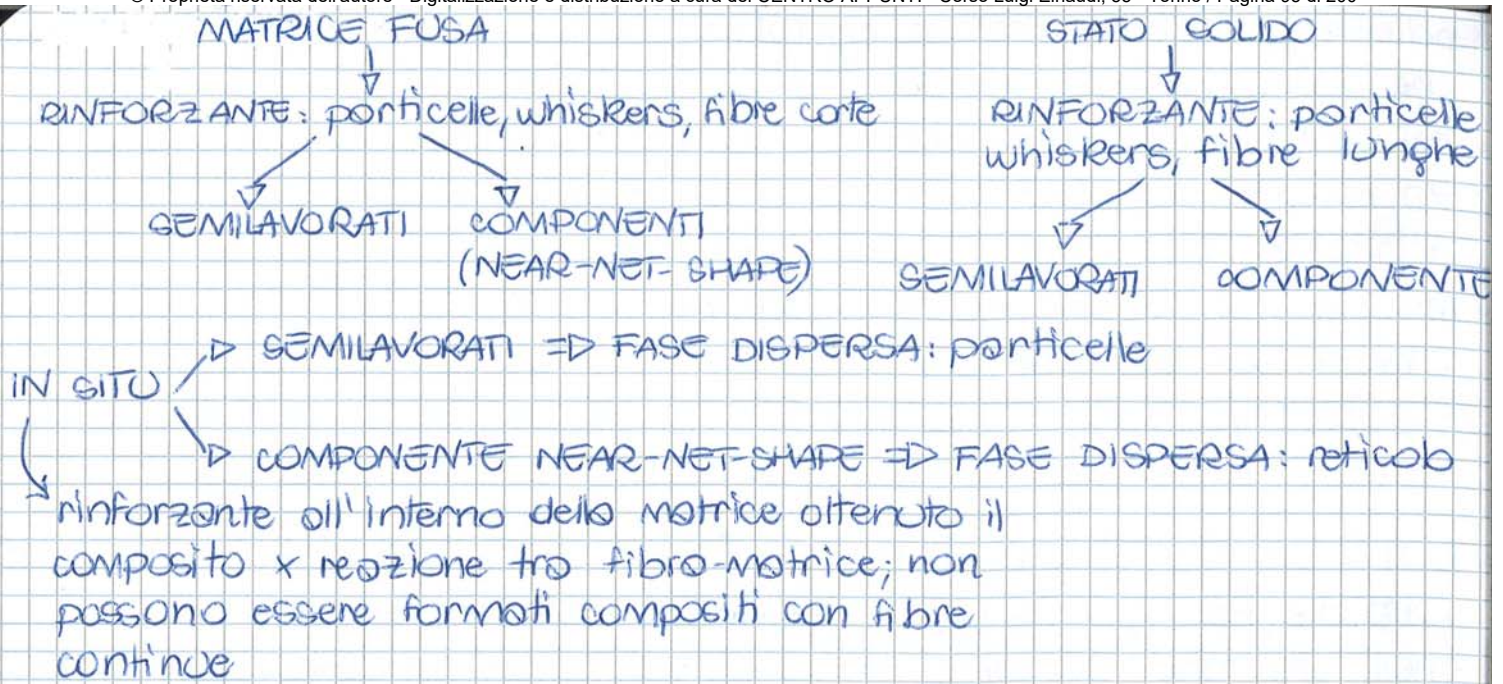
PROCESSO di POLTRUSIONE

- x componenti con profilo cost
- \neq estrusione
- 3 fasci di fibre avvolti e poi trascinati dalla linea di produzione, fibre passano in bagno di resina poi passano in stampo che impartisce forma desiderata
- a valle ho forno di trattamento che ottiene processo di reticolazione
- profilo cost e lunghezza pari a quello delle fibre continue, elevati poi tagliati
- produzione elevata e conveniente, no tempo proprio può durare quanto mi serve

PROCESSO di WET-WINDING (o FILAMENT-WINDING)

- fibre in bagno di impregnazione e poi avvolte su cilindro
- avvolte a spirale, oggetto ruotato x poter incrociare le fibre \sim laminato
- posso decidere n° di strati e tipo intreccio ma limiti su geometria posso avere cilindro o serbatoio

