

## Chapitre 6 – Les Matériaux Composites

**Lire Ashby & Jones, Vol. 2, Chapitres 28 & 29**

**Dans Callister le Chapitres 16.**

**Un bonne référence disponible en ligne à l'EPFL, pour celles/ceux qui voudraient approfondir:**

Chawla, Krishan K., *Composite materials: Science and engineering, third edition*

Springer Verlag, 2012

<https://link.springer.com/book/10.1007/978-0-387-74365-3>

Aussi, ce livre (malheureusement non disponible en ligne mais présent en version papier à la Bibliothèque) donne une très bonne introduction au sujet dans ses chapitres 6 à 8):

**G. Weidmann, P. Lewis & N. Reid Eds., Materials in Action series - Structural Materials, Butterworths, London, 1990**

## Chapitre 6 – Les Matériaux Composites

Un matériau composite, ou en termes usuels, un *composite* est un matériau créé en combinant deux matériaux différents, à échelle suffisamment fine pour qu'on puisse parler d'un matériau, ou en d'autres mots pour que le résultat soit traité comme tel en conception. (notez que la définition d'un composite varie quelque peu d'un auteur à un autre).

Les composites sont produits et utilisés depuis longtemps...

Le plus souvent un composite comporte deux phases:

- un *renfort* (reinforcement or reinforcing phase), prenant la forme d'éléments généralement convexes isolés, tels des fibres, des particules, des plaques,
- une *matrice* (matrix) qui englobe le renfort pour créer un matériau continu.



Figure 7.3 Linen-plaster composite (*cartonnage*) mummy case

## I – Les fibres

Reprenons les deux dernières diapositives du chapitre précédent:

**EPFL** Pour de très fortes déformations, les cristaux de polyéthylène peuvent se réaligner voire se désagréger, pour former des structures très résistantes selon certaines directions

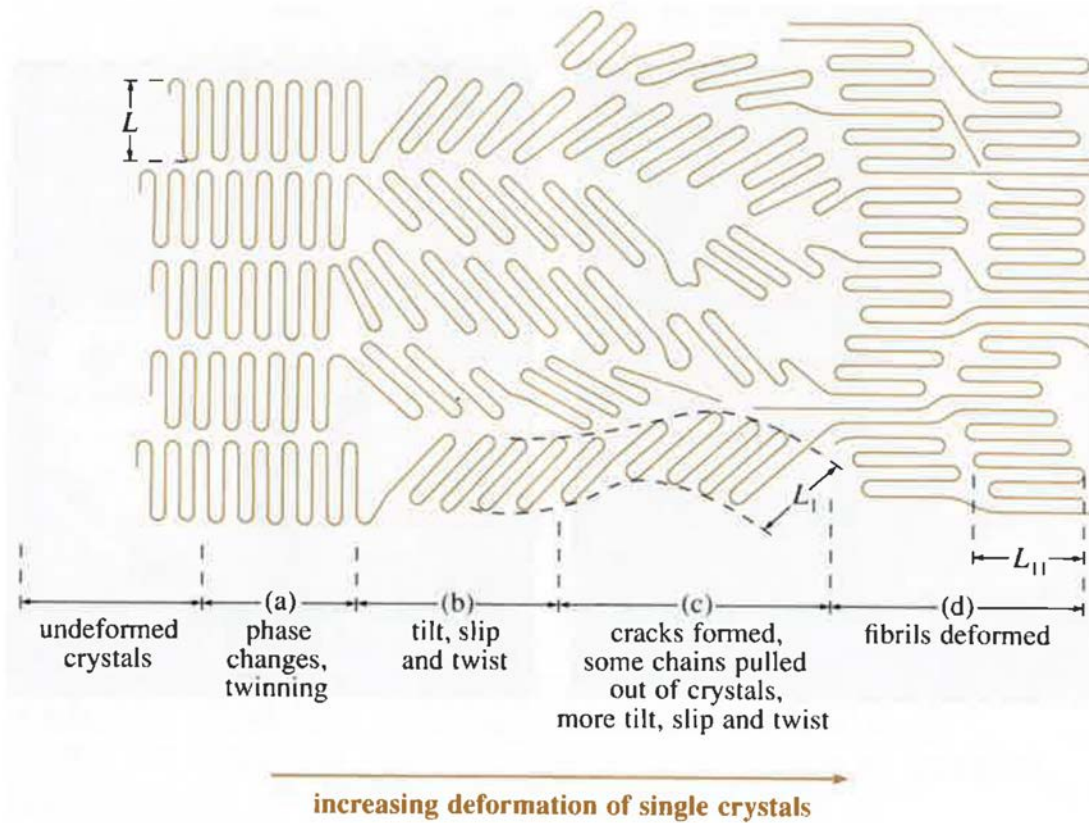


Figure 5.39 Deformation processes during cold drawing

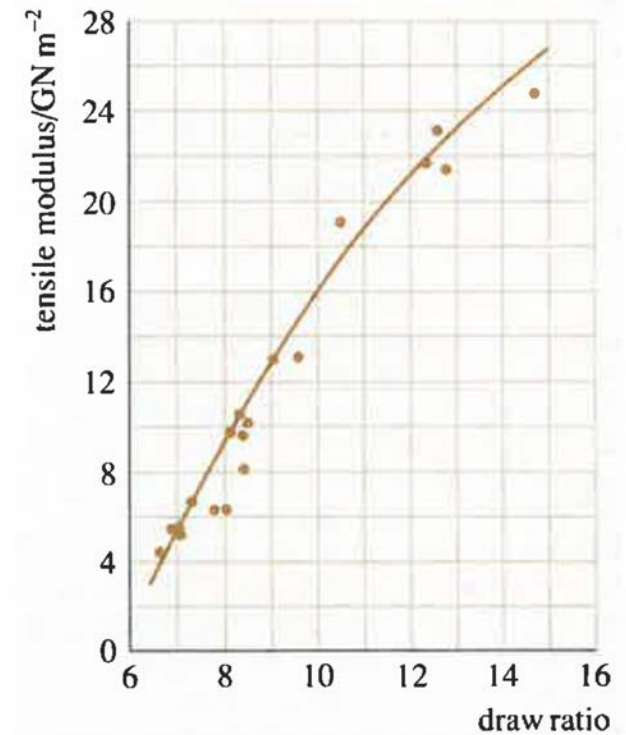


Figure 5.41 The tensile modulus of drawn monofilaments of high-density polyethylene plotted against draw ratio

L'alignement de macromolécules est en particulier utilisé pour produire des fibres polymères, allant des nombreuses fibres textiles aux fibres polymère à haute performance.

Exemple: les fibres polyéthylène à masse moléculaire ultra haute (UHMWPE), cristallisés à presque 100%, produits par alignement des molécules pendant qu'elles sont à l'état de gel, et ayant des propriétés remarquables – mais (*seulement*) en traction selon la direction d'alignement des molécules.

Fig. 3.27. Gel spinning process used to make high-modulus polyethylene fiber.

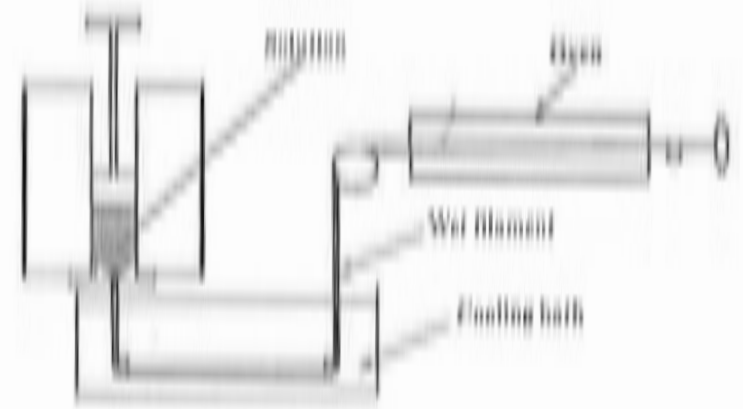


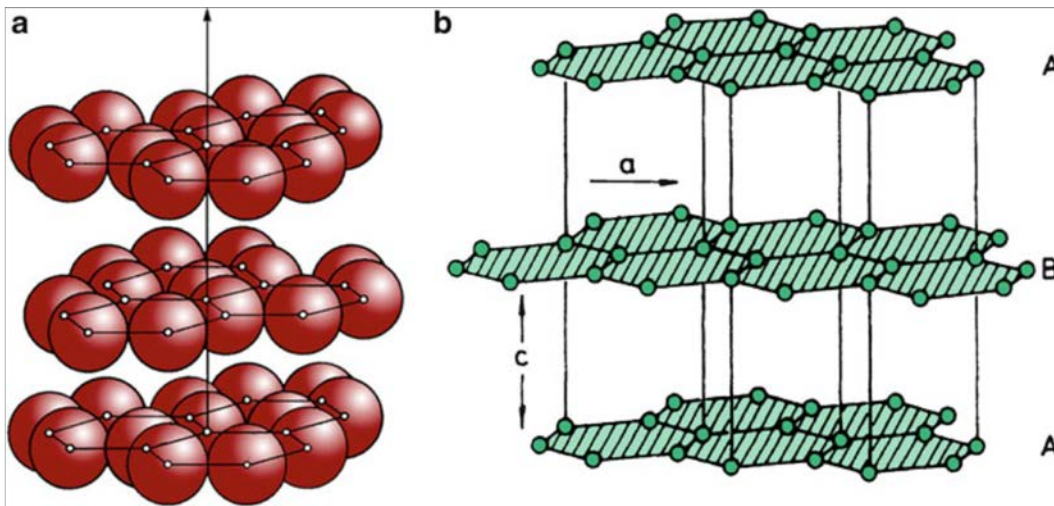
Table 2.5. Properties of polyethylene fibers\*

Property	Spectra 900	Spectra 1000
Density (g cm <sup>-3</sup> )	0.97	0.97
Diameter (μm)	38	27
Tensile Strength (GPa)	2.7	3.0
Tensile modulus (GPa)	119	175
Tensile strain to fracture (%)	3.5	2.7

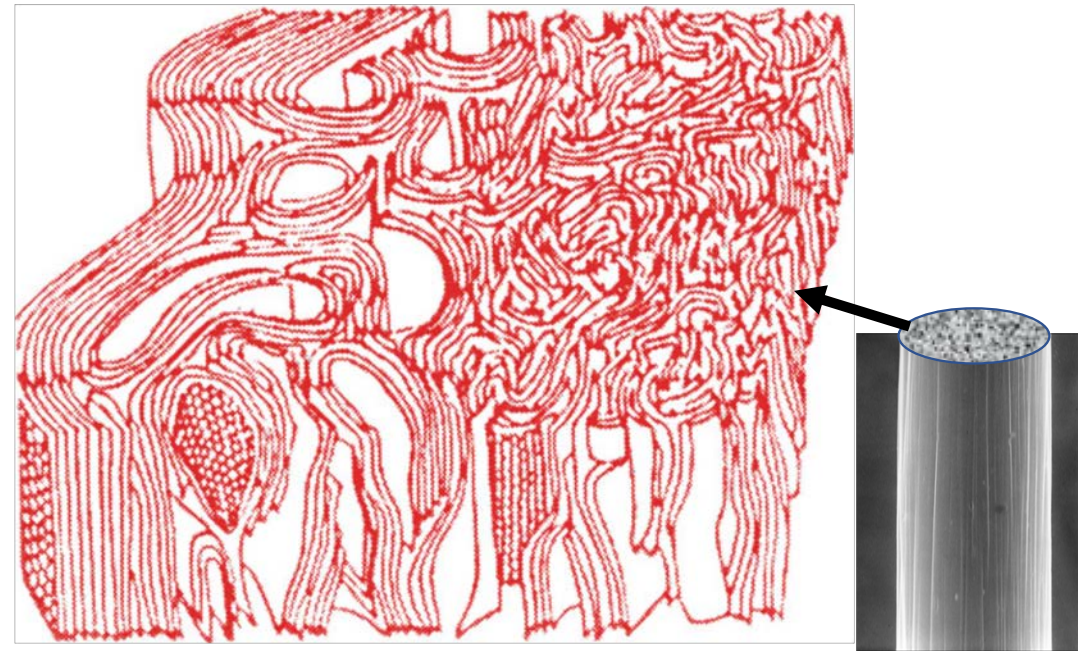
\* Manufacturer's data; indicative values.

## EPFL Les fibres de carbone

Bien d'autres matériaux peuvent être produits sous forme de fibres à haute performance mécanique selon l'axe de la fibre. On a déjà vu le verre, le polyéthylène et l'acier perlitique; il y a aussi le carbone graphitique si on le produit pour aligner les plans covalents selon l'axe de la fibre.



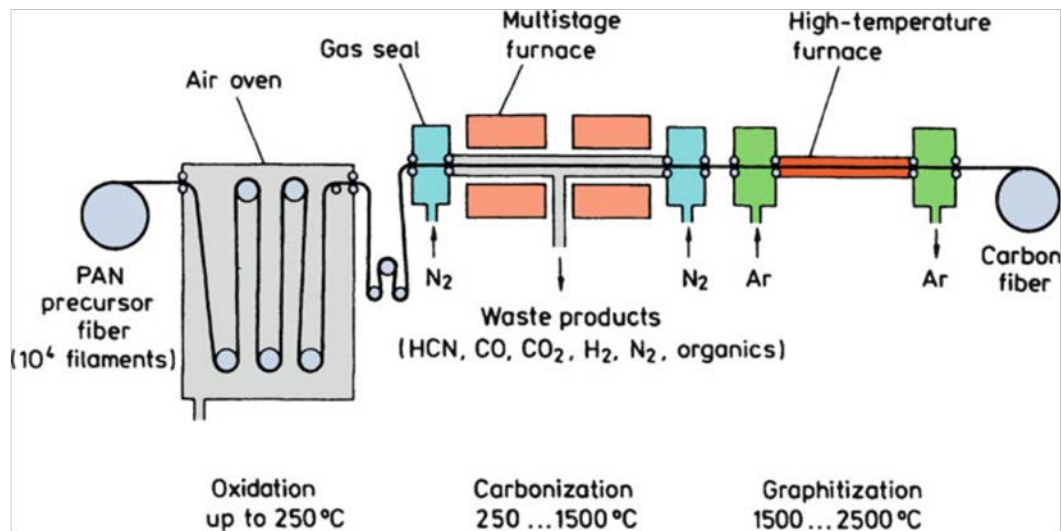
**Fig. 2.14** (a) Graphitic layer structure. The layers are shown not in contact for visual ease. (b) The hexagonal lattice structure of graphite



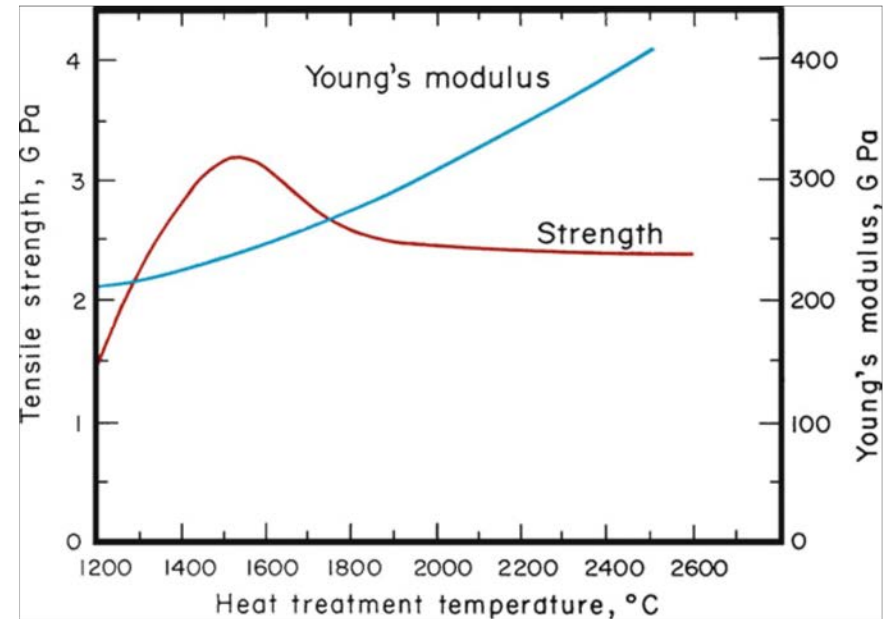
**Fig. 2.22** Three-dimensional representation of PAN-based carbon fiber [from Bennett and Johnson (1978), used with permission]

## EPFL Les fibres de carbone

Il existe divers procédés pour les produire; un des principaux consiste à partir de fibres d'un polymère, le polyacrylonitrile (PAN); notez les températures élevées de la pyrolyse.



