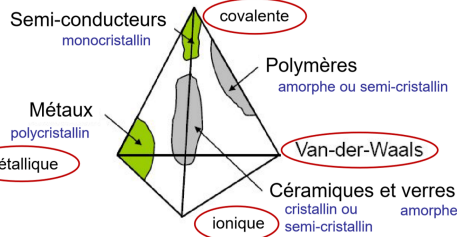


Structures des matériaux



Densité

empilement les plus compactes : cfc et HC

$$\text{masse} = \frac{M}{n \text{ moles}}$$

→ calculer volume par maille $V = a^3$

→ calculer masse volumique $\rho = \frac{m}{V}$

Structures

Allotropie

Changement de structure cristalline en fonction de la température

atome arrangé régulier
juxtaposition de mailles
7 types de structure
(cube, tetragonal, hexa...)

La plus importante: cubique

hexagonal

→ formabilité plastique moins bonnes (pas un réseau symétrique) que cubique

passage de cfc à cc (fer)

face centrée
4 atomes par maille
cfc



cubique centrée
2 atomes par maille
cc



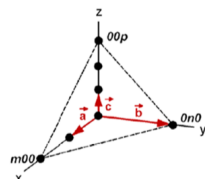
Indices Miller

Le choix de l'origine est arbitraire

$m n p$: là où un plan coupe un axe

$(h k l)$ caractérise le plan

$[u v w]$ caractérise le vecteur de direction



Intersections du plan avec les axes x, y et z :
 $m n p = 2 \ 1 \ 3$

Intersection réciproque: $\frac{1}{m} \ \frac{1}{n} \ \frac{1}{p} = \frac{1}{2} \ 1 \ \frac{1}{3}$

Indices de Miller: $(3 \ 6 \ 2)$

Anisotropie

Dépendance directionnelle des propriétés du cristal

⇒ causé par l'empilement qui diffère selon direction
⇒ très utile ! conduction, magnétisme, rés. mécanique

Atomique

↳ interstitiel
↳ substitution

Lacunes

Apparaissent avec augmentation température

calcul de densité de lacune $C_v = \frac{N_v}{N_0} = e^{-\frac{q_v}{kT}}$

Défauts

ponctuel
uni-dimension
bi-dimension
volumique

formation de phases

Précipité

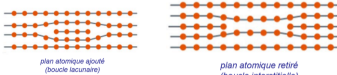
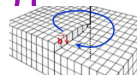
Empilement

- défaut d'empilement

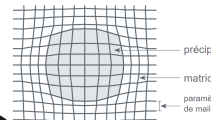
particules de secondes phases entre atome métal et alliage

Dislocations

- Coin
- Vis
- Courbe = Vis + Coin → boucle fermée
- Boucle prismatique



freine le mouvement des dislocations



Pour changer les dislocations il faut augmenter température

Propriétés des matériaux

Conductivité

Electrique

- Niveau énergétique suffisant freine le déplacement des électrons
- $\Rightarrow$ diminution conduct.
- $\Rightarrow$ diminution mobilité e^-
- $\rightarrow$ aussi causé par l'agitation du réseau à plus haute temp. $\Rightarrow$ phonons
- $\Rightarrow$ le nombre d' e^- n'est pas affecté par température

Thermique

- Les phonons transportent l'énergie th. mais pas de charge
- $\Rightarrow$ principal pour matériaux non-conducteurs
- $\rightarrow$ ex: diamant conduit très bien chaleur

à temp. normale $> 0^\circ\text{C}$
 $\lambda = L \cdot T \cdot \sigma$
Wiedermann-Franz
 $\sigma \propto \frac{1}{T} \Rightarrow \lambda = \text{const.}$
 $L \approx$ Lorentz number $2.44 \cdot 10^{-8}$
A basse temp. $< 100^\circ\text{K}$
Wiedermann-Law not working
mécanique quantique

Défaut cristallin

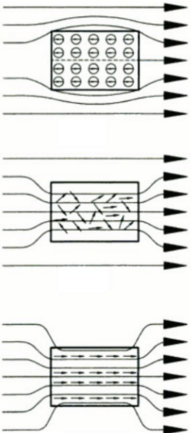
- alliages (phases)
- Dislocations
- etc...

semi-conducteurs

* le nombre de porteurs de charge augmente avec la température
 $\Rightarrow$ meilleure conduction même avec défaut cristallin

Magnétisme

- Diamagnétique
 $\mu_r < 1$, Cu, Ag, Pb
Augmentation de l'énergie du corps dans le champ
- Paramagnétique
 $\mu_r > 1$, Al, Cr, Mn
Attiré par aimant
- Ferromagnétique
 $\mu_r \gg 1$, T $<$ Curie!
Fe, Co, Ni



- } 2 électrons de spin opposé
- } 1 seul spin $\rightarrow$ moment magnétique
- } mécanique quantique
- } 1 seul spin

magnétique doux $\rightarrow$ démagnétisable
magn. dur $\rightarrow$ aimant permanent

Normale

$$\sigma = \frac{F_N}{A}$$
$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

Cisaillement

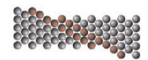
$$\tau = \frac{F_q}{A}$$
$$\tau = G \cdot \gamma$$

module cisail.

E et G diminuent avec augm. température

Plastique

- Uniquement par cisaillement!



Déplacement par saut

Elastique

Loi de Hooke

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

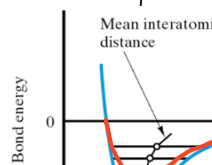
Hall-Petch

augmentation résistance avec plus de grains

Liaison forte $\Rightarrow E$ élevé & bas
Liaison faible $\Rightarrow E$ bas & élevé

Dilatation

$$\Delta l = \alpha \cdot l_0 \cdot \Delta T$$
$$\epsilon = \Delta l / l_0$$



rayon atomique
 α plus grand très asym.
 α plus petit

$\rightarrow$ permet expliquer α

$$E = 2 \cdot (1 + \nu) \cdot G$$

Coef. poisson

Mécanique

$\Rightarrow$ dépend structure mécanique

Contrainte

$$\frac{F}{A} = \frac{N}{m^2} = \text{Pa}$$
$$N/mm^2 = \text{MPa}$$

Cisaillement

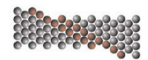
$$\tau = \frac{F_q}{A}$$
$$\tau = G \cdot \gamma$$

module cisail.

E et G diminuent avec augm. température

Plastique

- Uniquement par cisaillement!



