

Métaux - IV. Les alliages – 2^{ème} partie

Anne Mertens

Rappel: modèle du cristal parfait

- Propriétés physiques : **OK**
 - Densité, T_{fusion} , dilatabilité
 - Propriétés mécaniques : **pas satisfaisant**
 - OK pour élasticité
 - Niveaux de contraintes prédits pour le clivage ou la déformation plastique sont trop élevés.
 - Propriétés de conduction: **± OK**
 - Mais on ne peut expliquer que l'effet d'un seul paramètre: T
- ⇒ Il faut prendre en compte les défauts!**

Rappel : les défauts cristallins

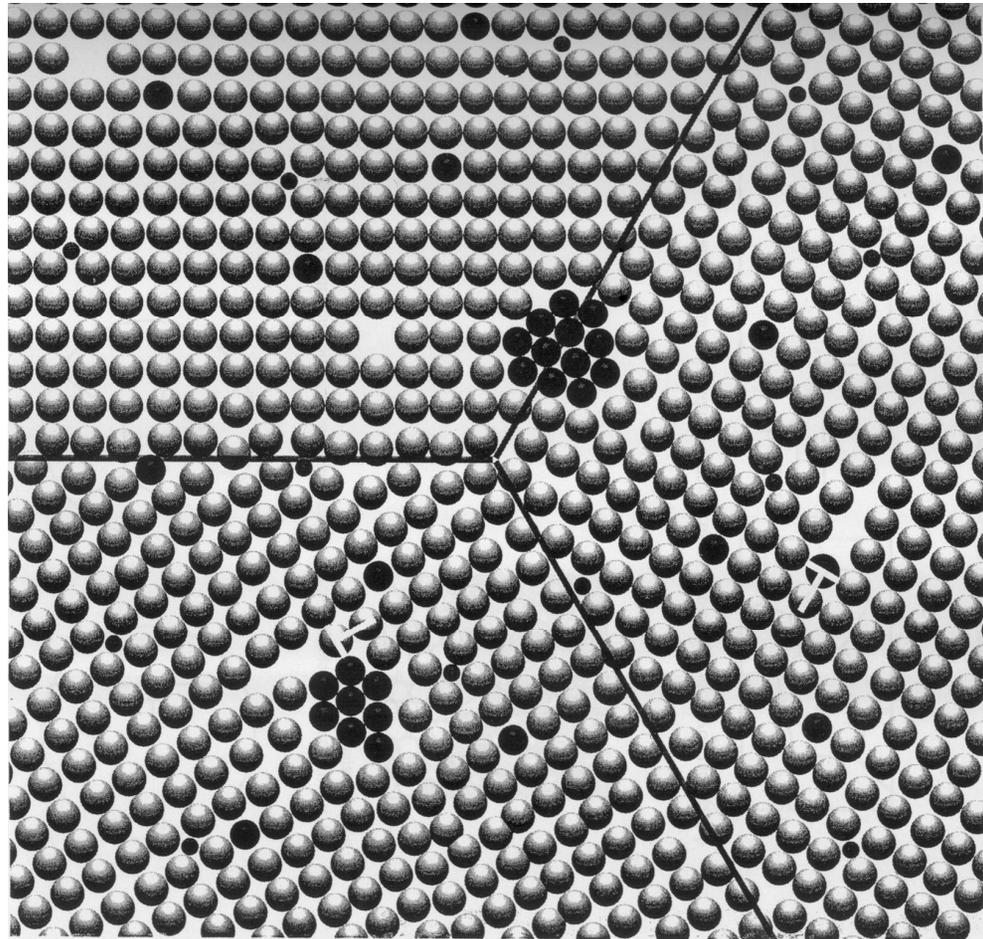
4 types de défauts cristallins (pour un métal pur)

- Défauts ponctuels: lacunes \Rightarrow diffusion
- 1D - dislocations \Rightarrow plasticité, consolidation, restauration, rupture
- 2D - Matériaux polycristallins:
joint de grains et macles
Loi de Hall-Petch, isotropie vs anisotropie,
recristallisation, coalescence
- 3D - Porosités