**Fig. 2.15** Schematic of PAN-based carbon fiber production [reprinted with permission from Baker (1983)]



**Fig. 2.17** Strength and elastic modulus of carbon fiber as a function of final heat treatment temperature [after Watt (1970), used with permission]

## EPFL Les fibres de carbone

Les propriétés (et le prix) varient aussi fortement avec le processus de fabrication

**Table 2.4** Comparison of properties of different carbon fibers

Precursor	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Young's modulus (GPa)	Electrical resistivity (10 <sup>-4</sup> Ω cm)
Rayon <sup>a</sup>	1.66	390	10
Polyacrylonitrile <sup>b</sup> (PAN)	1.74	230	18
Pitch (Kureha)			
LT <sup>c</sup>	1.6	41	100
HT <sup>d</sup>	1.6	41	50
Mesophase pitch <sup>e</sup> *			
LT	2.1	340	9
HT	2.2	690	1.8
Single-crystal <sup>f</sup> graphite	2.25	1,000	0.40

<sup>a</sup>Union Carbide, Thornel 50

<sup>b</sup>Union Carbide, Thornel 300

<sup>c</sup>LT low-temperature heat-treated

<sup>d</sup>HT high-temperature heat-treated

<sup>e</sup>Union Carbide type P fibers

<sup>f</sup>Modulus and resistivity are in-plane values

Source: Adapted with permission from Singer (1979)

\* *pitch* en anglais se dit *brai* en français

<https://fr.wikipedia.org/wiki/Brai>

## EPFL Les fibres à haute performance

On peut aussi produire des fibres d'autres polymères ou de céramique; la gamme est large

Table 28.1 Properties of Some Fibers and Matrices			
Material	Density $\rho$ ( $\text{Mg m}^{-3}$ )	Modulus $E$ ( $\text{GN m}^{-2}$ )	Strength $\sigma_f$ ( $\text{MN m}^{-2}$ )
<b>Fibers</b>			
Carbon, Type 1	1.95	390	2200
Carbon, Type 2	1.75	250	2700
Cellulose fibers	1.61	60	1200
Glass (E-glass)	2.56	76	1400–2500
Kevlar	1.45	125	2760
<b>Matrices</b>			
Epoxies	1.2–1.4	2.1–5.5	40–85
Polyesters	1.1–1.4	1.3–4.5	45–85

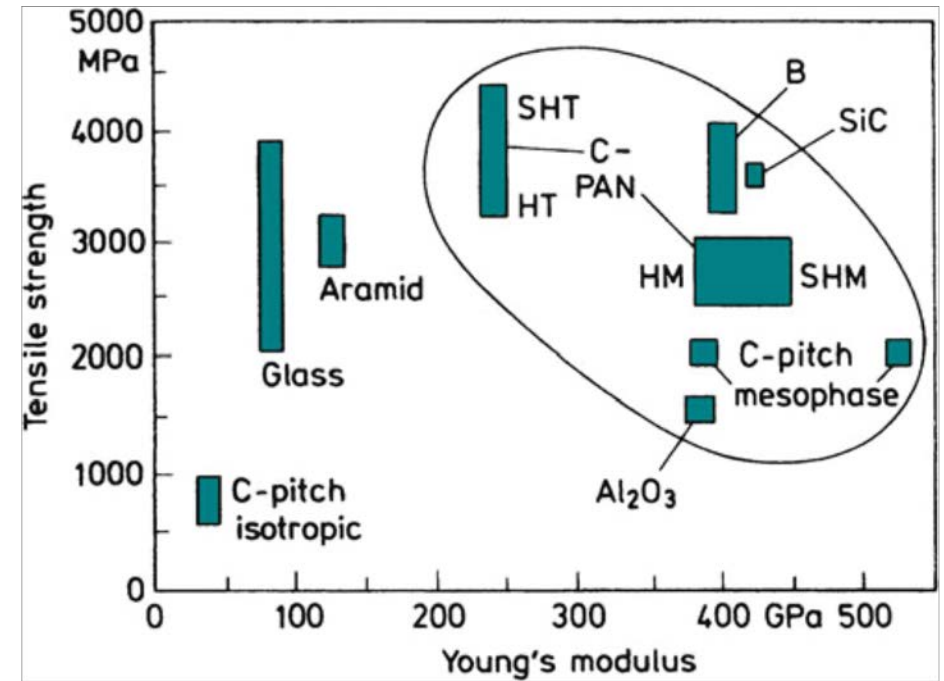


Fig. 2.47 Comparison of different fibers

Source: M.F. Ashby & D.R.H. Jones, Engineering Materials Vol. 2, 4<sup>th</sup> Ed., 2006, Elsevier Butterworth.

Source: Chawla, Krishan K., *Composite materials: Science and engineering, third edition* Springer Verlag, 2012

## EPFL Les fibres naturelles

Aux fibres synthétiques on peut ajouter les fibres naturelles, issues du monde végétal, à base de cellulose (coton, lin, chanvre, ..), ou du monde animal, à base de protéines (soie, laine, ..), que l'on utilise aussi sous forme de textile ou de corde

Table 6.1 Tensile properties of single textile fibres

Material	Density/ $\text{kg m}^{-3}$	Tensile modulus (bulk)/ $\text{GN m}^{-2}$	Tensile modulus (fibre)/ $\text{GN m}^{-2}$	Strength (bulk)/ $\text{MN m}^{-2}$	Strength (fibre)/ $\text{MN m}^{-2}$
<i>natural</i>					
<i>polymer fibres</i>					
cotton	1520	—	6–10	—	300–800
silk	1340	—	8–13	—	300–650
wool	1300	—	3–4	—	100–200
<i>synthetic</i>					
<i>polymer fibres</i>					
nylon 6,6	1140	2	1–5	80	400–750
PET	1380	3	12–19	54	600–800
PP	910	1.5	6.4	33	600
<i>metallic wire</i>					
steel (piano wire)	7860	210	210	460	3000

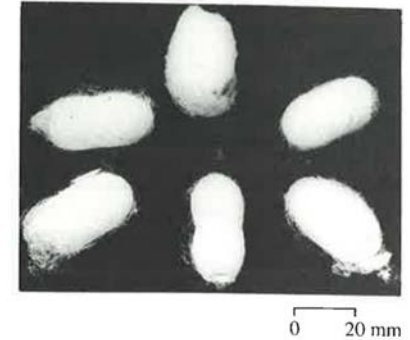


Figure 6.3 Cocoons of the cultivated silk moth *Bombyx mori*

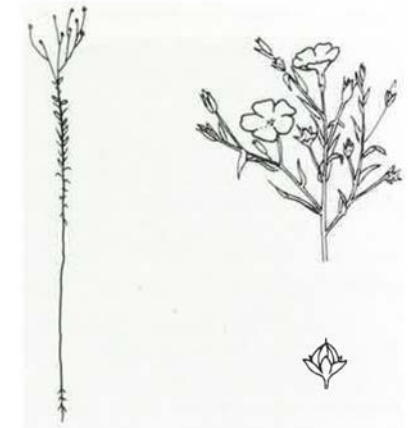


Figure 6.4 Flax plant carrying ripened seeds; head of flax in bloom; a seed capsule

# EPFL Un panorama de fibres parmi les plus usuelles

Table 7.3 Typical properties of reinforcing fibres

	Density $\rho/\text{Mg m}^{-3}$	Young's modulus $E/\text{GN m}^{-2}$	Tensile strength $\sigma_{\text{TS}}/\text{GN m}^{-2}$	Linear expansion coefficient $\alpha/10^{-6} \text{K}^{-1}$	Typical diameter/ $\mu\text{m}$	Melting or softening point/K	Relative price/ $\text{kg}^{-1}$
E-glass	2.55	72	3.4	5.1	10–20	1110	1
C-glass	2.49	69	2.8	7.2			
S-glass	2.49	87	4.6	2.7			
A-glass	2.50	68	2.4	16.2			
aramid ( <i>Kevlar 49</i> )	1.44	124	3.1	−4(∥) 59(⊥)	12	770	10
UHMPE ( <i>Spectra</i> )	0.97	120	2.6	—	38	420	30
carbon UHM	1.96	780	2.3	−2(∥) 17(⊥)	8	3920	20–100
HM	1.85	480	2.0				
UHS	1.75	270	5.2				
HS	1.76	265	2.8				
zirconia ( <i>Saffil</i> )	5.6	100	0.7	—	3	2770	25
alumina ( <i>Saffil</i> )	2.8	100	1.0	—	3	2270	
boron	2.6	380	3.8	—	100–200	2570	450
asbestos (chrysotile)	2.5	160	2.1	30	0.02	1790	0.1
silicon carbide	2.5	410	4.0	—	140		
steel piano wire	7.9	210	3.0	15	(up to 5 mm)	1670	2

## II – Les matériaux composites renforcés

## EPFL Les renforts et les matrices

Comme vu, les **fibres** à haute performance constituent un renfort évident, mais il y en a bien d'autres: les fibres naturelles (comme la paille combinée à l'argile pour construire des huttes), l'acier qui renforce le béton précontraint, ou des particules céramiques ajoutées pour durcir un polymère, voire des *charges* (filler) ajoutées, par exemple au ciment, au goudron ou à des matériaux polymériques pour en diminuer le prix et en augmenter la dureté.

Les **matrices** des matériaux composites peuvent être de toutes les trois classes que nous avons vues à ce jour: polymériques, métalliques ou céramique.

Par masse ou volume, le béton, et a fortiori le béton précontraint, étant un composite, les céramiques dominant. Pour les composites à haute performance ce sont par contre les polymères qui dominant, car ils sont légers et bien plus faciles à mettre en œuvre que les métaux ou les céramiques lors de l'élaboration de composites au sein desquels on veut préserver les propriétés de fibres à haute performance.

**EPFL** Le module des matériaux composites:  
cas du composite lamellaire

Dans chaque phase, de fraction volumique  $V_i$ , en déformation élastique linéaire on a  $\sigma_i = E_i \varepsilon_i$   
Ignorons les contraintes latérales (présentes si  $\nu_1 \neq \nu_2$ )

**Selon la direction A**

- les déformations sont identiques dans chacune des phases:  $\varepsilon_c = \varepsilon_1 = \sigma_1 / E_1 = \varepsilon_2 = \sigma_2 / E_2$
- $\sigma_c = V_1 \sigma_1 + V_2 \sigma_2$
- ... et donc

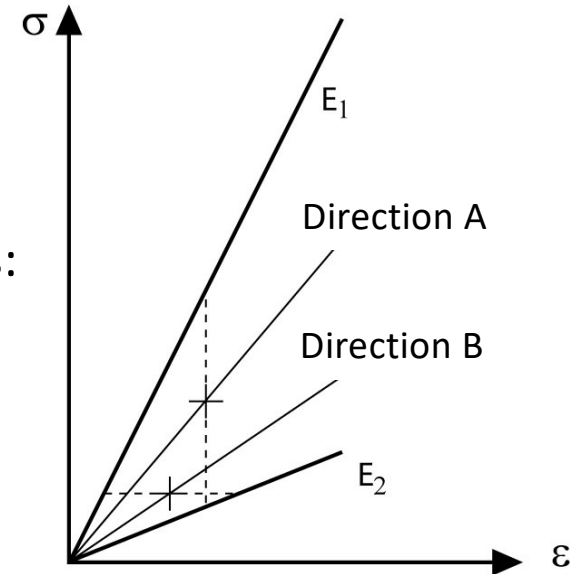
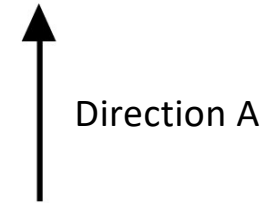
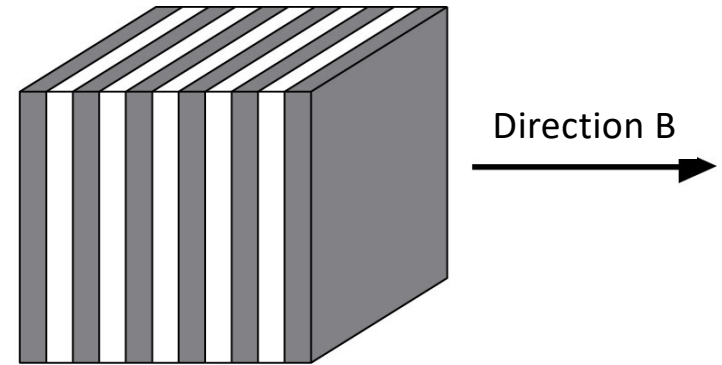
$$E_c = V_1 E_1 + V_2 E_2$$

**Selon la direction B**

- les contraintes sont identiques dans chacune des phases:  
 $\sigma_c = \sigma_1 = E_1 \varepsilon_1 = \sigma_2 = E_2 \varepsilon_2$
- $\varepsilon_c = V_1 \varepsilon_1 + V_2 \varepsilon_2 = V_1 \sigma_c / E_1 + V_2 \sigma_c / E_2$

...et donc

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_1}{E_1} + \frac{V_2}{E_2}$$



## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres longues parallèles

Il est démontré que ces deux expressions sont, respectivement, une borne supérieure (upper bound, dite de Voigt) et inférieure (lower bound, dite de Reuss) du module de tous les composites biphasés élastiques linéaires.

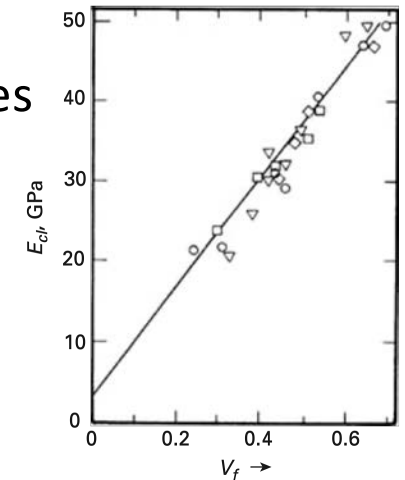
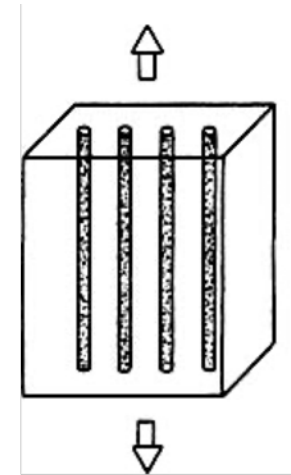
La borne supérieure s'applique bien aux composites à fibres longues sollicités parallèlement aux fibres, car il est réaliste là aussi d'écrire (si on néglige l'influence des différences de contraction latérale de Poisson):

$\varepsilon_c = \varepsilon_f = \varepsilon_m$  et donc, quelle que soit le mode déformation

$\sigma_c = V_f \sigma_f + V_m \sigma_m = V_f \sigma_f(\varepsilon_c) + V_m \sigma_m(\varepsilon_c)$  avec  $V_m = 1 - V_f$   
faisant qu'en déformation élastique linéaire

$E_c = V_f E_f + V_m E_m$  où f = fibre, m = matrice.

On appelle cela la *loi des mélanges* (rule of mixtures), laquelle s'applique aussi à quelques autres propriétés (e.g., la densité, la capacité calorifique).



**Fig. 15.6** An example of a linear increase in the longitudinal modulus of the composite,  $E_{cl}$ , as a function of the volume fraction of fiber for a glass fiber-reinforced epoxy. (After R. D. Adams and D. G. C. Bacon, *J. Comp. Mater.*, 7 (1973) 53.)