Déplacement par saut

Elastique

Loi de Hooke

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

Hall-Petch

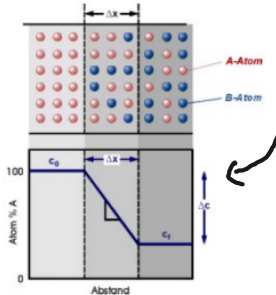
augmentation résistance avec plus de grains

Phénomènes thermiquement activés

l'atome se déplace dans le cristal (par l'agitation thermique)

Diffusion

Auto-diffusion
Réseau d'atome A
Inter-diffusion
Atomes A → Atomes B



Traitement thermique

Recristallisation

par recuit

→ Réchauffement d'un matériau écroui

Restauration: élimination des dislocations
→ possible à basse temp. ex 100°C

Recristallisation: nouveaux cristaux

→ il faut un taux minimal d'écrouissage pour créer une recristallisation

→ possible à partir de 40% de la température de fusion en Kelvin

similaire

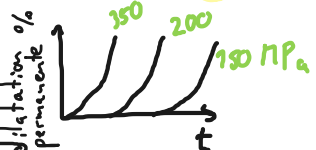
Relaxation des tensions

Des procédés de fluage agissent de telle sorte que les tensions internes diminuent avec le temps pour des composants précontraints élastiquement au début de leur mise en service. Cette diminution dans le temps des contraintes sous charge constante est appelée relaxation de tension

Fluage

Si le matériau est longuement sollicité par une charge constante à haute température ($T > 0.3 \text{ à } 0.4 T_s$), des déformations dépendantes du temps apparaissent, on désigne ce phénomène par fluage. Le fluage apparaît aussi à des tensions inférieures à la limite élastique et conduit à une déformation permanente. Pour caractériser le comportement du matériau sous charge à haute température, on utilise plutôt la courbe déformation-temps $\epsilon(t)$ au lieu de la courbe contrainte-déformation $\sigma(\epsilon)$.

Courbe de fluage



très dépendant de la température

coefficient de diffusion [cm²/s] = mobilité des atomes

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}}$$

Q → énergie d'activation
 R → Cte universelle des gaz
 D_0 → constante de diffusion

1ère loi de Fick (flux de diffusion)

$$\text{flux de diffusion: } J = -D \cdot \frac{dc}{dx} \approx -D \cdot \frac{\Delta c}{\Delta x}$$

2ème loi de Fick (variation de concentration)

La variation de concentration en fon. du temps et lieu prédomine la loi 1
⇒ cependant 2ème loi n'a pas de solution $\frac{\partial c}{\partial t} = \dots$

Sauf pour traitement uni-directionnel.
cémentation, nitruration, boruration
profondeur de pénétration moyenne du traitement
 $x_m = \sqrt{D \cdot t}$

Solidification

pas immédiat
germination et croissance
⇒ de la nouvelle phase

Germination

Pour grandir, le germe doit atteindre une taille critique (rayon critique) à partir de laquelle il pourra grandir en réduisant l'énergie d'enthalpie libre → plus stable. Au début, il faut amener de l'énergie pour combattre l'augmentation de l'énergie de surface

Surfusion

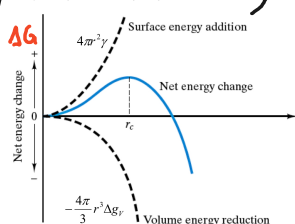
La température du liquide descend en dessous de la temp. de solidification. Pourquoi?
1. il faut trop d'énergie pour solidifier
2. Les germes prennent l'énergie du liquide qui refroidit et crée un gradient de temp. négatif

germination homogène nécessite forte surfusion

hétérogène
σ → β impureté
⇒ moins d'énergie de surface
⇒ plus facile/stable
assez rare!

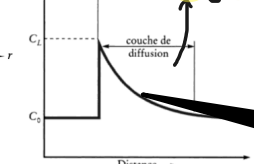
Solidification réelle (et alliages)

La variation globale de l'enthalpie libre du système causée par l'apparition d'un germe sphérique de rayon r , correspond à:
 $\Delta G_K = -\Delta G_v + \Delta G_s = -\frac{4\pi}{3} r^3 \Delta g_v + 4\pi r^2 \gamma$
 r : rayon du germe
 Δg_v : enthalpie volumique spécifique
 γ : enthalpie de surface spécifique



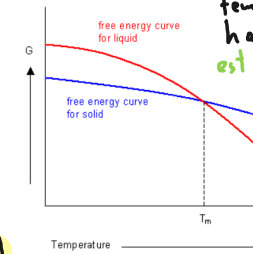
irrégularité dans l'alliage

Si surfusion → croissance de dendrites!



Surfusion structurale

Le liquide a moins de particules d'alliage et sa temp. de fusion est plus haute, la temp. réelle est plus basse → surfusion



le liquide est plus stable après temp. de fusion

Transformation de phase

Apparaît si: une autre phase est plus stable que celle actuelle (enthalpie libre inférieure)

L'enthalpie d'un système est une mesure de l'énergie du système disponible sous forme de chaleur à pression constante.

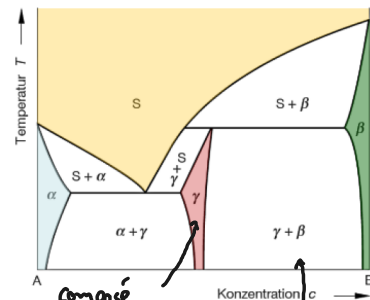
↓ plus l'enthalpie libre est faible, plus l'état est stable

Diagramme de phases

Les diagrammes de phases sont des diagrammes d'équilibre.
Valable théoriquement que pour des vitesses de refroidissement infiniment lentes

- Quelles et combien de phases existent
- Les proportions des phases
- Les compositions des phases

Le diagramme change avec le changement de pression !



composé intermétallique
complètement soluble
deux phases co-existent

Règles

Lever

$$\text{fraction de phase 1} = \frac{C_2 - C}{C_2 - C_1}$$

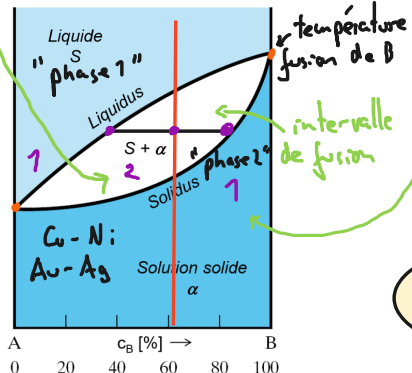
$$\text{fraction de phase 2} = \frac{C - C_1}{C_2 - C_1}$$

déterminer la fraction des phases présentes
ex: 40% L et 60% alpha

diagramme d'un alliage avec solubilité complète.

Déterminer une phase

1. Max 2 phases par zone
2. Ligne horizontale → 3 phases
3. Ligne verticale → composé stoechiométrique ex: Mg_2Zn
4. Max 1 changement de phase
5. En allant de gauche à droite ça fait toujours 1-2-1-2-1-2...



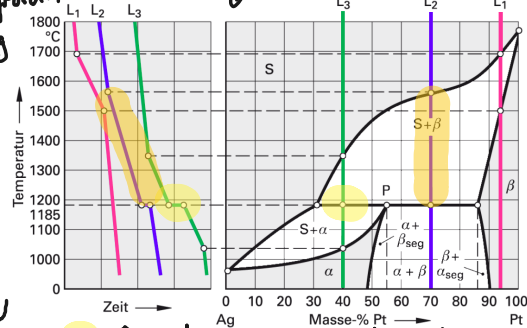
En appliquant les règles et en combinant les types de réactions de phase (combinaison des diagrammes) on peut construire le diagramme des phases.