Rappel: alliage

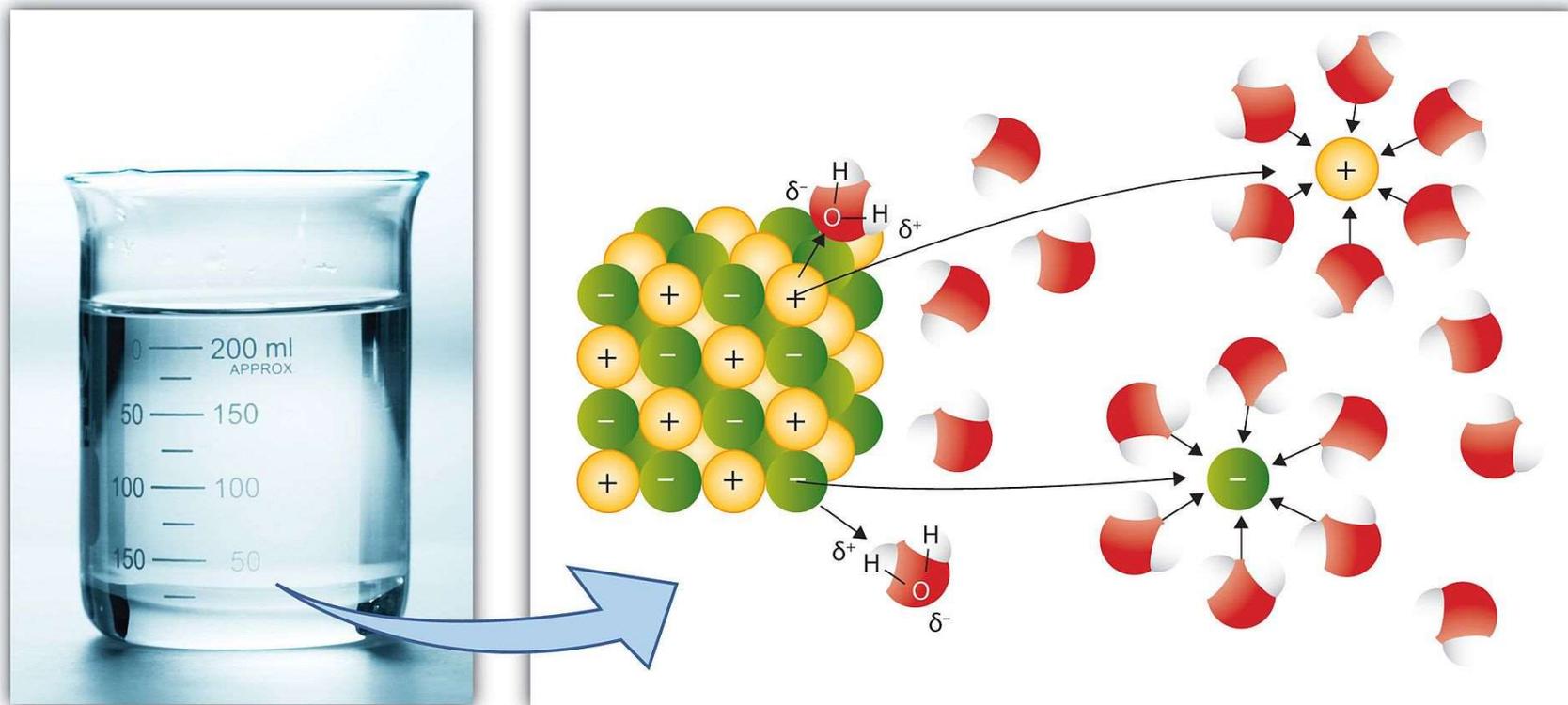
Métal A + autres éléments (B, C...)