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres longues parallèles

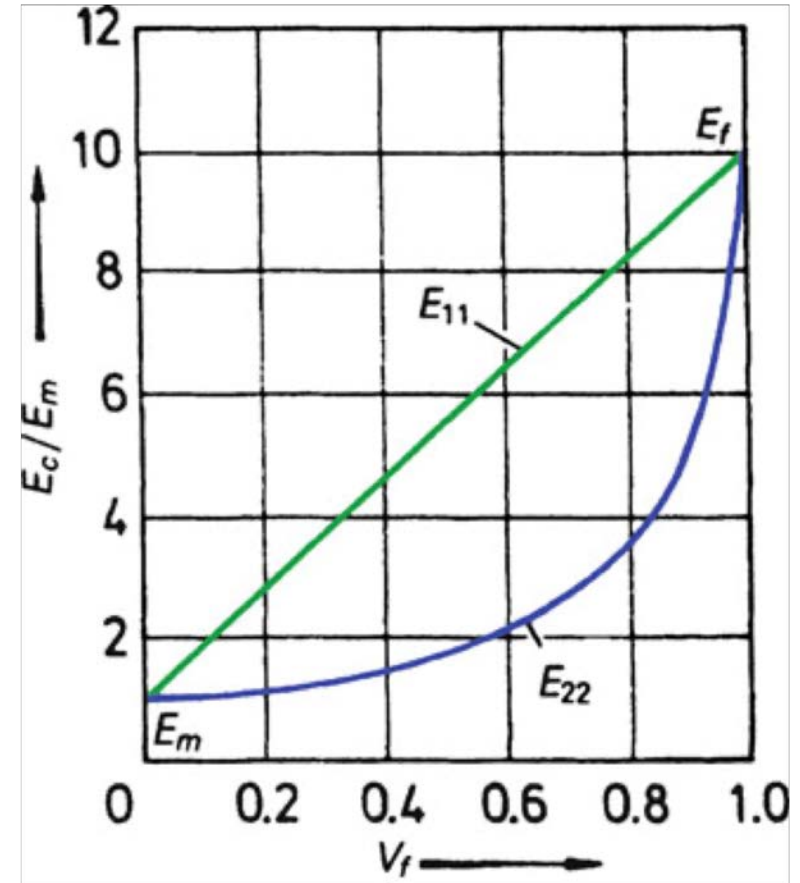
Selon les autre directions, le problème est plus complexe.

La borne inférieure, dite de Reuss (*loi des mélanges isocontrainte* = equistress rule of mixtures),

$\frac{1}{E_c} = \frac{V_1}{E_1} + \frac{V_2}{E_2}$ , donne généralement une sous-estimation du module.

Le module d'un composite à fibres parallèles perpendiculairement aux fibres sera donc quelque part entre ces deux bornes, en général plus près de la borne inférieure.

Notez que ces bornes sont fortement espacées si les deux phases sont de module nettement différent, ce qui est souvent le cas puisque les polymères on des modules faibles et les renforts des modules élevés.



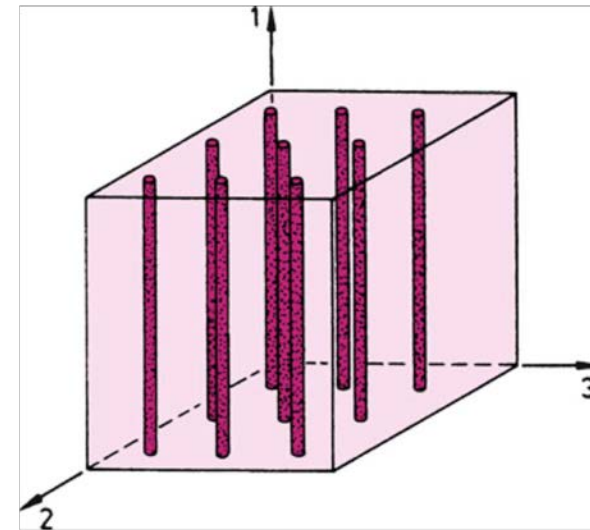
## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres longues

Un composite à fibres longues est donc souvent fortement anisotrope. En général un matériau anisotrope peut avoir un grand nombre ( $\leq 21$ ) de constantes d'élasticité – mais leur nombre est diminué s'il y a des symétries dans la structure du matériau. Un exemple est le composite à fibre parallèles réparties aléatoirement, ce qui donne un matériau à isotropie transverse (transversely isotropic material):

**Table 10.2** Elastic constants of a transversely isotropic composite in terms of component constants (matrix isotropic, fiber anisotropic)

Longitudinal modulus	$E_{11} = E_{f1}V_f + E_mV_m$
Transverse modulus	$E_{22} = E_{33} = \frac{E_m}{1 - \sqrt{V_f}(1 - E_m/E_{f2})}$
Shear modulus	$G_{12} = G_{13} = \frac{G_m}{1 - \sqrt{V_f}(1 - G_m/G_{f12})}$
Shear modulus	$G_{23} = \frac{G_m}{1 - \sqrt{V_f}(1 - G_m/G_{f23})}$
Poisson's ratio	$\nu_{12} = \nu_{13} = \nu_{f12}V_f + \nu_mV_m$
Poisson's ratio	$\nu_{23} = \frac{E_{22}}{2G_{23}} - 1$

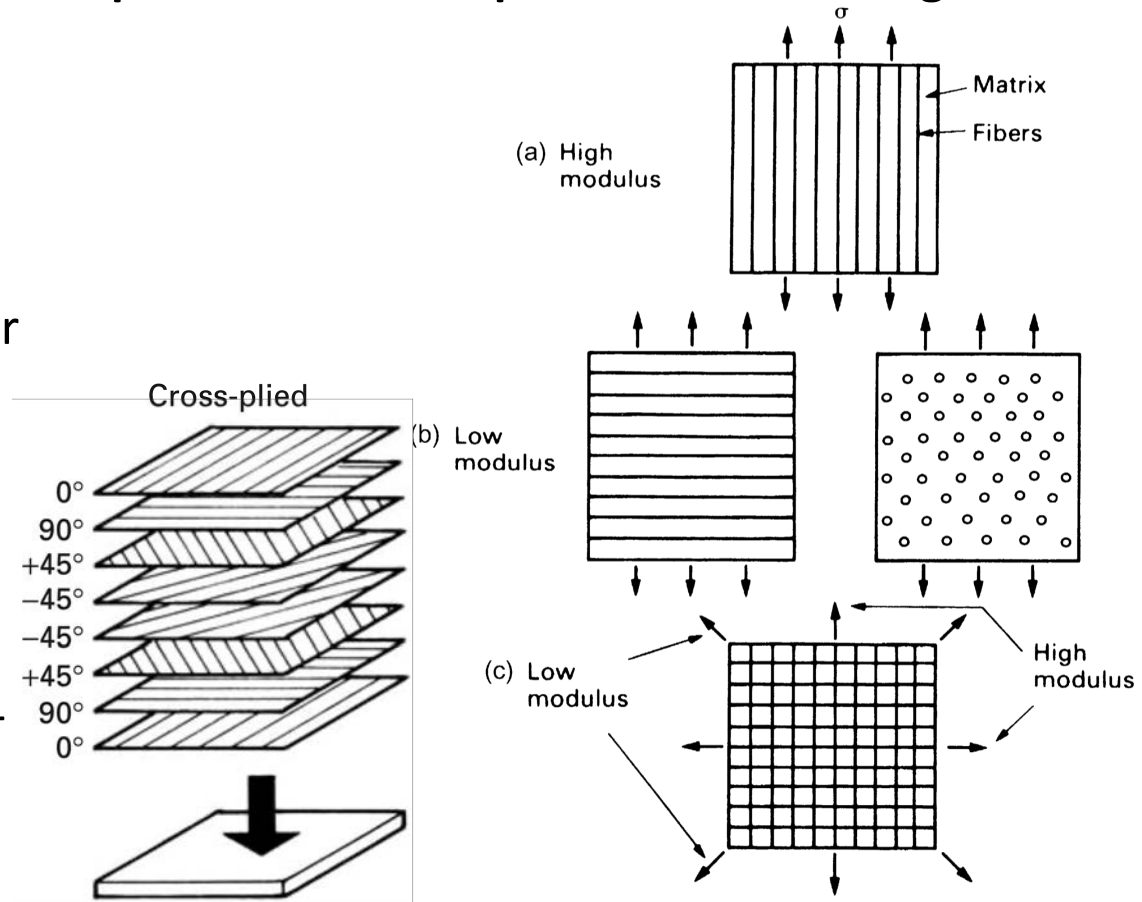
Source: Adapted with permission from Chamis (1983)



**Fig. 10.4** A transversely isotropic fiber composite: plane transverse to fibers (2–3 plane) is isotropic

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres longues

Sous sollicitation selon une direction qui n'est pas un axe de symétrie et si la matrice est peu rigide, les fibres peuvent changer leur orientation pour accommoder la déformation. On y remédie en produisant des composites *laminés* (laminated composites) contenant des couches où les fibres assument plusieurs orientations, comme 0 – 45 – 90 – 135° (voir figure ci-contre).

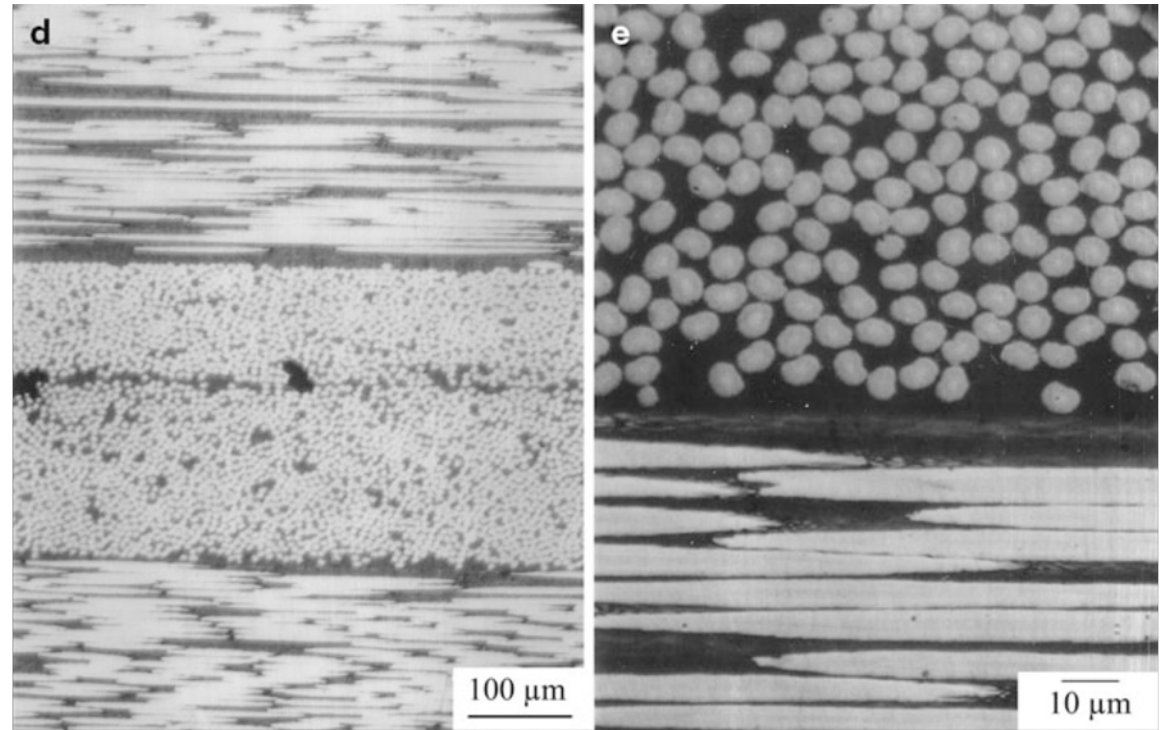
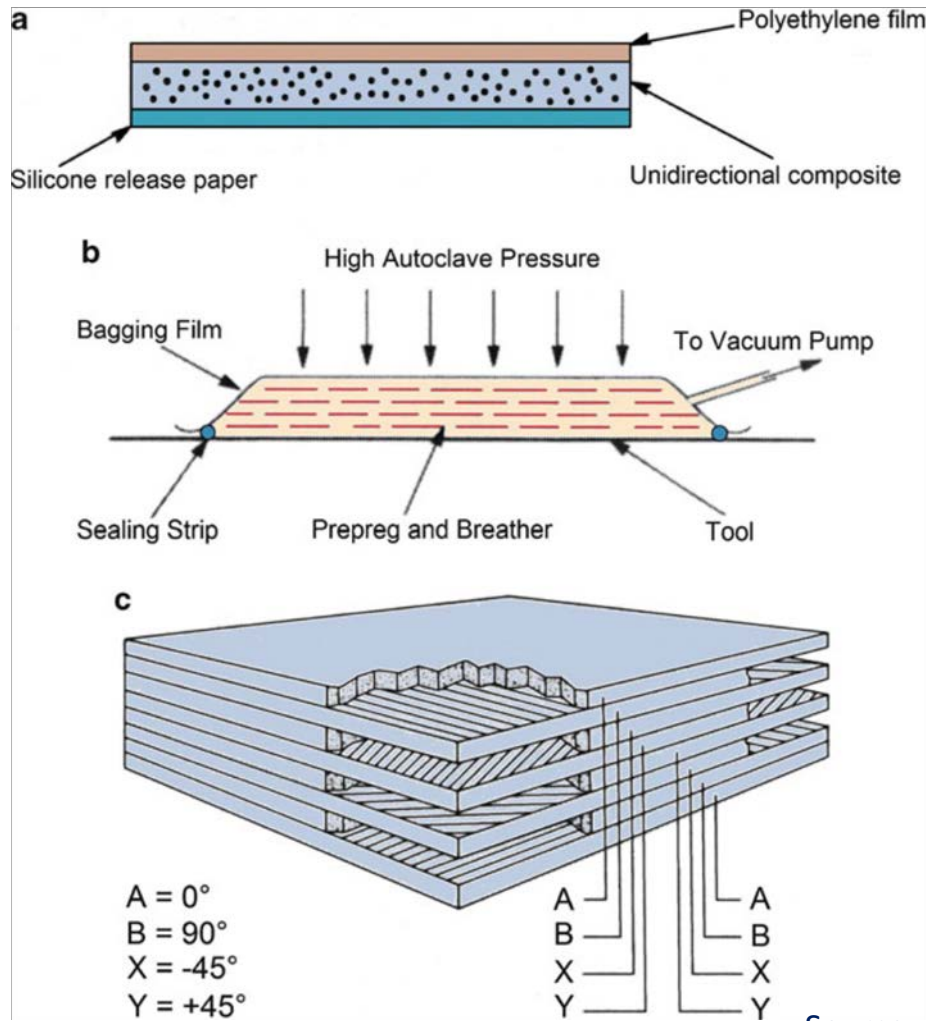


**FIGURE 28.1**

(a) When loaded along the fiber direction the fibers and matrix of a continuous fiber composite suffer equal strains. (b) When loaded across the fiber direction, the fibers and matrix see roughly equal stress. (c) 0–90° laminate has high and low modulus directions; 0–45–90–135° laminate is nearly isotropic.

Sources: M.A. Meyers and K.K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials* 2<sup>nd</sup> Ed., Cambridge University Press, 2009, M.F. Ashby & D.R.H. Jones, *Engineering Materials Vol. 2*, 4<sup>th</sup> Ed., 2006, Elsevier Butterworth.