Construire un diagramme de phase

Diagramme fer-carbone

La courbe de refroidissement définit comment un alliage possédant une certaine composition ex 8% de carbone va se comporter quand on le refroidit de manière infiniment long

Courbe de refroidissement

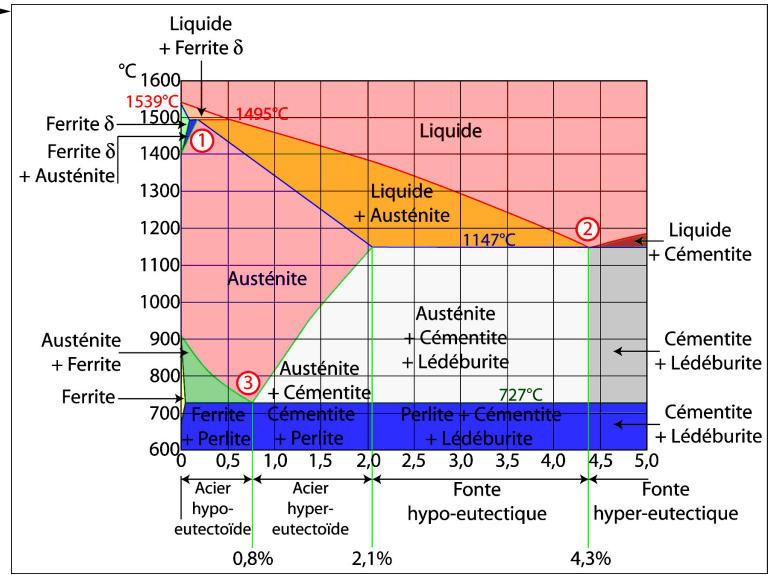


- Quand on croise une ligne de solidification, la température se stabilise pour modifier les liaisons.
- Dans un domaine biphasé, la température à une pente moins forte

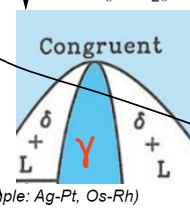
permet de comprendre les aciers

Valable que pour les aciers non alliés

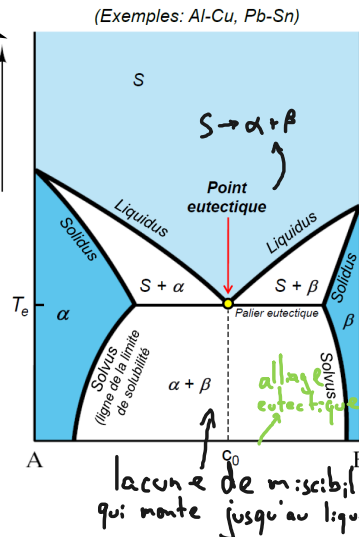
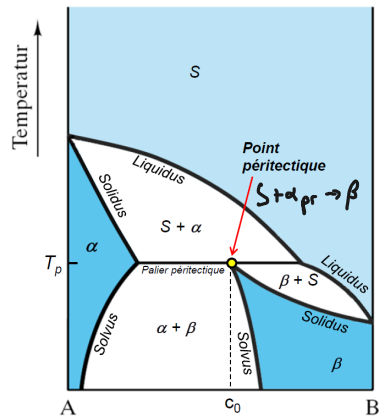
Le carbone réagit avec le fer Fe_3C = carbure de fer = cémentite



Types de diagramme



(Exemple: Ag-Pt, Os-Rh)



lacune de miscibilité qui monte jusqu'au liquidus

à deux phases: (involue liquid and solid)

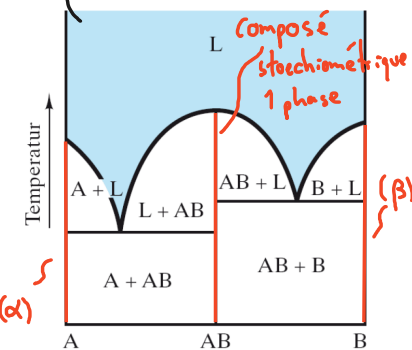
only solid phases

{ eutectique
paritectique

{ eutectoïde
peritectoïde

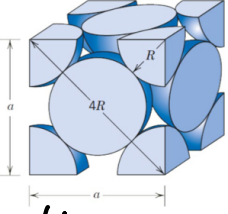
Voir autre feuille pour réaction à 3 phases

combinaison de deux diagrammes eutectique!



Compacité

CFC 4 atomes

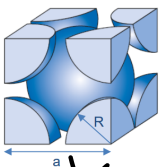


$$cfc = \frac{4 \cdot \frac{4}{3} \pi \cdot R^3}{a^3} \quad \text{4 atomes}$$

$$\sqrt{2} \cdot a = 4R \Rightarrow \frac{\pi \cdot R^3}{3 \cdot \sqrt{2} \cdot R^3} = \frac{\pi}{3 \cdot \sqrt{2}} = 0,74$$

Volume sphère : $\frac{4}{3} \pi R^3$

cc 2 atomes



$$\sqrt{3} \cdot a = 4 \cdot R \quad a = \frac{4R}{\sqrt{3}}$$

Densité masse volumique

ME: Maille élémentaire

$$\rho = \frac{m_{ME}}{V_{ME}}$$

$m_{ME} = x \cdot m_{\text{atome}}$
nombre atome par maille

$$V_{ME} = a^3$$

Atomes dans 1 cm³

$V_{ME} = a^3$ Nombre de mailles pour 1 cm³

$$n_{ME} = \frac{1 \text{ cm}^3}{V_{ME} [\text{cm}^3]}$$

$$n_{\text{atome}} = x \cdot n_{ME} \quad \text{atomes par maille}$$

Calculer indice miller

- ① Choisir point de réf
- ② Valeurs si: intersection avec axe
- ③ Prendre l'inverse
- ④ PPCM entier

Dessiner un plan avec les indices

- ① Prendre inverse
- ② PPCM entier $\Rightarrow$ donne les intersections avec axes

si: $\frac{1}{0} \Rightarrow \infty \Rightarrow$ plan parallèle à un axe

Dessiner un vecteur de direction

- [u v w] ① Choisir une référence 0
② Déterminer les directions avec les facteurs u v w
"x y z"

Lacunes:

Nombre de lacunes
 $C_v = \frac{N_v}{N_0} = e^{\frac{-q_v}{k \cdot T}} \rightarrow T [K]$
densité lacunes
Nombre d'emplacements possibles (nombre d'atomes)
 $N_0 = n_{\text{moles}} \cdot 6,022 \cdot 10^{23}$

$1 \text{ eV} = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ J}$
 $k = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ J/K} = 8,62 \cdot 10^{-5} \text{ eV/K}$
 $\rightarrow$ const. de Boltzmann

Densité dislocations

$$n_{\text{moles}} / \text{cm}^3 = \frac{\rho}{M} = \frac{\text{g/cm}^3}{\text{g/mol}} = \text{mol/cm}^3$$

énergie pour déformation
 $\frac{E / \text{mol} \cdot \text{mol/cm}^3}{E / \text{cm}} = \text{cm}^{-2}$

Energie interfaciale emmagasinée

- ① Calculer nombre de grains dans V
- ② Calculer aire totale
- ③ Energie : $E = \int / \text{m}^2 \cdot \text{m}^2$ $E \triangleq$ la courbe