- Atomes étrangers en solution (substitution ou insertion)
- Autres phases (précipités, intermétalliques)



Rappel: solution vs précipitation

Exemple : Mise en solution de sel (NaCl) dans l'eau

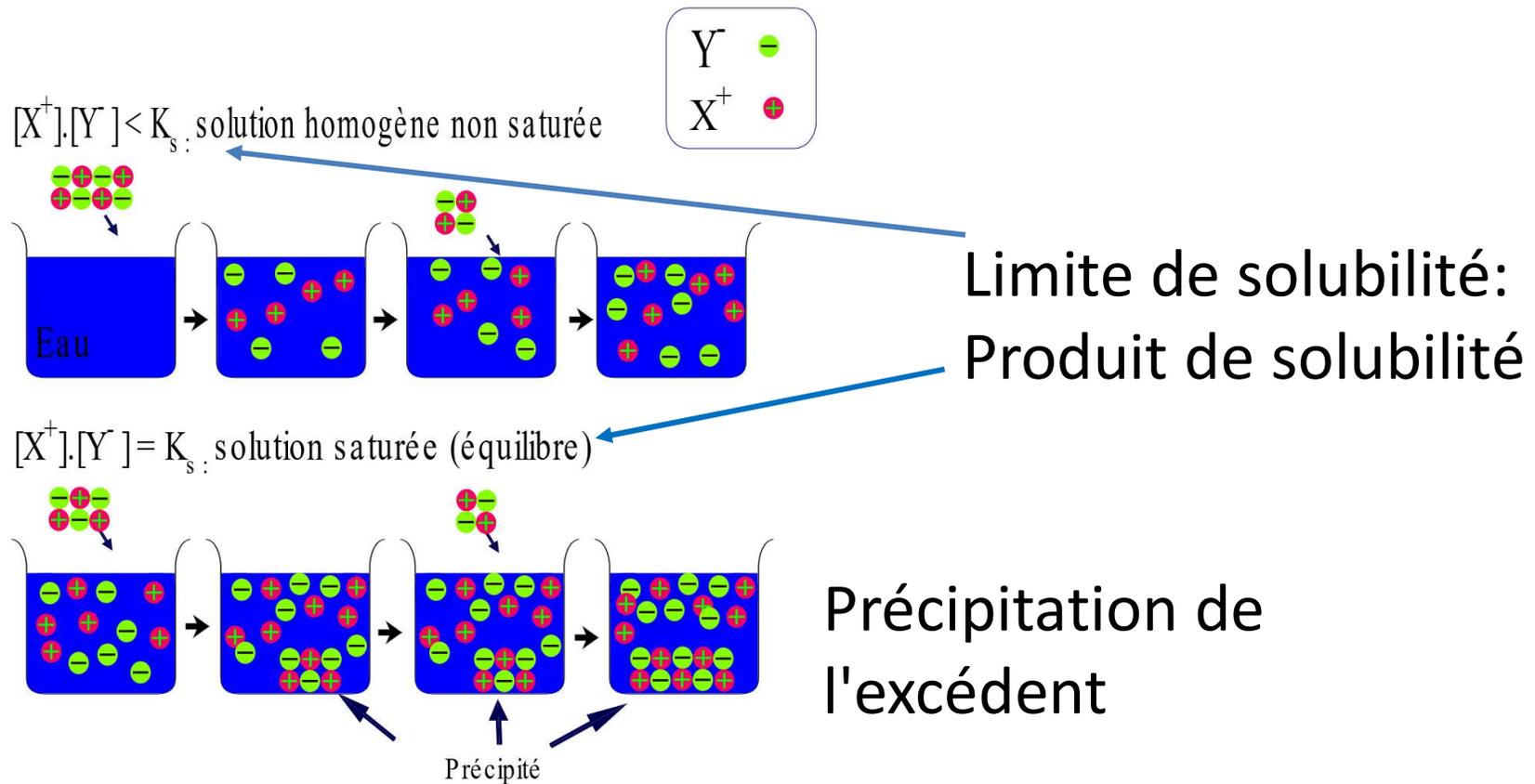


[<http://2012books.lardbucket.org>]

Les molécules de NaCl sont dissociées

Rappel : solution vs précipitation

Exemple : Mise en solution de sel (NaCl) dans l'eau



⇒ Même principe à l'état solide!