**EPFL** Exemple de composite multilaminé (multilaminate, or laminated composite)



**Fig. 5.5** (a) Schematic of a prepreg. (b) Setup in an autoclave to make a laminated composite. (c) Layup of plies with different fiber orientations. (d) Micrograph of carbon fiber/epoxy laminated composite made in an autoclave. (e) A higher magnification picture of (e). Note the different fiber orientation in different layers

(d)

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres longues

Si les fibres ne sont pas toutes parallèles, en première approche simplifiée on peut estimer le module d'Young par simple correction de la loi des mélanges via l'introduction d'un *facteur d'efficacité*  $B \leq 1$  (efficiency factor) devant le terme décrivant la contribution des fibres:

$$E_c = BV_f E_f + V_m E_m$$

avec

$B = 1$  pour des fibres toutes alignées selon la contrainte

$B = 1/2$  pour des fibres moitié à  $0^\circ$  de la contrainte, moitié à  $90^\circ$

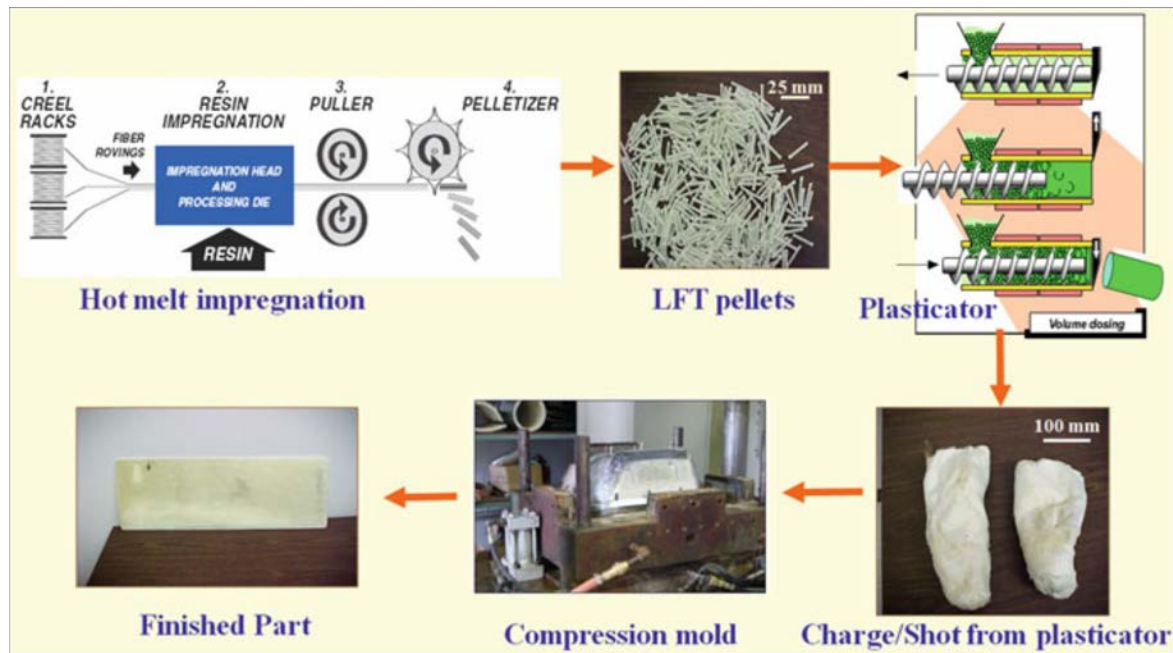
$B = 3/8$  pour des fibres aléatoirement orientées dans un plan contenant la contrainte

$B = 1/5$  pour des fibres aléatoirement orientées en 3D.

Ceci est bien sûr (très) approximatif.

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres courtes

Souvent les fibres sont courtes car cela permet de produire des pièces de forme complexe par des procédés comme l'aspersion, ou le moulage par injection ou compression



**Fig. 5.9** Extrusion/compression molding process for making long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites. Hot melt impregnation of fibers is used to produce tapes, rods or long pellets of LFT. Pelletized LFT material is fed into an extruder or plasticator. Plasticized LFT charge is compression molded to different product forms

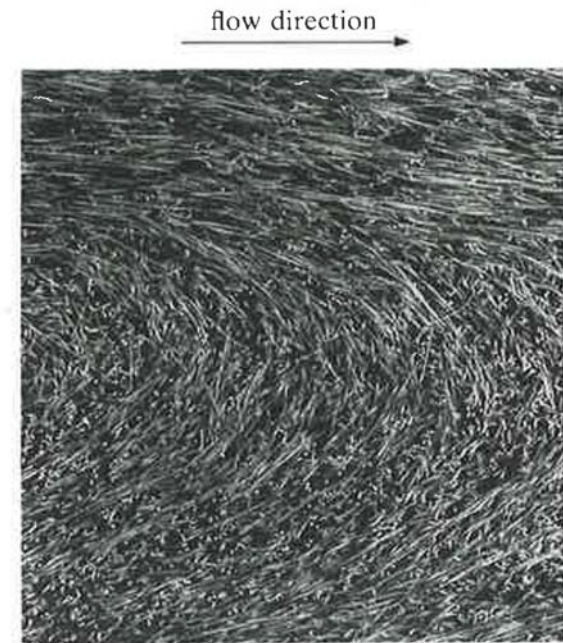


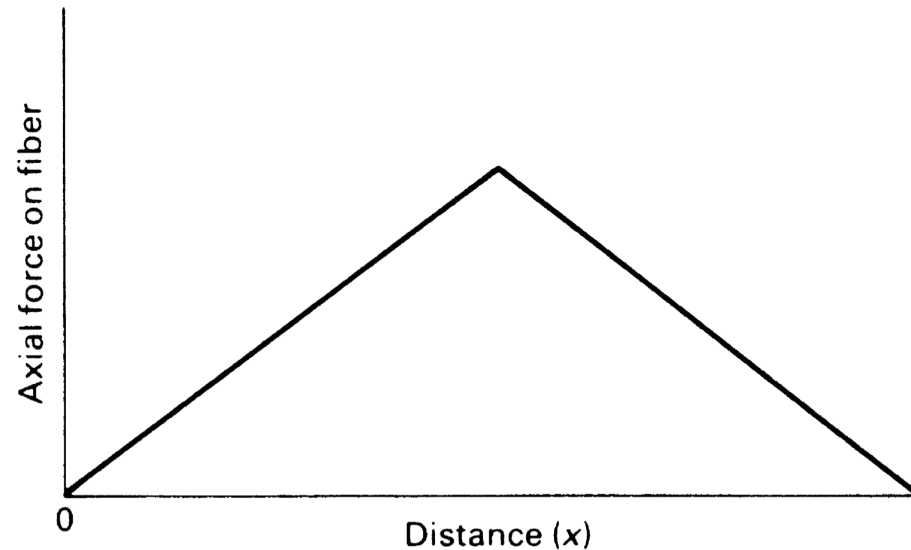
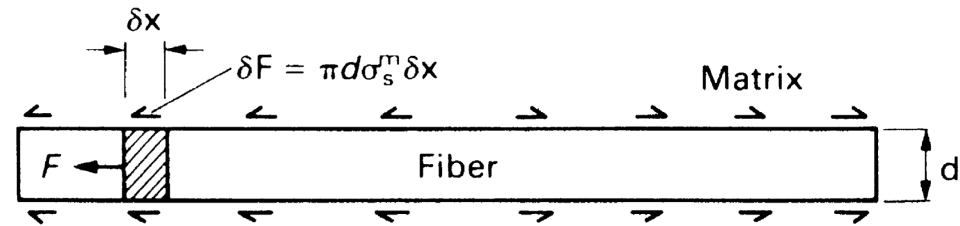
Figure 7.45 Contact microradiograph of a section through the thickness of an injection moulding containing 22% by volume of 13  $\mu\text{m}$  diameter glass fibres

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres courtes

Avec des fibres courtes, même pour une sollicitation uniaxiale du composite parallèlement à des fibres parallèles, on ne peut plus supposer que fibre et matrice sont également allongés:

$$\varepsilon_c \neq \bar{\varepsilon}_f \neq \bar{\varepsilon}_m \quad (\bar{x} = \text{moyenne de } x)$$

Une analyse approximative du problème part du principe que la matrice transfère, par cisaillement le long de l'interface fibre-matrice, une contrainte à la fibre tant que la matrice est plus déformée que la fibre. Supposons que la contrainte de cisaillement à l'interface  $\tau_i$  soit constante le long de toute la fibre (c'est une simplification de la réalité).



**FIGURE 28.4**

Load transfer from matrix to fiber causes the tensile stress in the fiber to rise to a peak in the middle. If the peak exceeds the fracture strength of the fiber, it breaks.

## EPFL Le module des matériaux composites: Les composites à fibres courtes

On a dès lors:  $A d\sigma_f = P \tau_i dx$

où  $A$  et  $P$  sont respectivement l'aire et le périmètre de la section transverse de la fibre, de longueur  $L$ .

Pour une fibre cylindrique de section circulaire et de rayon  $R$ , on a  $P/A = 2/R$ .

Si pour simplifier on prend  $\tau_i$  constant et  $\sigma_f = 0$  au bout de la fibre, on a

$$\sigma_{f, \max} = (P/A) (L/2) \tau_i$$

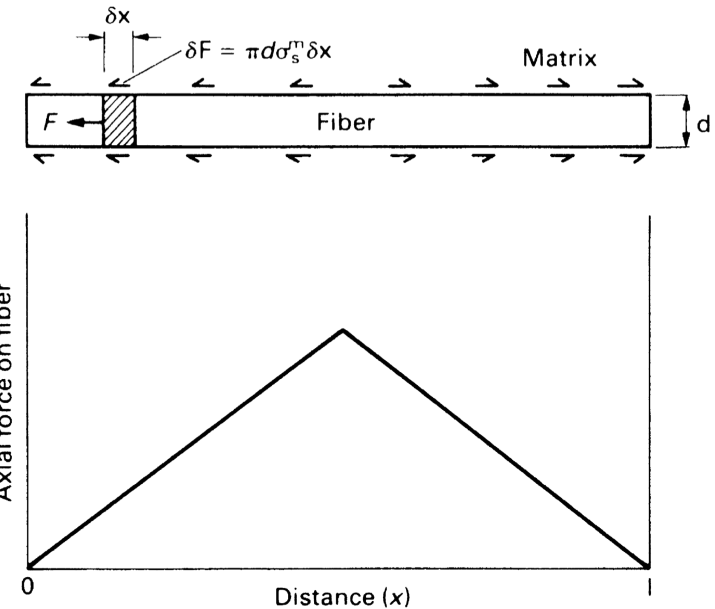
et

$$\bar{\sigma}_f = (1/2) \sigma_{f, \max}$$

où  $\varepsilon_m = \sigma_m/E_m$  est l'allongement élastique de la matrice

près de la fibre. Ceci est vrai tant que  $\sigma_{f, \max} \leq E_f \varepsilon_m$

car une fois cette valeur atteinte la matrice cesse de transmettre une charge à la fibre, cette dernière étant alors aussi déformée que la matrice.



**FIGURE 28.4**

Load transfer from matrix to fiber causes the tensile stress in the fiber to rise to a peak in the middle. If the peak exceeds the fracture strength of the fiber, it breaks.

**EPFL** Le module des matériaux composites: Les composites à fibres courtes

Si par contre  $L$  est tel que  
 $E_f \varepsilon_m < (P/A) (L/2) \tau_i$

alors sur la partie centrale de la fibre  
 la contrainte atteint un plateau

$$\sigma_{f, \max} = E_f \varepsilon_m ,$$

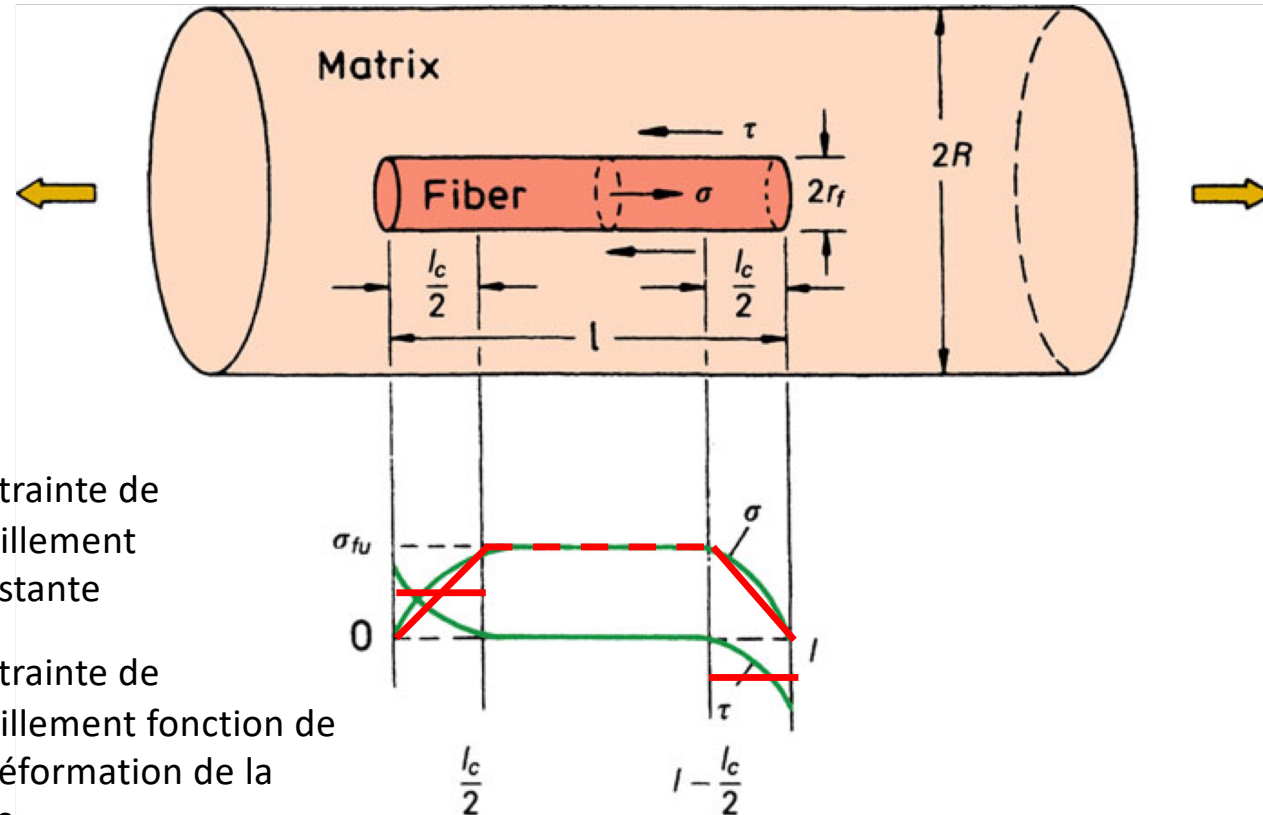
et on a une contrainte moyenne dans  
 la fibre égale à:

$$\bar{\sigma}_f = E_f \varepsilon_m [1 - \lambda/L]$$

où:

$$\lambda = (A/P) (E_f/\tau_i) \varepsilon_m$$

$$= (R/2) (E_f/\tau_i) \varepsilon_m \text{ pour une fibre circulaire}$$



**Fig. 10.15** Load transfer in a fiber/matrix composite and variation of tensile stress ( $\sigma_f$ ) in the fiber and interfacial shear stress ( $\tau$ ) with distance along the interface

**EPFL** Déformation et rupture en traction des matériaux composites

Pour un composite à fibres longues et parallèles sollicité selon les fibres, on peut écrire  $\sigma_c = V_f \sigma_f(\epsilon_c) + V_m \sigma_m(\epsilon_c) = V_f E_f \epsilon_c + V_m \sigma_m(\epsilon_c)$  car les fibres restent habituellement dans le domaine élastique linéaire.