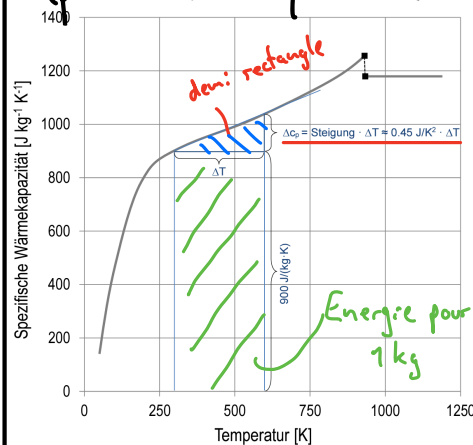
Capacité thermique massique

$$C_p = \frac{Q}{m \cdot \Delta T} \triangleq \left[\frac{\text{J}}{\text{g} \cdot \text{K}} \right]$$

$\sim$ linéaire à partir de 250 K

$\rightarrow$ si: $T > T_{\text{Debye}} \Rightarrow C_p = 25 \frac{\text{J}}{\text{mol} \cdot \text{K}}$

Capacité thermique réelle



Solide	T _D	Solide	T _D
Aluminium	426 K	Platine	240 K
Cadmium	186 K	Silicium	640 K
Chrome	610 K	Argent	215 K
Cuivre	315 K	Étain (white)	195 K
Or	170 K	Titane	420 K
Fer-α	464 K	Tungstène	405 K
Plomb	96 K	Zinc	300 K
Manganèse-α	476 K	Diamant	2200 K
Nickel	440 K	Glace	192 K

1. Trouver la pente
2. $\Delta C_p = \text{pente} \cdot \Delta T$
3. La surface est l'énergie
4. Trouver la relation exemple:
 $Q = 900 \cdot \Delta T + 0,5 \cdot \Delta T \cdot \text{pente} \cdot \Delta T$
 ΔC_p

Mécanique

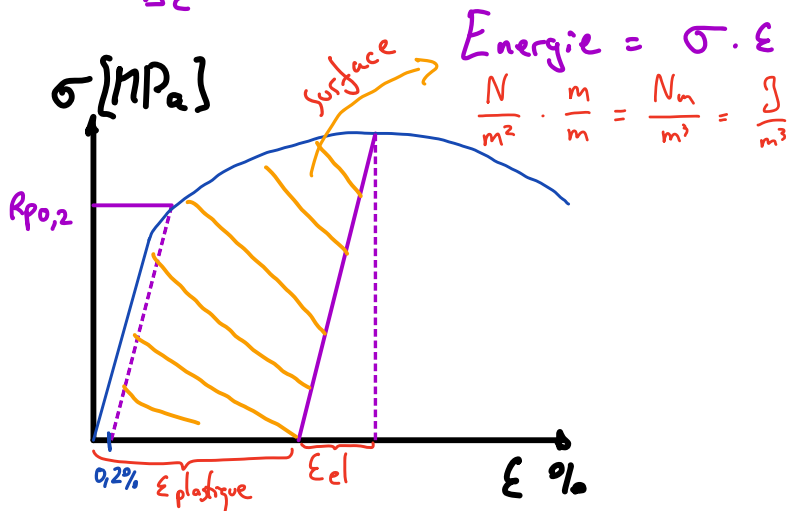
Passer de volumique à linéaire

Dilatation therm: $\Delta L/L_0 = \alpha \cdot \Delta T$ ex: $\sqrt[3]{1,025} \rightarrow$ dilatation linéaire

Dilatation volumique: En % avec des dilatations volumiques $\Rightarrow$ toujours travailler avec 1 comme référence

Contrainte

$$E = \frac{\Delta \sigma}{\Delta \epsilon} \quad \sigma = \frac{F}{A} \quad \frac{N}{m^2} = Pa \quad \frac{N}{mm^2} = MPa$$



Diffusion

Coefficient de diffusion

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}$$

$Q \rightarrow$ énergie d'activation de la diffusion
 $R \rightarrow$ constante uni. des gaz
 $T [K]$

$$\log(D) = \log(D_0) - \frac{Q}{RT} \cdot \log(e) \quad R = 8,314 \frac{J}{mol \cdot K}$$

$$\log(D) = \underbrace{\log(D_0)}_{\gamma\text{-Achsenabschnitt}} + \underbrace{\frac{1000}{T} \left(\frac{-Q \cdot \log(e)}{1000 \cdot R} \right)}_{\text{Steigung}}$$

1. Lire la pente sur le graphique

En lisant l'axe logarithmique vertical, juste la différence de puissance, et la valeur de l'axe horizontal sans transformer l'unité

$$\text{pente} = \frac{\Delta y}{\Delta x} = \frac{-Q}{0,67K} \text{ par exemple}$$

$$\text{pente} = \frac{-Q \cdot \log(e)}{1000 \cdot R} \quad \text{Trouver l'énergie } Q$$

Profondeur de pénétration moyenne d'un traitement thermochimique

$$x_m = \sqrt{D \cdot t}$$

Flux de diffusion (1^{ère} loi de Fick)

$$J = -D \cdot \frac{dc}{dx} \approx -D \frac{\Delta c}{\Delta x} \quad \left[\frac{g}{m^2 \cdot s} \right]$$

Nombre de particules pour un flux de diffusion

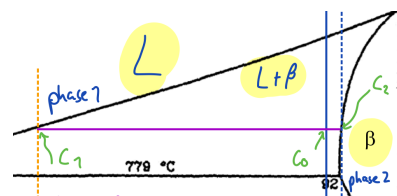
$$J_{\text{particules}} = \frac{J \frac{g}{m^2 \cdot s}}{M \frac{g}{mol}} \cdot A = \left[\frac{\text{particules}}{m^2 \cdot s} \right]$$

$\rightarrow$ masse molaire $\rightarrow$ avogadro Zahl

$$J_p \cdot \text{aire} = \frac{\text{particules}}{\text{secondes}}$$

$\rightarrow$ surface latérale d'une maille de fer par exemple

Diagramme de phase



$$\text{fraction de phase 1} = \frac{C_2 - C_0}{C_2 - C_1} \text{ avec } C_1 \text{ wt\%}$$

$$\text{fraction de phase 2} = \frac{C_0 - C_1}{C_2 - C_1} \text{ avec } C_2 \text{ wt\%}$$

Dessiner à partir des courbes de refroidissement

1. Chaque courbe correspond à un pourcentage de masse du diagramme de phase.

2. Reporter tous les points sur la bonne ligne verticale à la bonne température

Nommer les phase

- La phase en dessous du liquidus est appelée "primaire" $\rightarrow$ α primaire ensuite secondaire etc..