- \neq coeff che correli trazione e compressione
 - \neq fattori che incidono su fenomeni di micropiegatura
 - matrice
 - differenza tra trazione e compressione aumento all'aumentare della possibilità di micropiegature
 - agenti accoppianti permettono anche protezione fibre
 - matrici polimeriche assorbono elevate quantità di H_2O che danno già prestazioni matrice e fibre!
 - ϵ variabile con H_2O adsorbito, devo estrarlo
 - oppure comera con umidità controllata
 - se matrice si satura di umidità questa entra in contatto con fibre che si danneggiano
 - esponendo campioni in comera con saturazione umidità vedo che facendo prove mecc. prestazioni mecc. notevolmente abbassati
 - sigle identificano tipo di coating
-
- mat. compositi a matrice epossidica più utilizzati in campo aeronautico e più importanti tra i termoindurenti
 - compositi a matrice termoplastica meno utilizzati poiché poco stabili con T rispetto ai termoindurenti ma riciclabili!
 - FIBRE DISCONTINUE: t.p. portato a fusione e oggetto stampato, sminuzzando componente ottengo frammenti con propr. \sim pellets con al più fibre più corte; se ho t.i. modifichiamo ma non ho pellets che sono ristampabili al massimo mat. pirolizzo e uso mat. come carbonio no riciclo no riutilizzo. Se pirolizzo ottengo fibre che però sono tagliate quindi non molto conveniente
 - FIBRE CONTINUE: matrice t.p. posso tagliare fogli con fibre lunghe quanto il foglio; sminuzzando ottengo pellets con fibre di \sim continue; posso ancora fondere t.p. e recupero fibre ma costoso. Con t.i. sminuzzo o pirolizzo, seconda opzione costoso poiché alta T no può essere conveniente perché le fibre oro sono lunghe e mat. prestigioso x altri utilizzi
 - alternativa a riciclo è smaltimento no costoso, meglio riciclo
 - inoltre normative es in Europa 85% di un veicolo deve essere riciclato



STIR CASTING

- dispersione 2° fase nello stato fuso
 - COMPATIBILITÀ CHIMICA tra rinforzante e matrice
 - T, aumentando aumento reattività all'interfaccia
- interazione chimico limitato, vantaggio perché se reaz. procede oltre all'interfaccia si potrebbero formare prodotti reaz. che formerebbe un'altra fase
- interfase boruri, ossidi, nitruri se si forma consumo rinforzante ed è fase che indebolisce composito
 - COMPATIBILITÀ FISICA con variazione T ha variazione di densità ρ x ω_i ; 2 componenti hanno \neq coeff. di espansione termica che generano stress nel mat.; quando mat. metallico subisce rilassamento ha deformez. plastica (non sempre) e mat. incrudisce, se ha colloro legame fibra-matrice prop. mecc. crollano
- compatibilità chimica e fisica discusso ogni volta che ho cicli riscaldamento e raffreddamento, mat. assoggettato a fatica termica
- mat. metallico a contatto con 2° fase a T_{fus} + agitazione meccanica o ultrasuoni x ω_i ha dispersione, condizioni critiche
- ΔT con raffreddamento può originare stress residui
- x limitare stress e aumentare compatibilità si è pensato di disperdere 2° fase in matrice semi-solido

trota

- x compositi con 2^a fase ceramica molto elevata ~70% 2^a fase, no spazi vuoti
- quando ho % ↑ 2^a fase uso ^{come} pompa calore x componentistica nel elettronico
- semilavorati ad alto contenuto ceramico fondo e diluisco con altri Me + omogeneità + colore. Squeeze casting
 - ATMOSFERA AZOTO → NITRURI
 - LEGA FONDERIA
- processo semplice
es disco freno ventilato x autovettura Al-Si-Mg + 30% SiC
by Brembo (oro in carbonio con matrice ceramica) ↓
res. abrasione

7/04/2010

METALLURGIA delle POLVERI

- matrice non viene fusa quindi $T < T_{fus}$ Me → meno stress nel mat x raffreddamento
- limitate reaz. chimici
- compositi x metallurgia delle polveri nel caso di leghe sensibili all'ossidazione come il Mg - via "obbligato"
- anche x leghe di Ti in quanto molto reattivo