Il est usuel que le renfort se rompe avant la matrice. La courbe de traction aura alors deux maxima:

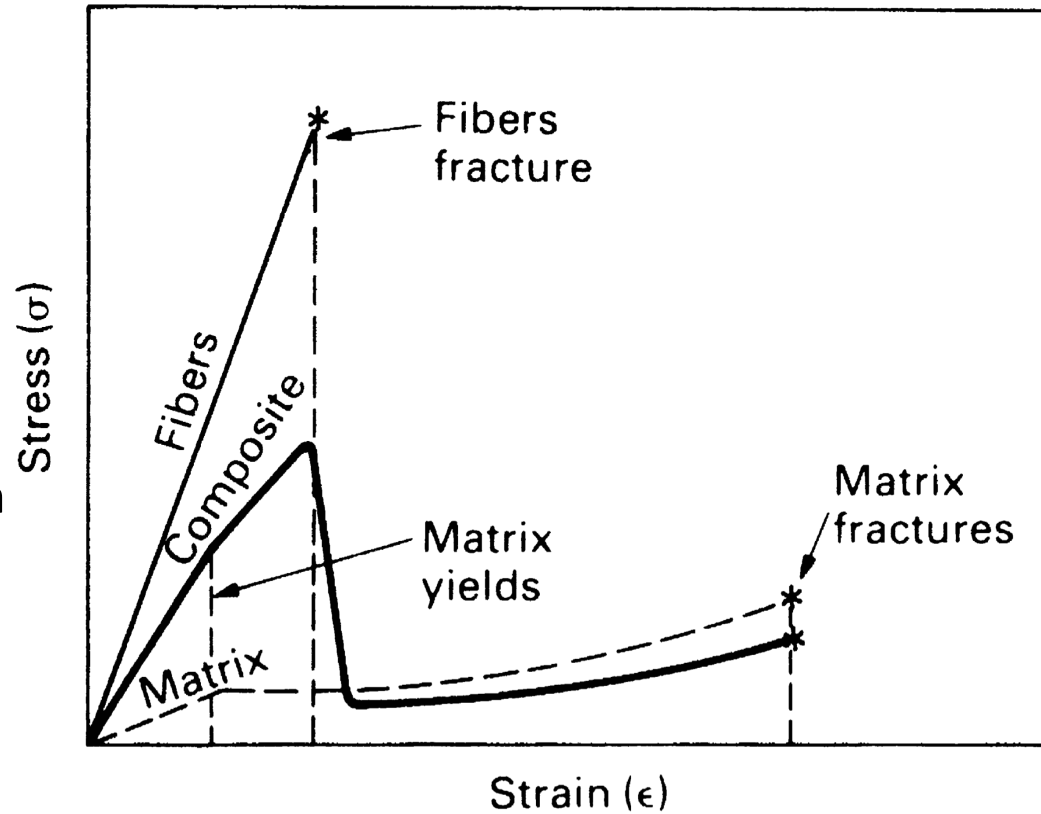
un à

$$\sigma_c = V_f \sigma_f^* + V_m \sigma_{m(\epsilon_f^*)} \approx V_f \sigma_f^* + V_m \sigma_{m,y}$$

l'autre à

$$\sigma_c = V_m \sigma_m^* = (1 - V_f) \sigma_m^*$$

( $\sigma^*$  = contrainte à rupture)

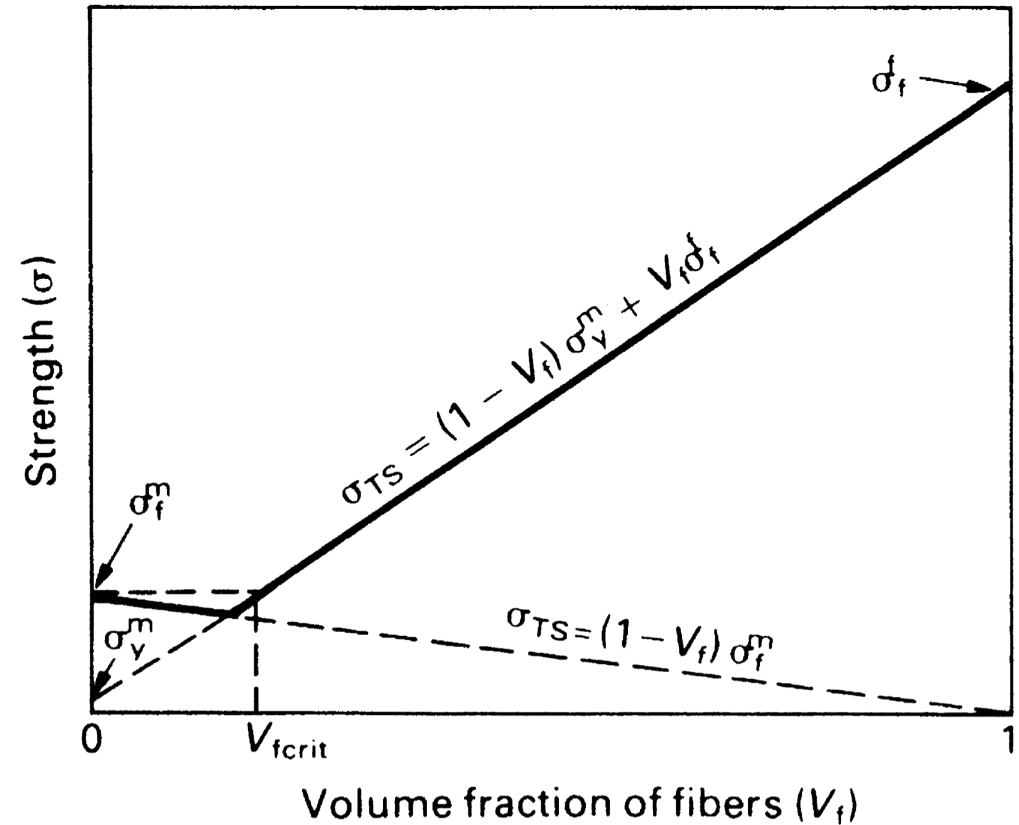


**FIGURE 28.2**

The stress–strain curve of a continuous fiber composite (heavy line), showing how it relates to those of the fibers and the matrix. At the peak the fibers are on the point of failing.

...ce qui schématiquement donne la figure ci-contre.

Donc pour avoir un renforcement de la matrice, la fraction volumique de renfort doit excéder une valeur seuil,  $V_{f,critique}$ .



**FIGURE 28.3**

The variation of peak stress with volume fraction of fibers. A minimum volume fraction ( $V_{f,crit}$ ) is needed to give any strengthening.

## EPFL Déformation et rupture en traction des matériaux composites

Avec des fibres courtes, il n'est pas donné que les fibres se rompent quand casse le composite:

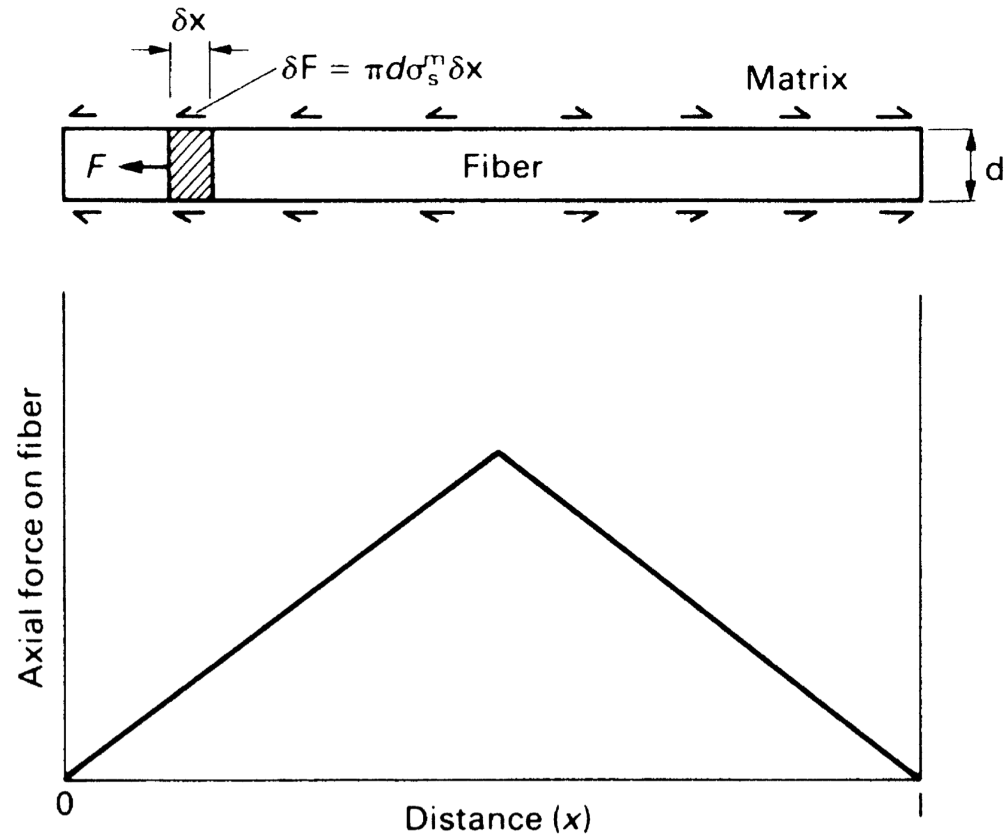
pour qu'elle rompent, il faut que

$$\sigma_{f, \max} = (P/A) (L/2) \tau_i$$

puisse atteindre  $\sigma_f^*$  et donc que

$$L \geq L^* = (\sigma_f^* / \tau_i) (2A/P).$$

Les fibres plus courtes que  $L^*$  vont donc rester intactes pendant toute la déformation du composite.



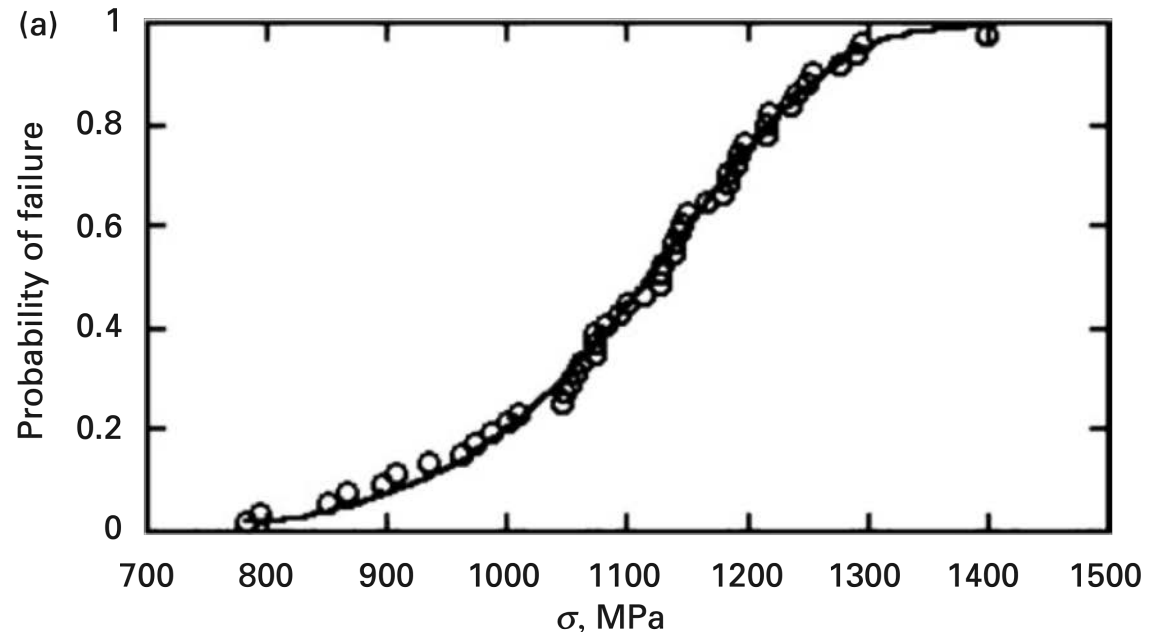
**FIGURE 28.4**

Load transfer from matrix to fiber causes the tensile stress in the fiber to rise to a peak in the middle. If the peak exceeds the fracture strength of the fiber, it breaks.

## EPFL Déformation et rupture en traction des matériaux composites

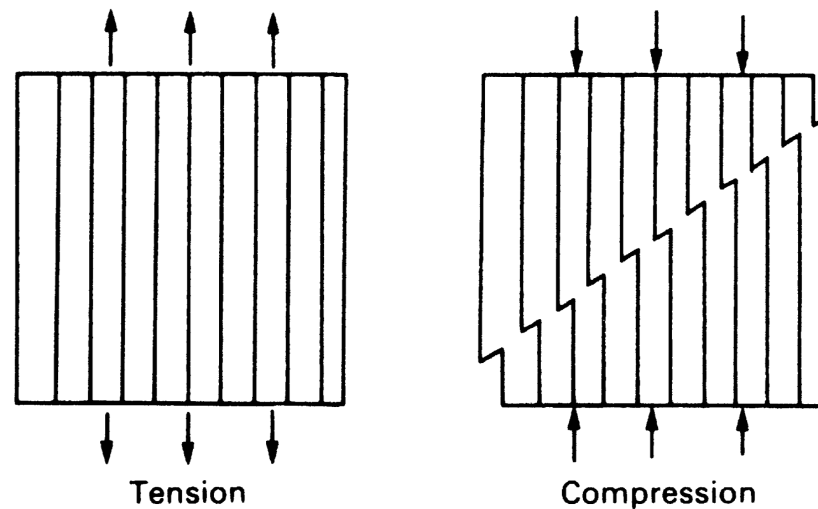
Ceci étant dit, les fibres n'ont en général pas une contrainte de rupture fixe: ce sont des matériaux résistants mais qui cassent par rupture fragile, à une contrainte qui est par conséquent généralement distribuée statistiquement. Cela fait qu'il en est de même pour les composites dont ils sont produits. La contrainte à rupture des composites à fibres longues suit de ce fait souvent lui aussi une statistique de Weibull,

**Fig. 15.23** Probability of failure versus strength (Weibull) plot of tensile strength of a carbon fiber–epoxy composite. (Courtesy of B. Atadero and V. Karbhari.)



## EPFL Rupture en compression des matériaux composites

En compression les composites à fibres longues se rompent le plus souvent en cisaillement par un mécanisme qui s'apparente au flambage coordonné des fibres le long d'une *bande de plissement* (kink band). Ceci a lieu à une contrainte inférieure à leur contrainte à rupture en traction, et cette contrainte à rupture en compression dépend aussi des propriétés des fibres en compression.

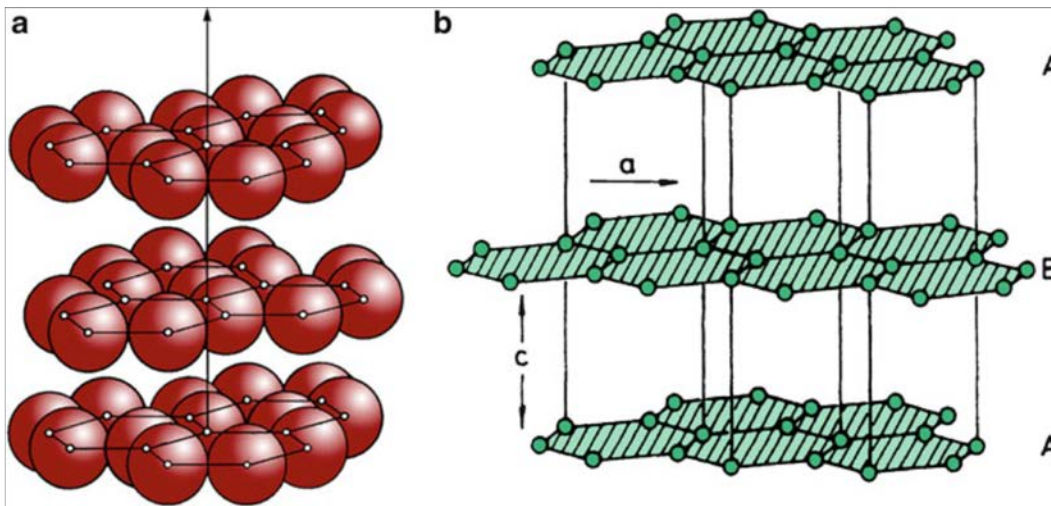


**FIGURE 28.5**

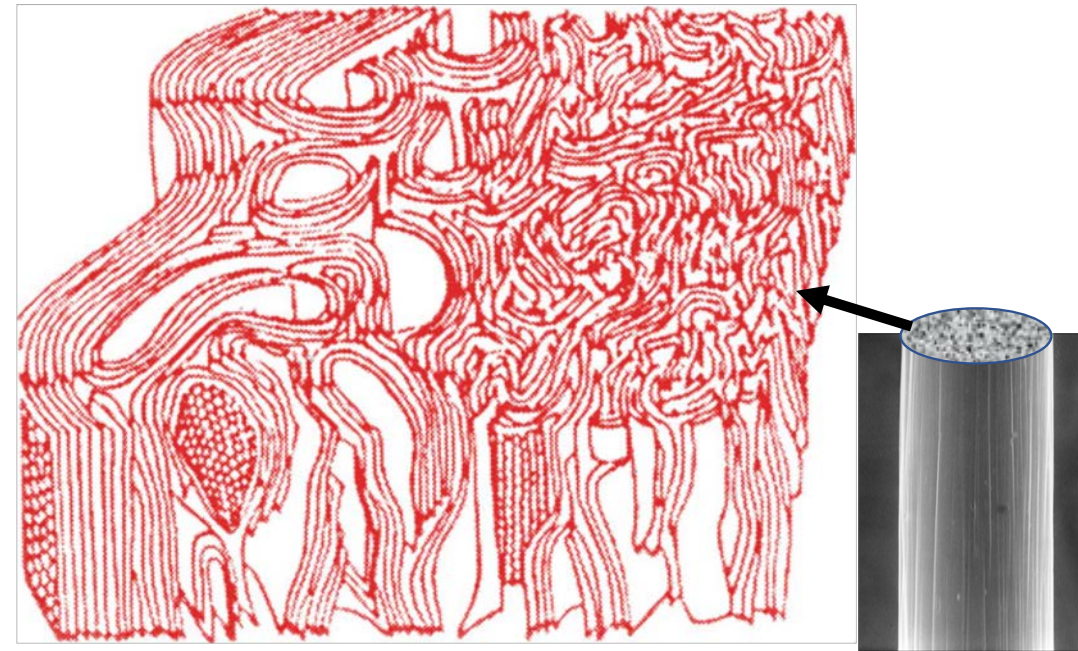
Composites fail in compression by kinking, at a load which is lower than that for failure in tension.