- Phase eutectique désigne la phase qui s'est transformé de la partie liquide (L + α) en α eutectique et β eutectique

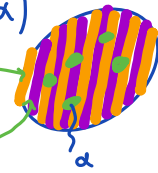


Diagramme fer-carbone

Pour la réaction eutectique, tout le liquide du domaine biphasé $\gamma + L$ ou $L + Fe_3C$ se transforme en lédéburite juste en dessous de la ligne eutectique

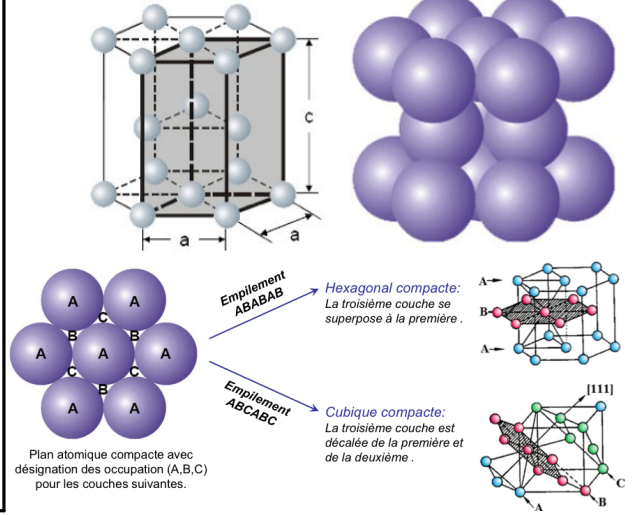
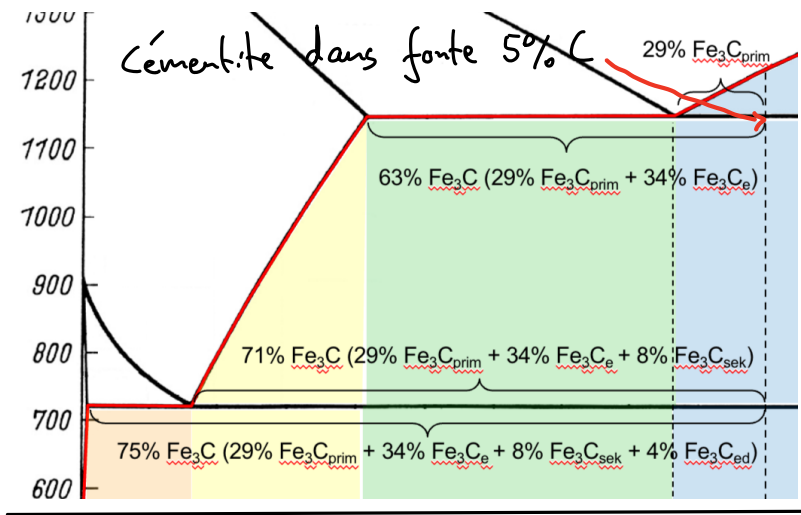
fraction perlite: la fraction de perlite est la même que la fraction de γ au dessus de la ligne.

fraction de cémentite: les cémentites primaire et secondaire restent présent en refroidissant etc..

$$\Rightarrow \text{fraction } Fe_3C = Fe_3C_{prim} + Fe_3C_{sek} + Fe_3C_e + Fe_3C_{led} + Fe_3C_{tert.}$$

$C_e \rightarrow$ eutectique $C_{led} \rightarrow$ lédéburite

Structures



Miller

Principales caractéristiques des mailles élémentaires:

- Nombre d'atomes par maille (A/E)
- Nombre de coordination (Nb de premiers voisins, KZ)
- Compacité (PD)
- Paramètres de réseau

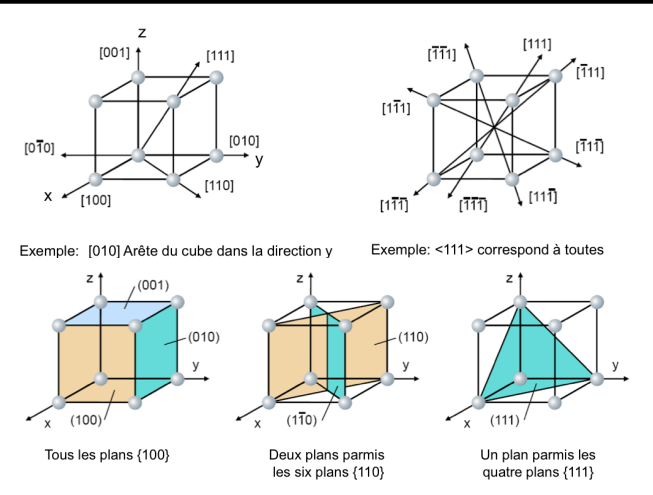
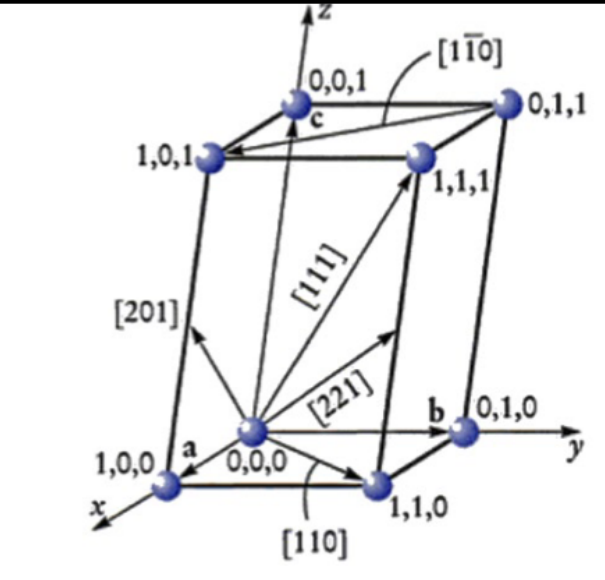
Cubique	Tetragonal	Orthorhombique	Rhombodrique	Monoclinique	Triclinique	Hexagonal
$a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$a \neq b \neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$a \neq b \neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma \neq 90^\circ$	$a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma=90^\circ$	$a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma (\neq 90^\circ)$	$a \neq b \neq c$ $\alpha=\beta=90^\circ \neq \gamma=120^\circ$

Pour les métaux, seuls les systèmes cubiques, hexagonal et en partie tétragonal sont importants. Les trois structures les plus importantes pour les métaux sont la structure cubique centrée (cc), cubique à faces centrées (cfc) et hexagonale compacte (hc).

Name	Kubisch-raumzentriert krz	Kubisch-flächenzentriert kfz	Hexagonal dichteste Packung hdP
Schwerpunktmodell der Elementarzelle			

			Cubique centrée (cc):		α -Fe β -Ti Cr Mo V W	0.287 nm 0.290 nm 0.288 nm 0.314 nm 0.303 nm 0.315 nm
			A/E: 2	KZ: 8	PD: 0.68	
			Cubique faces centrées (cfc):		γ -Fe Ni Cu Al Au Pb	0.365 nm 0.352 nm 0.361 nm 0.404 nm 0.407 nm 0.490 nm
			A/E: 4	KZ: 12	PD: 0.74	
			Hexagonal compact (hc):		α -Ti Mg Zn Be	a 0.295 nm 0.320 nm 0.265 nm 0.227 nm
			A/E: 2	KZ: 12	PD: 0.74	
						c/a 1.59 1.62 1.87 1.57

Dislocations



Défauts zéro-dimensionnels (ou défauts ponctuels)

Vacancy

Interstitial

Défauts uni-dimensionnels (ou défauts linéaires)