## EPFL Rupture en traction perpendiculairement aux fibres

Notez que des fibres de matériau fortement anisotrope comme le graphite ou le polyéthylène cristallin ont une contrainte à rupture perpendiculairement à l'axe de la fibre bien inférieure à la valeur mesurée selon l'axe des fibres, et peuvent plus facilement flamber en compression.



**Fig. 2.14** (a) Graphitic layer structure. The layers are shown not in contact for visual ease. (b) The hexagonal lattice structure of graphite



**Fig. 2.22** Three-dimensional representation of PAN-based carbon fiber [from Bennett and Johnson (1978), used with permission]

## III – L'interface et la ténacité des composites

## EPFL L'interface

Une région qui revêt une importance particulière dans les composites est l'interface entre le renfort et la matrice. Au niveau le plus simple c'est une surface; cependant celle-ci peut être rugueuse, avoir une certaine épaisseur s'il y a eu réaction chimique entre matrice et renfort ou si une phase supplémentaire y est délibérément insérée pour améliorer l'élaboration et/ou les propriétés du composite.

L'interface peut aussi altérer la matrice; un exemple est ci-contre où des produits chimiques insérées à l'interface pour optimiser la liaison entre matrice et fibre ont modifié la cristallisation du polymère au voisinage de l'interface.

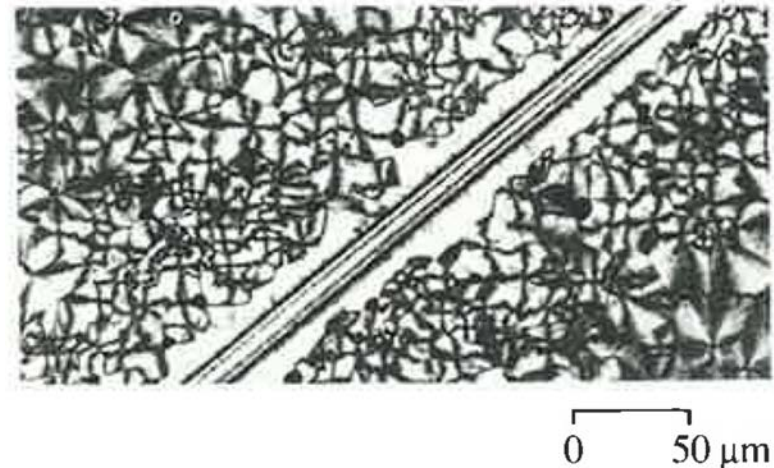


Figure 7.35 Transcrystallinity around aramid fibre in nylon 6,6

## EPFL L'interface

L'interface joue un rôle primordial dans le comportement mécanique des composites. Si une fissure approche une interface entre deux phases perpendiculairement à celle-ci, selon le rapport des ténacités de l'interface, ou de la phase de l'autre côté de l'interface, la fissure peut soit continuer tout droit, soit bifurquer pour délaminer l'interface. La trajectoire suivie dépend du rapport des ténacités (en J/m<sup>2</sup>) entre la seconde phase (Phase 2, qui est la fibre si la fissure traverse la matrice)  $G_f$ , et celle de l'interface,  $G_i$ .

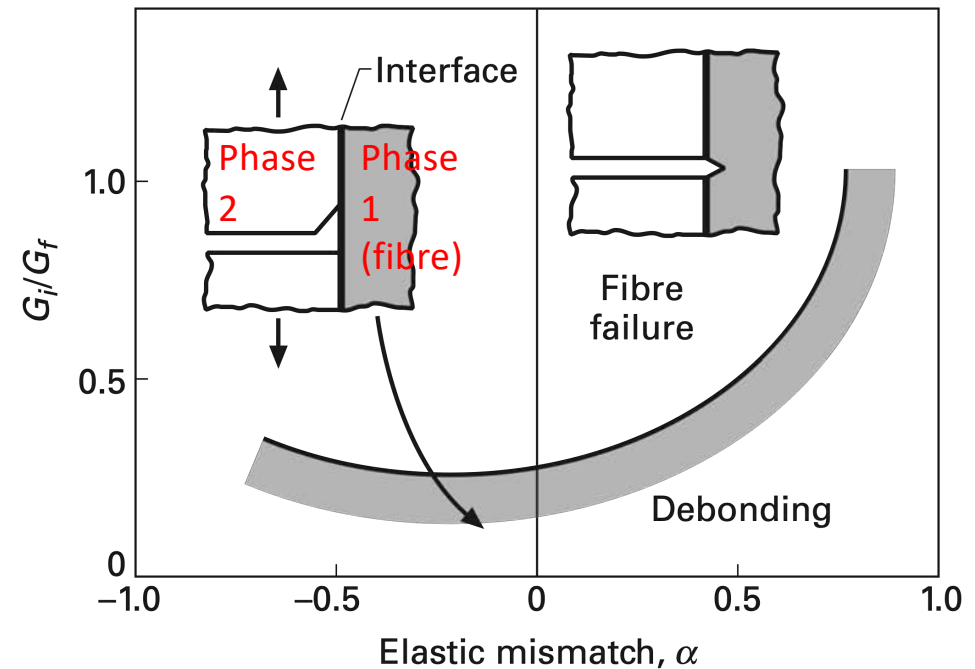
$$\alpha = \left( \frac{\bar{E}_1 - \bar{E}_2}{\bar{E}_1 + \bar{E}_2} \right),$$

where

$$\bar{E} = \frac{E}{1 - \nu^2}.$$

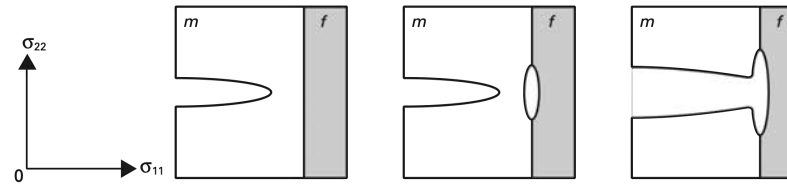
**Fig. 15.18** The ratio of the interface fracture toughness to that of fiber,  $G_i/G_f$ , vs. the elastic mismatch  $\alpha$ . Interfacial debonding occurs under the curve, while for conditions above the curve, the crack propagates through the interface.

Source: M.A. Meyers and K.K. Chawla, Mechanical Behavior of Materials 2<sup>nd</sup> Ed., Cambridge University Press, 2009

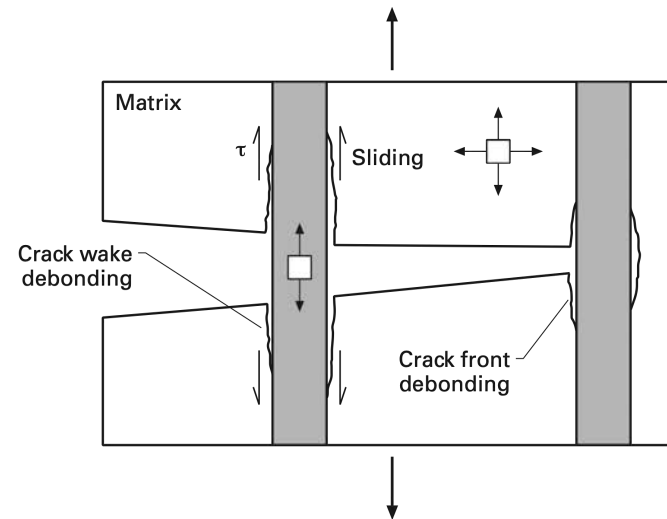


## EPFL L'interface

Ceci fait qu'avec une interface suffisamment faible, une fissure traversant la matrice (typiquement polymère thermodurcissable et donc relativement fragile) va bifurquer quand elle arrive à chaque fibre. Il en résulte (i) que la fissure augmente nettement sa superficie,



**Fig. 15.16** Fracture of weak interface in front of crack tip due to transverse tensile stress; *m* and *f* indicate the matrix and fiber, respectively. (After J. Cook and J. E. Gordon, *Proc. Roy. Soc. (London)*, A 228 (1964) 508.)



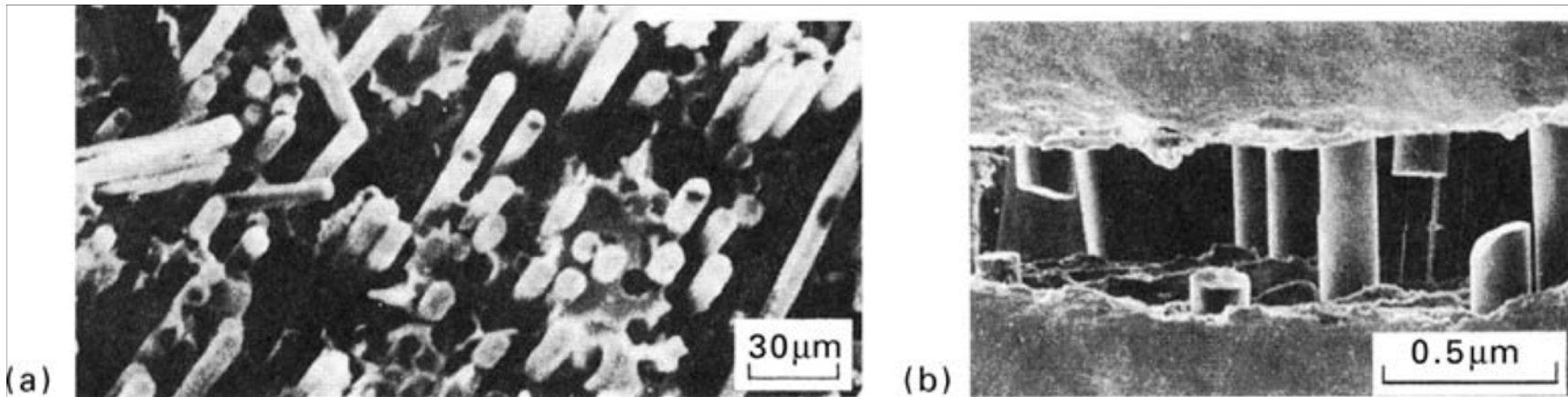
**Fig. 15.17** Crack front and crack wake debonding in a fiber reinforced composite.

Source: M.A. Meyers and K.K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials* 2<sup>nd</sup> Ed., Cambridge University Press, 2009

## EPFL L'interface

Ceci fait qu'avec une interface suffisamment faible une fissure traversant la matrice (typiquement polymère thermodurcissable et donc relativement fragile) va bifurquer quand elle arrive à chaque fibre. Il en résulte

(i) que la fissure augmente nettement sa superficie, mais surtout que (ii) beaucoup d'énergie sera dépensée pour extraire les fibres de la matrice: c'est le mécanisme de déchaussement de fibres (fiber pull-out).



**Fig. 15.15** Scanning electron micrographs of fracture in composites, showing the fiber pullout phenomenon. (a) Carbon fiber/polyester. (b) Boron fiber/aluminum 6061.

Source: M.A. Meyers and K.K. Chawla, Mechanical Behavior of Materials 2<sup>nd</sup> Ed., Cambridge University Press, 2009

## EPFL L'interface et la ténacité des composites

Ce déchaussement de fibres extraites des deux faces de la fissure consomme beaucoup d'énergie, ce qui tire nettement la ténacité vers le haut. C'est pour cela que la combinaison de deux matériaux fragiles comme le verre et l'époxy peut donner un matériau pratiquement aussi tenace qu'un métal...

Source: M.F. Ashby & D.R.H. Jones, Engineering Materials Vol. 1, 2<sup>nd</sup> Ed., Elsevier Butterworth.

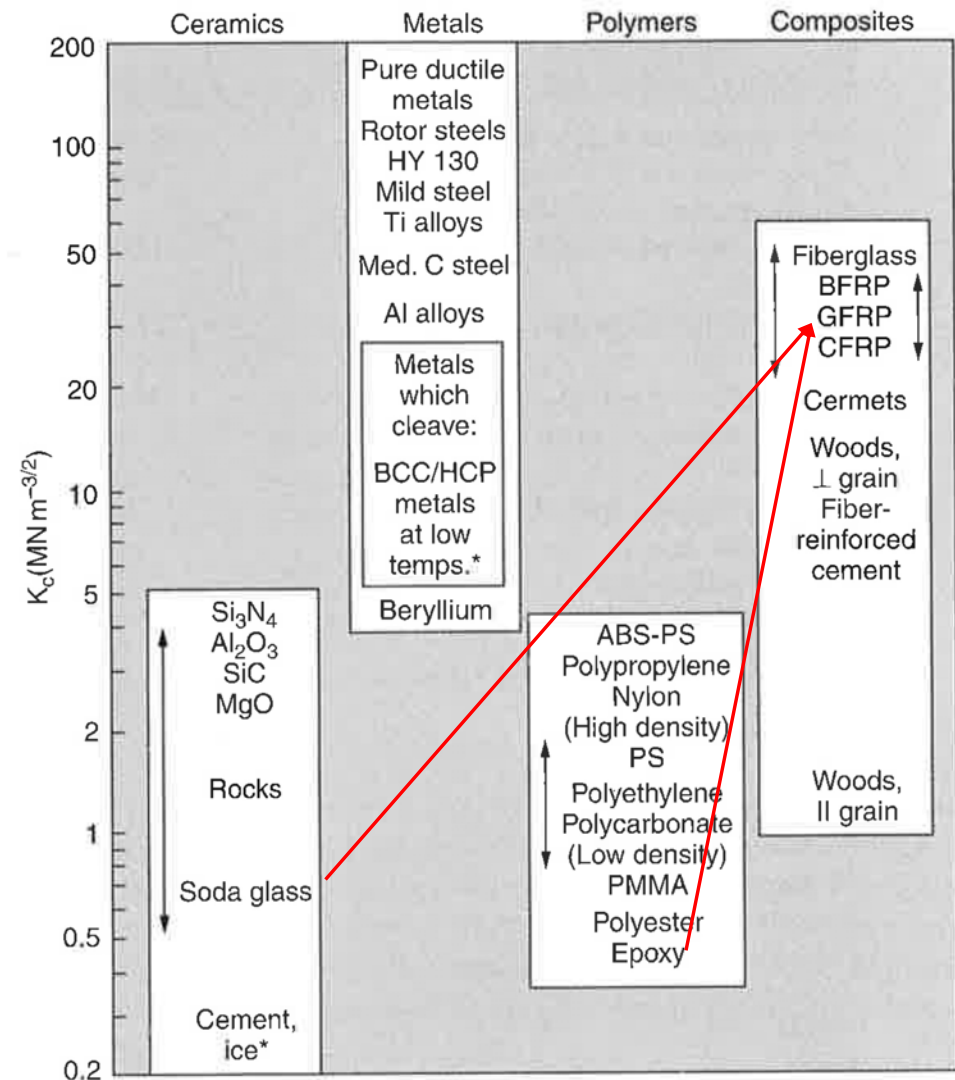


Figure 13.6 Fracture toughness,  $K_c$  (values at room temperature unless starred).

## EPFL L'interface et la ténacité des composites

Ce déchaussement de fibres extraites des deux faces de la fissure consomme beaucoup d'énergie, ce qui tire nettement la ténacité vers le haut. C'est pour cela que la combinaison de deux matériaux fragiles comme le verre et l'époxy peut donner un matériau pratiquement aussi tenace qu'un métal...

**... quand il est sollicité selon des fibres alignées.**

Quand par contre le composite est sollicité selon d'autres directions l'interface peut (va?) le fragiliser.

Source: M.F. Ashby & D.R.H. Jones, Engineering Materials Vol. 1, 2<sup>nd</sup> Ed., Elsevier Butterworth.

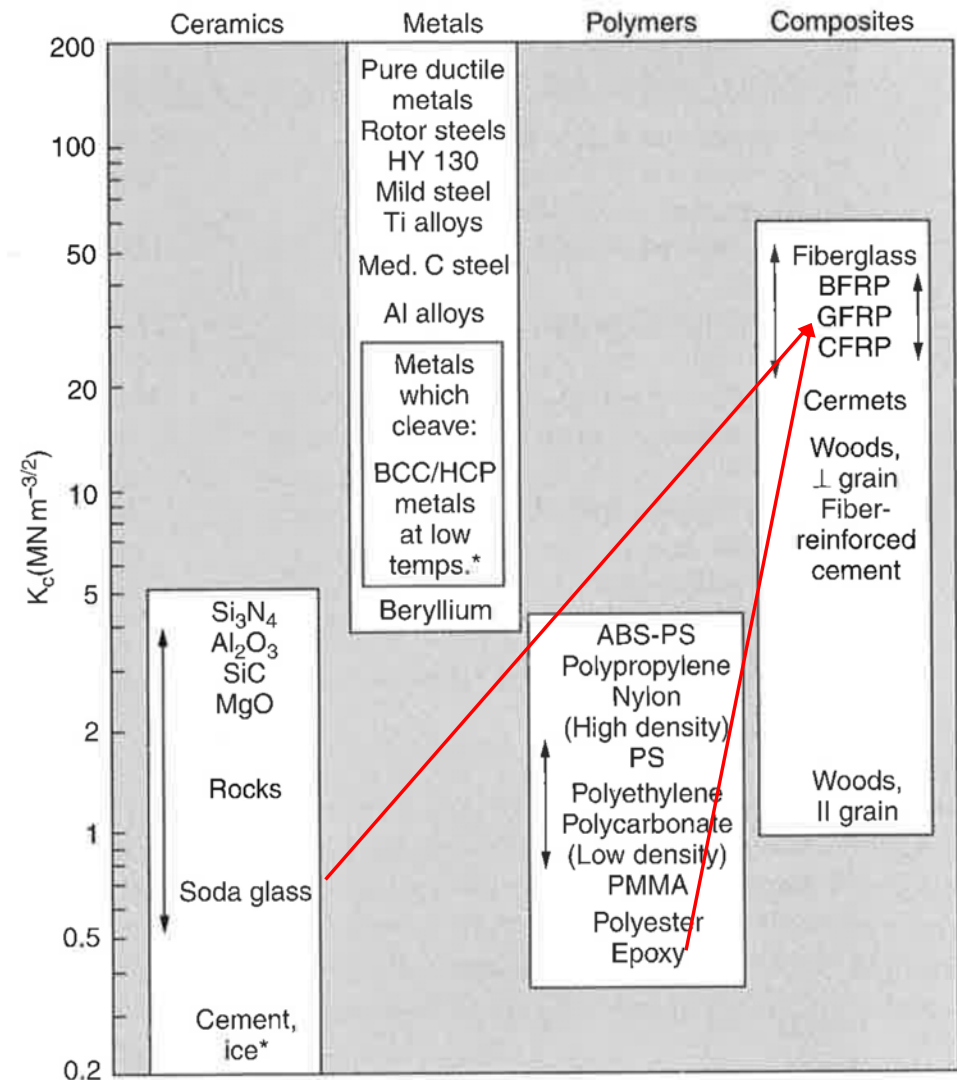
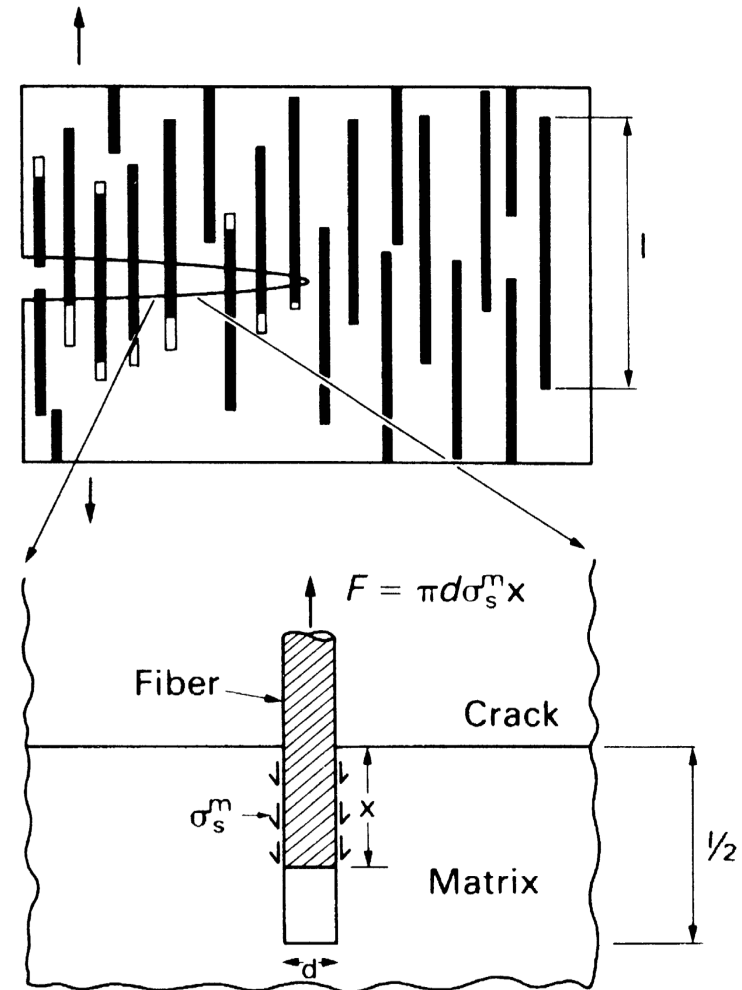


Figure 13.6 Fracture toughness,  $K_c$  (values at room temperature unless starred).

## L'interface et la ténacité des composites

Ce mécanisme (dit de Cook-Gordon) est aussi opératif dans les composites à fibres courtes alignées selon la contrainte de traction appliquée



**FIGURE 28.6**

Fibers toughen by pulling out of the fracture surface, absorbing energy as the crack opens.

## IV – Les matériaux poreux

## EPFL Les matériaux poreux

Beaucoup de matériaux sont poreux: on peut les voir comme étant des composites entre une phase solide et un gaz (ou le vide).

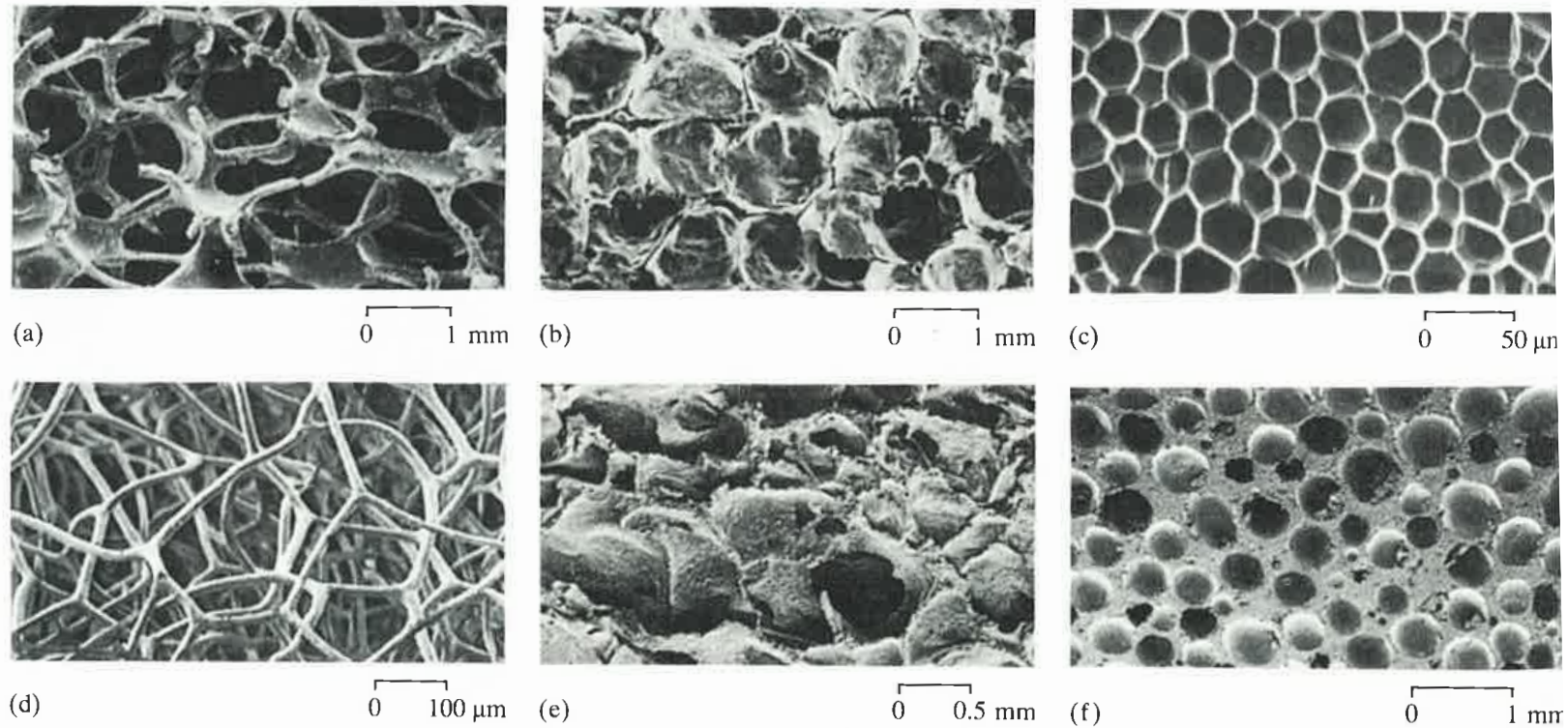


Figure 7.30 A range of foams: (a) nickel (b) glass (c) cork (d) sponge (e) bread (f) chocolate bar

## EPFL Les matériaux poreux

Les exemples sont nombreux et sont tant synthétiques que naturels. Ils peuvent être isotropes, ou fortement anisotropes (comme le nid d'abeille utilisé dans les assemblages «sandwich» destinés à résister à la flexion).

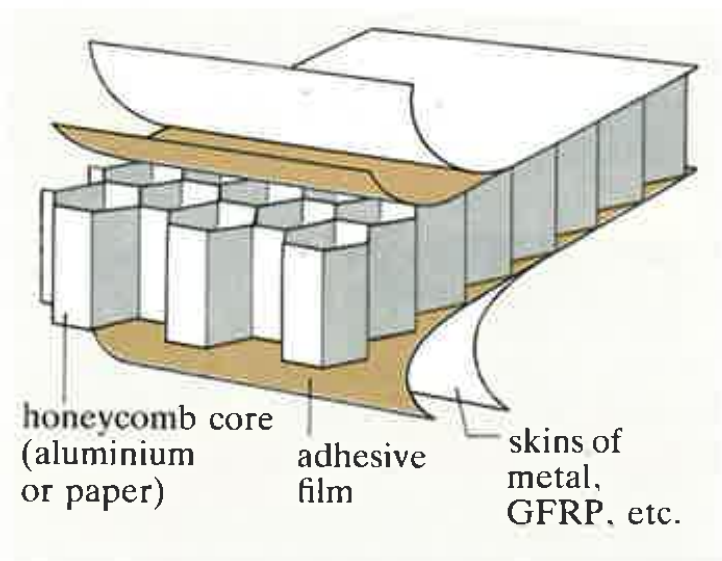


Figure 7.25 Honeycomb sandwich

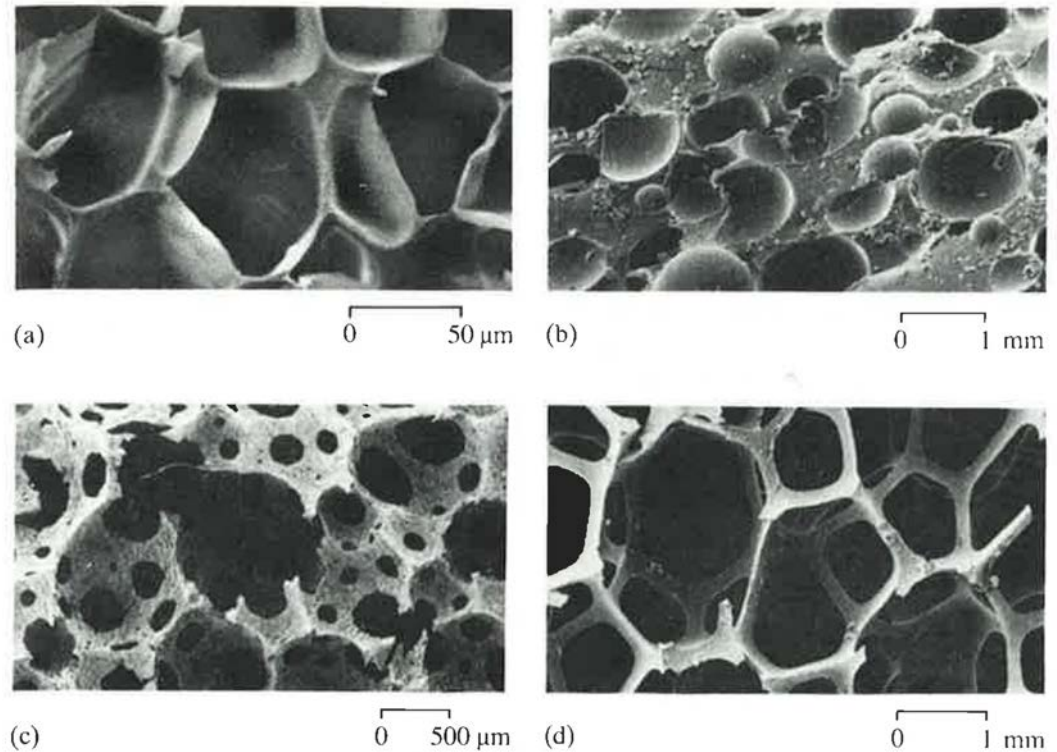


Figure 7.27 (a) Closed-cell PS foam,  $\rho = 115 \text{ kg m}^{-3}$  (SEM) (b) syntactic foam, glass spheres in epoxy resin,  $\rho = 475 \text{ kg m}^{-3}$  (SEM) (c) open-cell SBR/NR foam,  $\rho = 78 \text{ kg m}^{-3}$  (SEM) (d) reticulated open-cell PU foam,  $\rho = 36 \text{ kg m}^{-3}$  (SEM)