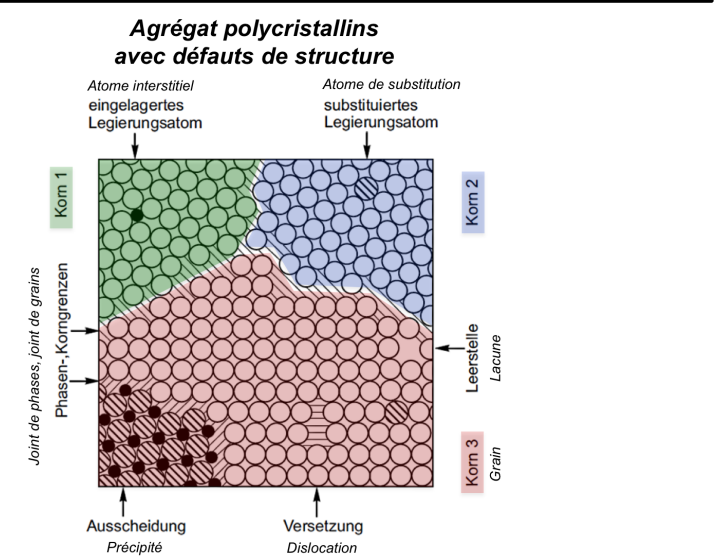
Edge Dislocation

Défauts bi-dimensionnels (ou défauts de surface)

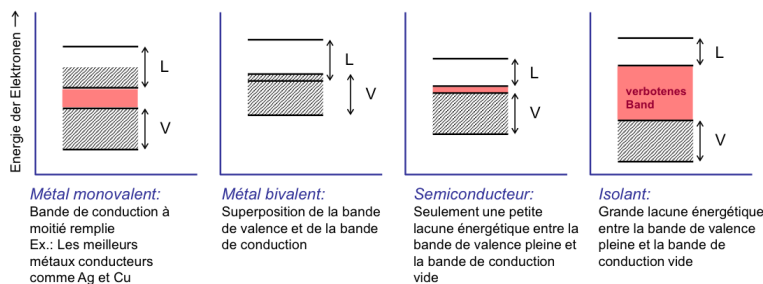
Grain Boundary

Défauts tri-dimensionnels (ou défauts volumiques)

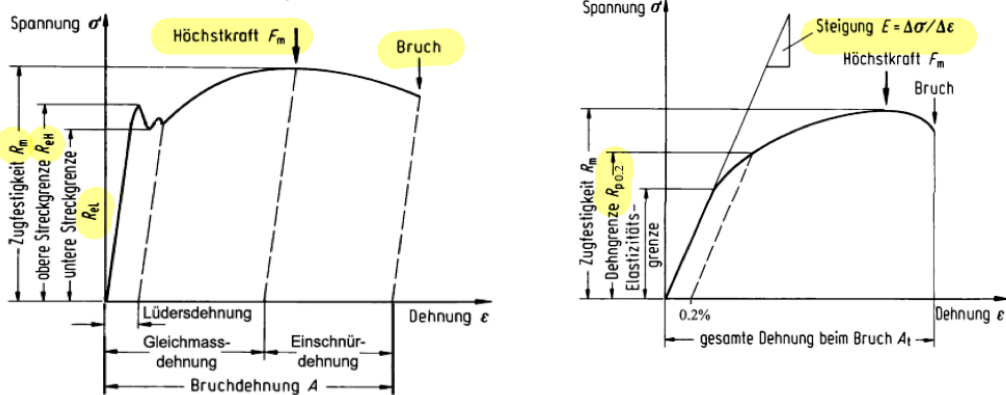
Grain Boundary



Représentation schématique des bandes d'énergies (pour r_0):



Grandeurs caractéristiques de l'essai de traction :



Grandeur caractéristique de la résistance:

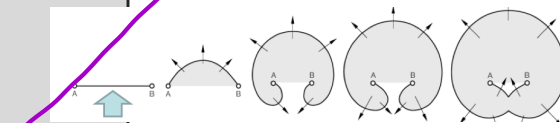
- **Limite élastique supérieure R_{eH}** } Résistance à la déformation plastique
- **Limite élastique à 0.2% $R_{p0,2}$** } Résistance à la rupture
- **Résistance à la traction**

Grandeur caractéristique de la rigidité :

- **Module d'élasticité E** } Résistance à la déformation élastique
- **Module de cisaillement G** }
- **Grandeurs caractéristiques de la déformation** } Grandeur pour la formabilité (malléabilité, ductilité)
- **Allongement à la rupture A**
- **Striction à la rupture $Z = (S_0 - \text{section à la rupture}) / S_0$**

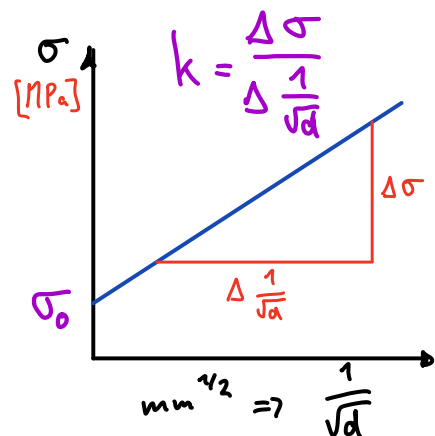
Les obstacles à la mobilité des dislocations peuvent être:

- A) Atome étranger (0-dim): Durcissement par solution solide**
Un alliage est toujours plus dur que le métal pur
- B) Dislocations (1-dim): Durcissement par écrouissage (consolidation)**
Une déformation plastique à froid augmente la limite d'élasticité
- C) Joints de grain (2-dim): Durcissement par affinage du grain**
Plus les grains sont petits, plus il y a des joints de grains qui sont des obstacles infranchissables pour les dislocations
- D) Particules (3-dim): Durcissement par précipitation (durcissement structural)**
Nanotechnologie : Le matériau est durci par des très nombreuses particules très fines ayant une courte distance entre eux.



Plus il y a de dislocations empiquées, plus la contrainte au joint de grain augmente. Il y a moins de place pour les dislocations dans un petit grain, donc la concentration de contrainte est plus faible. En conséquence, le matériau résiste mieux aux contraintes appliquées. L'augmentation de résistance par affinage de grain est décrite par la relation de Hall-Petch:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}}$$

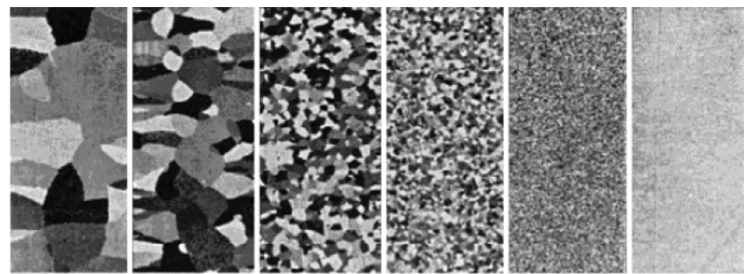


Diffusionspaar		Aktivierungsenergie Q	Diffusionskonstante D_0
Element	Matrix	kJ/mol	cm ² /s
Leerstellendiffusion (Selbstdiffusion)			
Fe	α -Fe (krz) ¹⁾	247	4,10
Fe	γ -Fe (kfz) ²⁾	279	0,65
Pb	Pb	109	1,27
Cu	Cu	208	0,36
Al	Al	135	0,10
Zn	Zn	91,3	0,10
Mg	Mg	135	1,00
W	W	600	1,88
Leerstellendiffusion (Fremddiffusion)			
Ni	Cu	243	2,30
Cu	Ni	258	0,65
Zn	Cu	184	0,78
Ag	Au	168	0,072
Au	Ag	191	0,26
Zwischengitterdiffusion			
C	α -Fe (krz) ¹⁾	87,6	0,011
C	γ -Fe (kfz) ²⁾	138	0,23
N	α -Fe (krz) ¹⁾	76,7	0,0047
N	γ -Fe (kfz) ²⁾	145	0,0034
H	α -Fe (krz) ¹⁾	15,1	0,0012
H	γ -Fe (kfz) ²⁾	43,2	0,0063