## EPFL Les matériaux poreux

Leur comportement mécanique est «une fraction» de celui du solide qui les constitue; cette fraction dépend de la géométrie interne du matériau et aussi, et ce souvent de façon généralement non-linéaire et forte, de la fraction volumique du solide (la «densité relative»):

par exemple pour une mousse à cellules ouvertes (pas de paroi entre cellules), le module d'Young  $E_m$  du matériau poreux varie comme le *carré* de la densité relative:

$$E_m = k E_s (V_s)^2 = k E_s (\rho_m / \rho_s)^2$$

où  $\rho_m$  = densité du matériau poreux

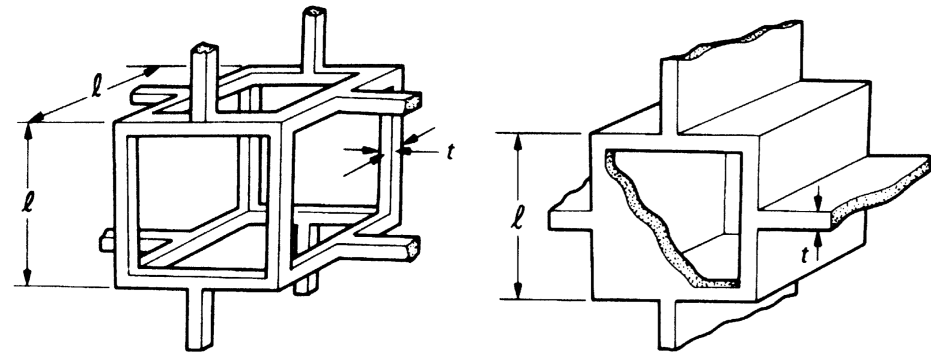
$\rho_s$  = densité du solide dont il est constitué

$V_s$  = fraction volumique du solide

dans le matériau poreux

$E_s$  = module du solide

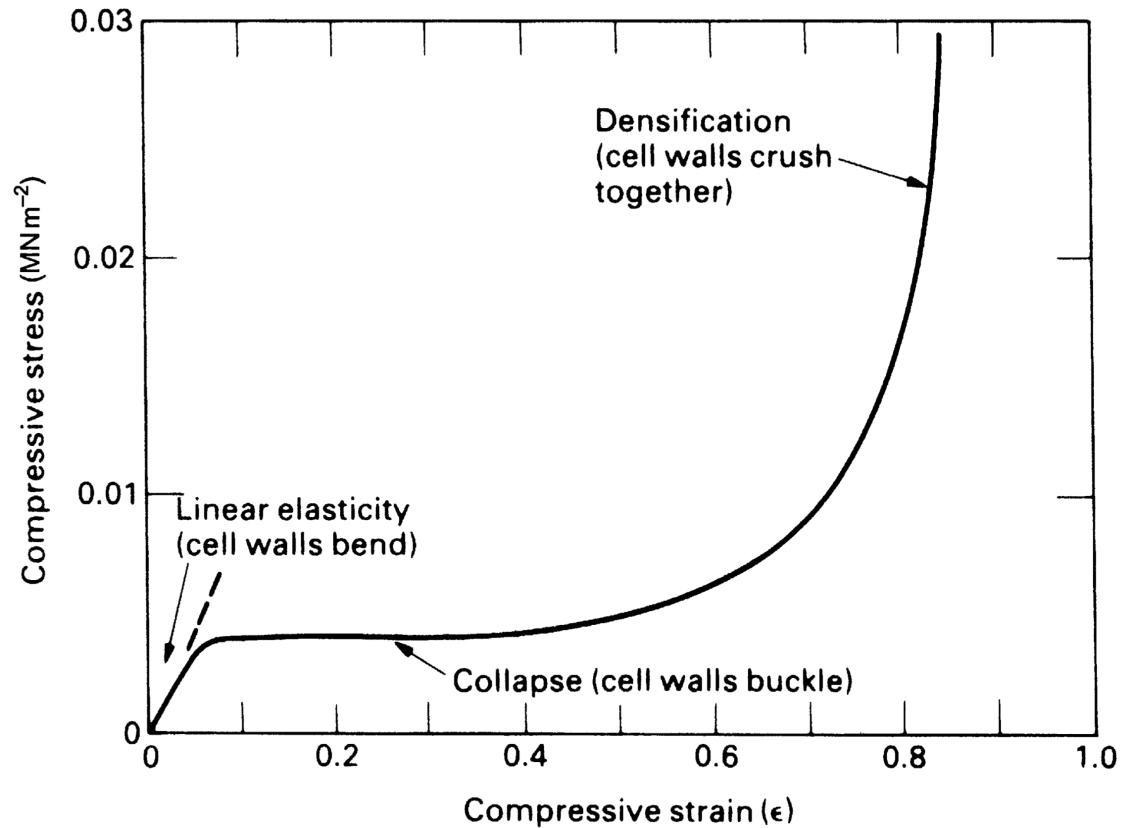
dans le matériau poreux et  $k \leq 1$



**FIGURE 28.7**

Polymer foams, showing the polyhedral cells. Some foams have closed cells, others have open cells.

En compression, si le matériau dont ils sont faits n'est pas fragile, les matériaux poreux montrent souvent une courbe avec un plateau assez étendu (qui se termine quand les pores se ferment par contact mutuel de leurs surfaces)



**FIGURE 28.8**

The compressive stress—strain curve for a polymer foam. Very large compressive strains are possible, so the foam absorbs a lot of energy when it is crushed.

# EPFL Les matériaux poreux

Ces matériaux comprennent en particulier le bois, dont le poids produit annuellement pour des applications structurales est, comme pour le béton et l'acier, de l'ordre de grandeur  $10^9$  tonnes – faisant que par volume c'est le matériau le plus utilisé.

Source: G. Weidmann, P. Lewis & N. Reid Eds., Materials in Action series - Structural Materials, Butterworths, London, 1990

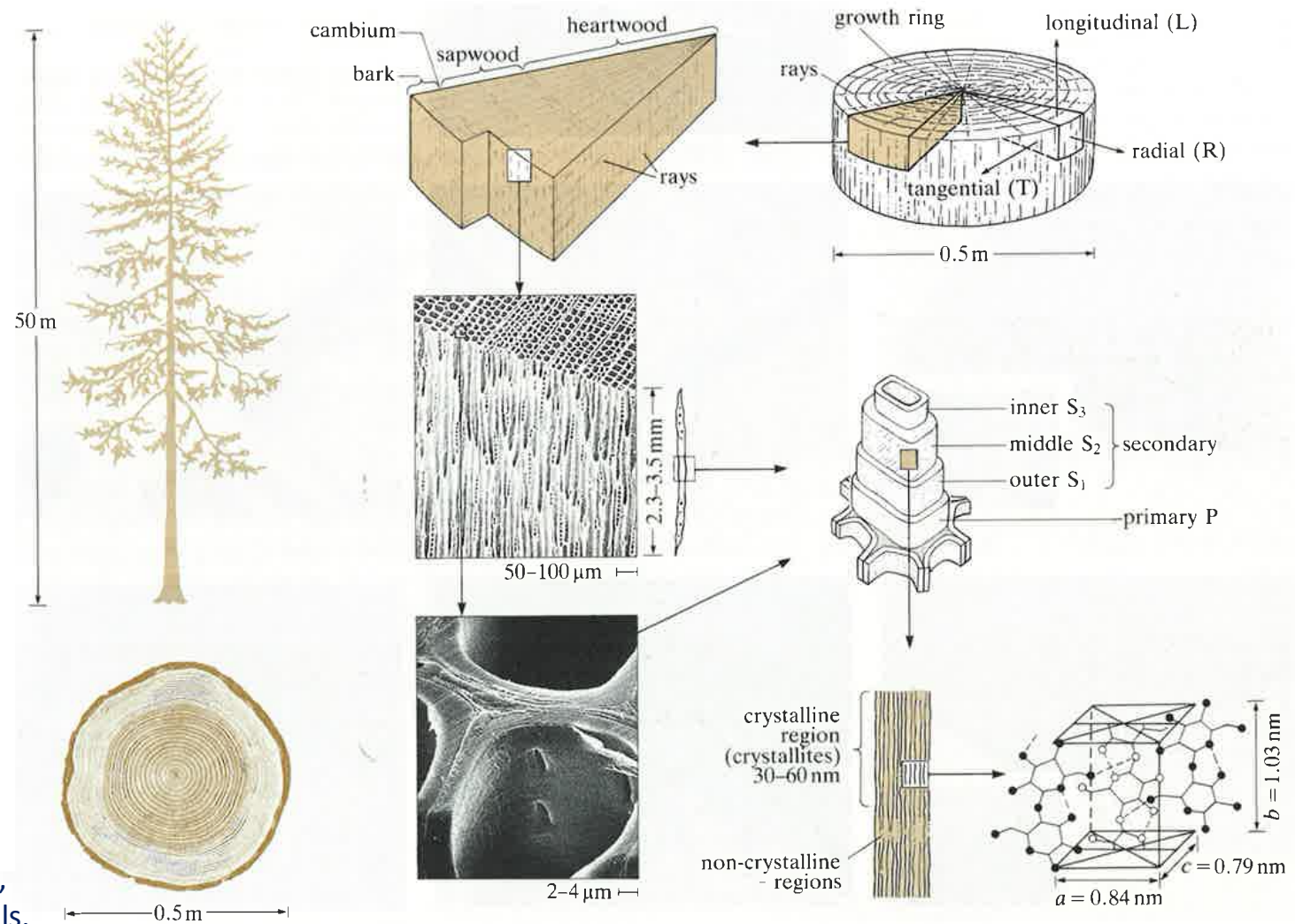
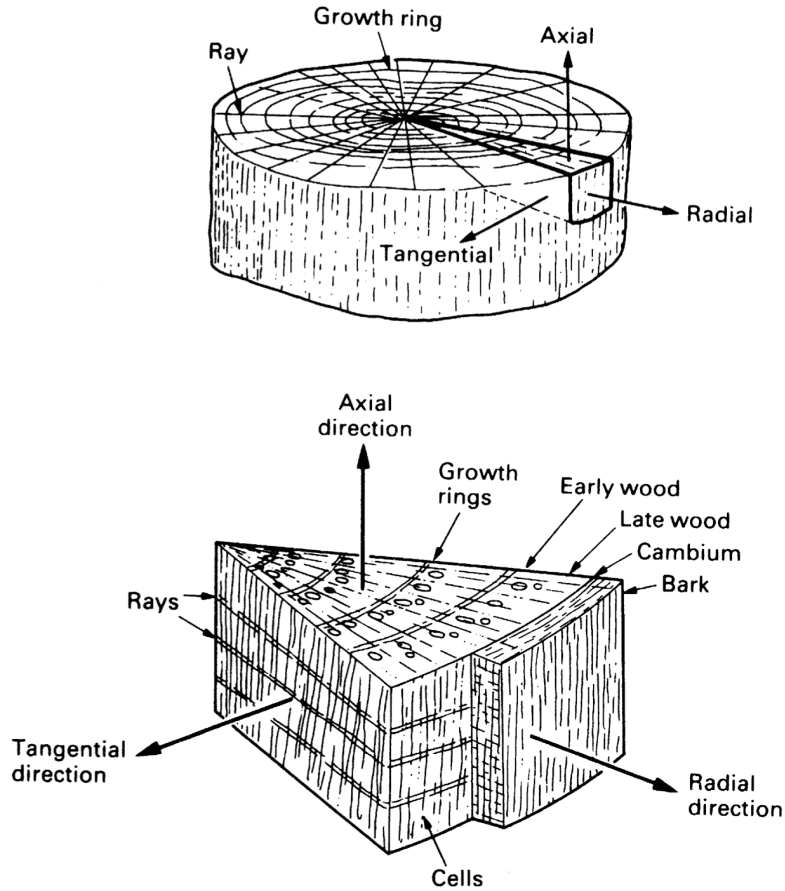
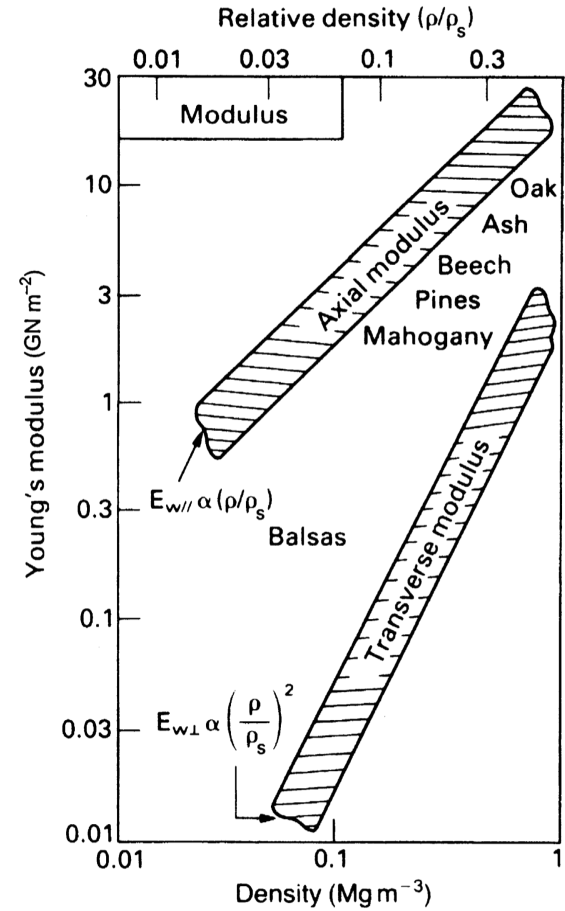


Figure 7.34 Scale and nature of structural features in a softwood



**FIGURE 29.1**

The macrostructure of wood. Note the coordinate system (axial, radial, tangential).



**FIGURE 29.4**

Young's modulus for wood depends mainly on the relative density  $\rho/\rho_s$ . That along the grain varies as  $\rho/\rho_s$ ; that across the grain varies roughly as  $(\rho/\rho_s)^2$ , like polymer foams.

## EPFL Les matériaux poreux

Et pour finir  
n'oublions pas que ces  
matériaux constituent  
aussi une bonne  
partie de notre corps.

Source: G. Weidmann, P. Lewis & N. Reid Eds.,  
Materials in Action series - Structural Materials,  
Butterworths, London, 1990

Chapitre 6 – Les composites 46

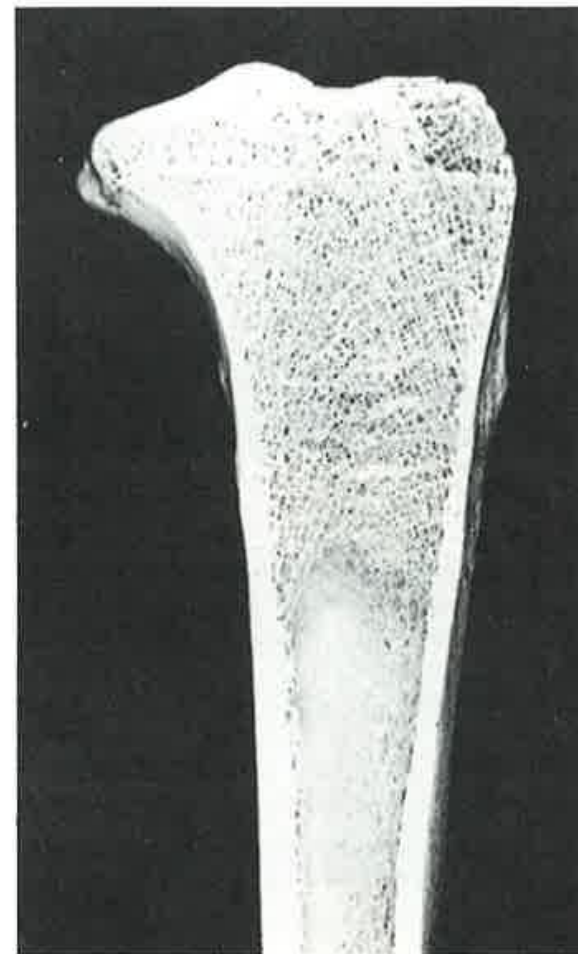


Figure 7.29 Section through tibia