¹⁾ bis 911 °C ²⁾ 911 °C ... 1392 °C

Source de Frank-Read

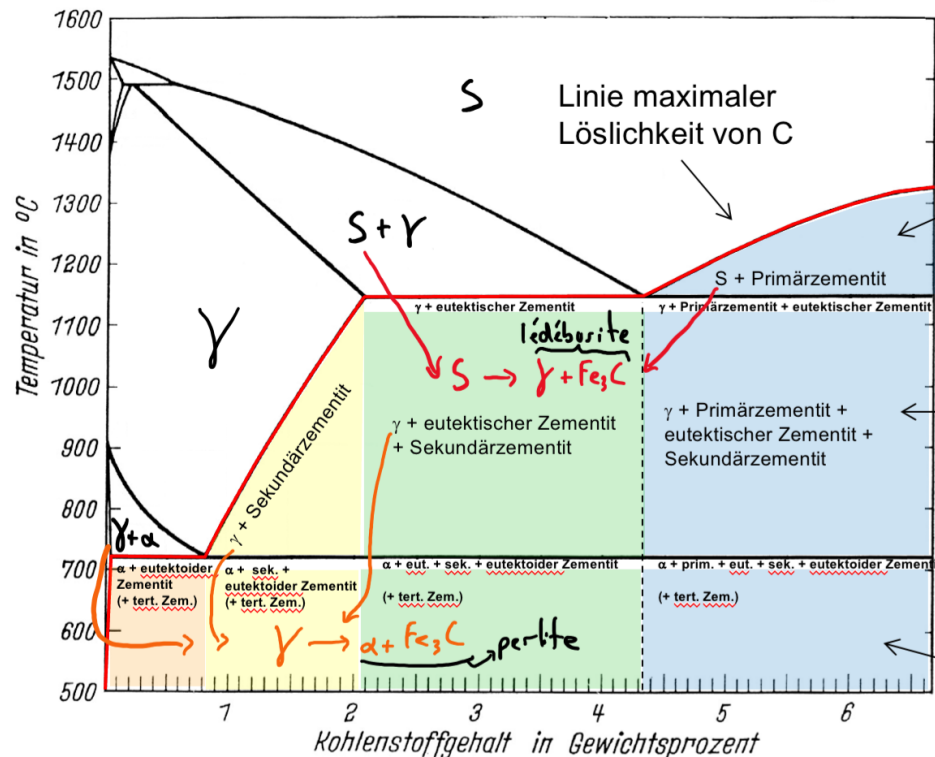
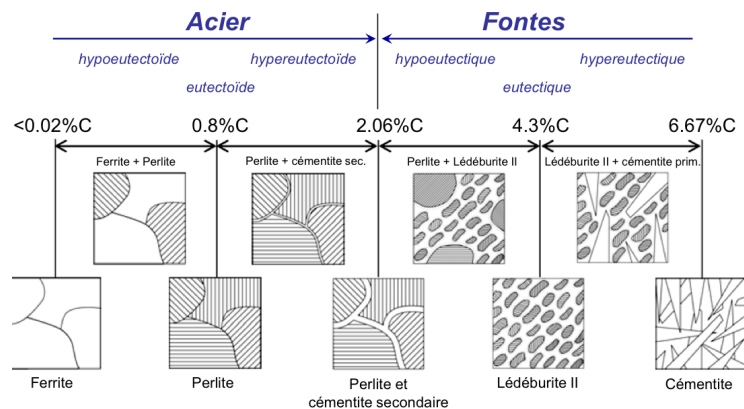
Tailles des grains recristallisés en fonction du taux d'éci



Re cristallisation Taux d'écrrouissage en %

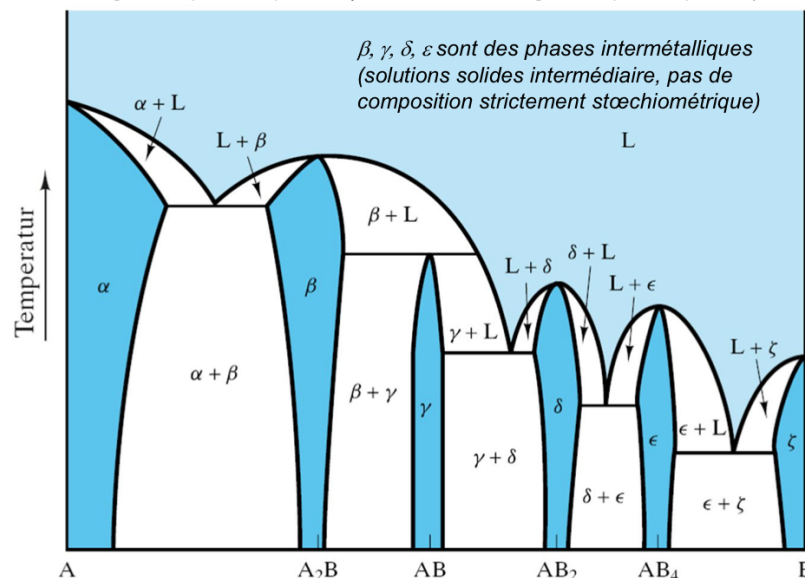
Comparaison caractéristique des résistances et des déformations à haute et basse température :

Températures basses < 0.4 T _s	Températures élevées > 0.4 T _s
Les valeurs de résistance sont indépendantes du temps (Limite élastique, Résistance mécanique).	Les valeurs de résistance sont dépendantes du temps (Limite élastique au fluage, Résistance au fluage).
La déformation plastique n'apparaît qu'au dessus d'une certaine tension (limite élastique).	Le fluage est possible pour toutes les tensions.
La déformation apparaît spontanément sans délai.	La déformation varie dans le temps.
La déformation n'augmente que si la tension augmente.	La déformation varie continuellement sous charge constante.
Les grains ne se déplacent pas réciproquement le long des joints de grain; Le mouvement des dislocations est freiner aux joints de grain → Une structure à grains fins est plus résistante	Les grains peuvent se déplacer réciproquement le long des j-d-g (glissement aux joints de grain) → Une structure à grains grossiers résiste mieux au fluage.
La rupture ne se produit que si la résistance mécanique est dépassée (solicitation statique). La durée de vie mécanique d'un composant est infinie au dessous de la résistance mécanique.	La rupture est toujours dépendante du temps. La durée de vie mécanique est limitée.



Invariant reactions	Reaction
Eutectic (involves liquid and solid)	$L_1 \rightleftharpoons L_2 + S$ (Monotectic) $L \rightleftharpoons S_1 + S_2$ (Eutectic) $L \rightleftharpoons S_1 + S_2$ (Catatectic (Metatectic))
Eutectoid (involves solid only)	$S_1 \rightleftharpoons S_2 + S_3$ (Monotectoid) $S_1 \rightleftharpoons S_2 + S_3$ (Eutectoid)
Peritectic (involves liquid and solid)	$L_1 + L_2 \rightleftharpoons S$ (Syntectic) $L + S_1 \rightleftharpoons S_2$ (Peritectic)
Peritectoid (involves solid only)	$S_1 + S_2 \rightleftharpoons S_3$ (Peritectoid)

Diagramme de phase avec plusieurs phases intermétalliques.
Fusion congruente pour les phases β , δ , ϵ , fusion incongruente pour la phase γ .



Formation de:

Primärzementit (précipitée dans le liquide)

Eutektischer Zementit (cémentite dans la lédébaurite)

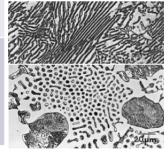
Sekundärzementit (précipité dans le fer γ ; se trouve dans les joints de grains des aciers hypereutectoides)

Eutektoider Zementit (cémentite dans Pearlite, sous forme de lamelles)

Tertiärer Zementit (précipitée dans le fer α , quantité très faible)

Désignation	Description
Austénite	Structure cfc (sol-solide γ) C en solution (max. 2.06% à 1147°C); amagnétique; conduct. Thermique inf. à la ferrite, coeff. de dilatation thermique sup. à la ferrite; n'existe qu'au dessus de la température eutectoïde de 723°C.
Ferrite	Structure cc (sol-solide α) peu de C en solution (max. 0.02% à 723°C, <0.001% à 20°C); magnétique (au-dessous de 769°C)
Cémentite	Liaison intermétallique Fe ₃ C; structure romboédrique; dur et fragile; se décompose en graphite et fer à haute température et des temps très long (métastable)
Perlite	Eutectoïde constitué de 88.2% de ferrite et 11.8% de cémentite avec une structure lamellaire fine.
Lédéburite	Eutectique, principalement constituée de 51.5% d'austénite et 48.5% de cémentite (Lédéburite I), de perlite et de cémentite au-dessous de la température eutectoïde (Lédéburite II)

Phases

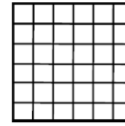


Microconstituants à plusieurs phases

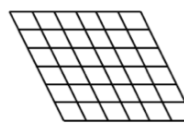
Martensite

L'austénite γ se transforme en martensite, par un processus sans diffusion à composition chimique constant surtout avec un refroidissement rapide
 ↓ Cisaillement du réseau, très rapide

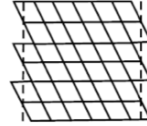
Grundgitter



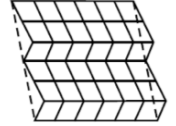
Scherung



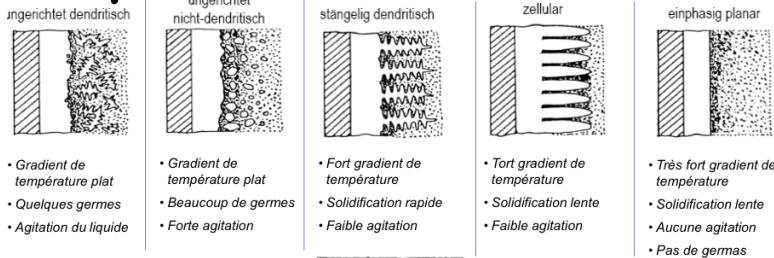
Gleitung



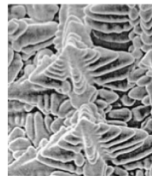
Zwillingsbildung



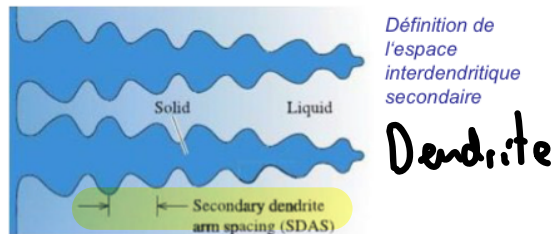
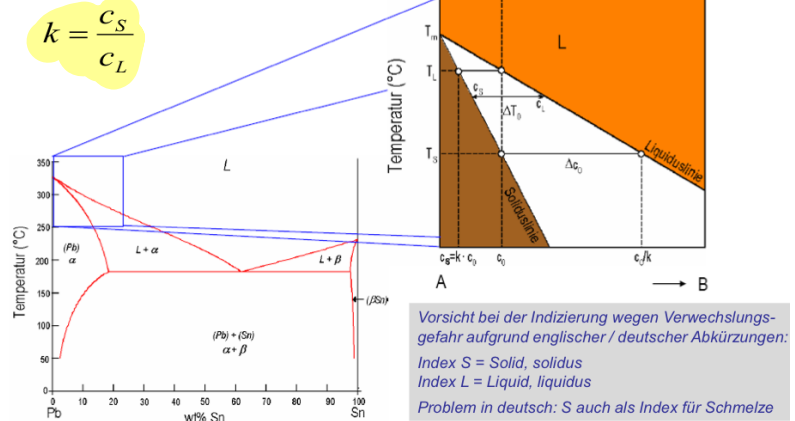
Morphologies de solidification



Vue 3D de dendrites dans un alliage de Nickel



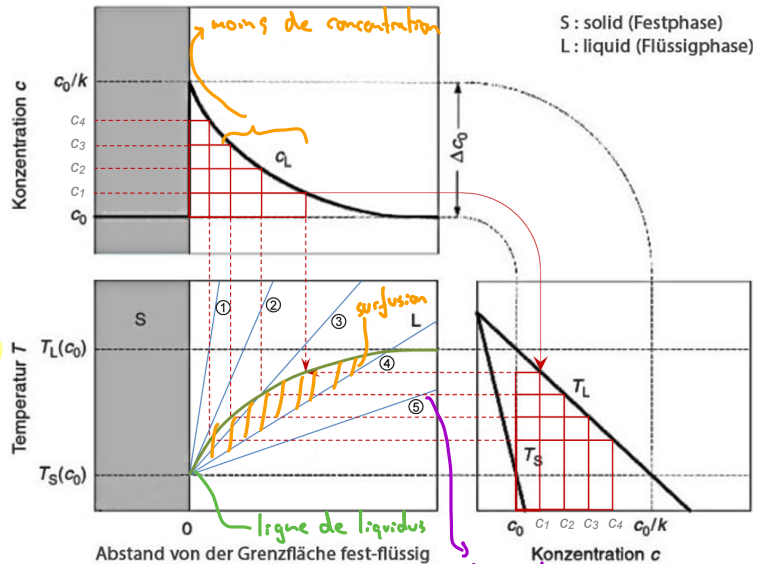
Coefficient de partage k : Rapport entre la concentration en élément d'alliages (ou concentration en impureté) dans la solution solide c_s et la concentration dans le liquide c_L . L'inverse est partiellement désigné comme coefficient de ségrégation.



Plus il y a de germes, plus la vitesse de refroidissement est élevée → plus la structure est fine

Taux de germination est déterminé par

1. La surfusion
2. Diffusion → le germe peut grandir avec des nouveaux atomes



Liquidentemperaturverlauf konstruieren: grüne Kurve = $T_L(x)$
 Temperaturverlaufslinien 3, 4 und 5 zeigen konstitutionelle Unterkühlung ⇒ dendritisches Wachstum
 Temperaturverlaufslinien 1 und 2 haben keine konstitutionelle Unterkühlung ⇒ planares Wachstum