Rappel: systèmes binaires A + B

- Mélanges : cristaux de A et cristaux de B
- Solutions solides : le B se dissout dans les cristaux de A. Il y a un solvant (A) et un soluté (B)
- Combinaisons intermétalliques :
 - Combinaisons : formation de cristaux de A_xB_y ayant un réseau différent de A et de B (ionique ou covalent).
 - Intermétalliques : conserve un caractère métallique (électrons libres)

⇒ Thermodynamique définit l'état d'équilibre

Rappel: thermodynamique des solutions

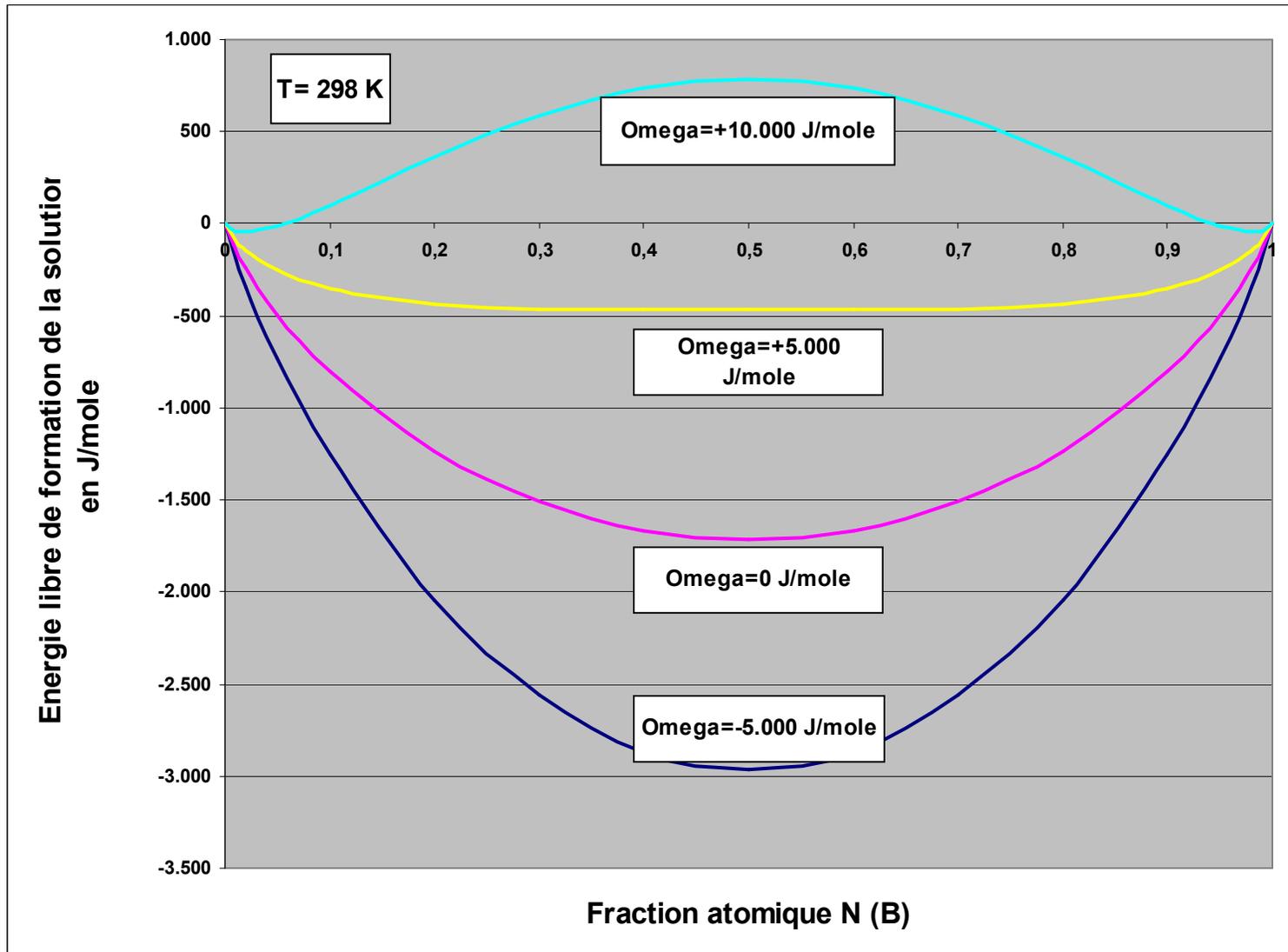
On calcule l'énergie libre G de la solution A+B

$$G = N_A G_A + N_B G_B + \Delta G_{solution}$$

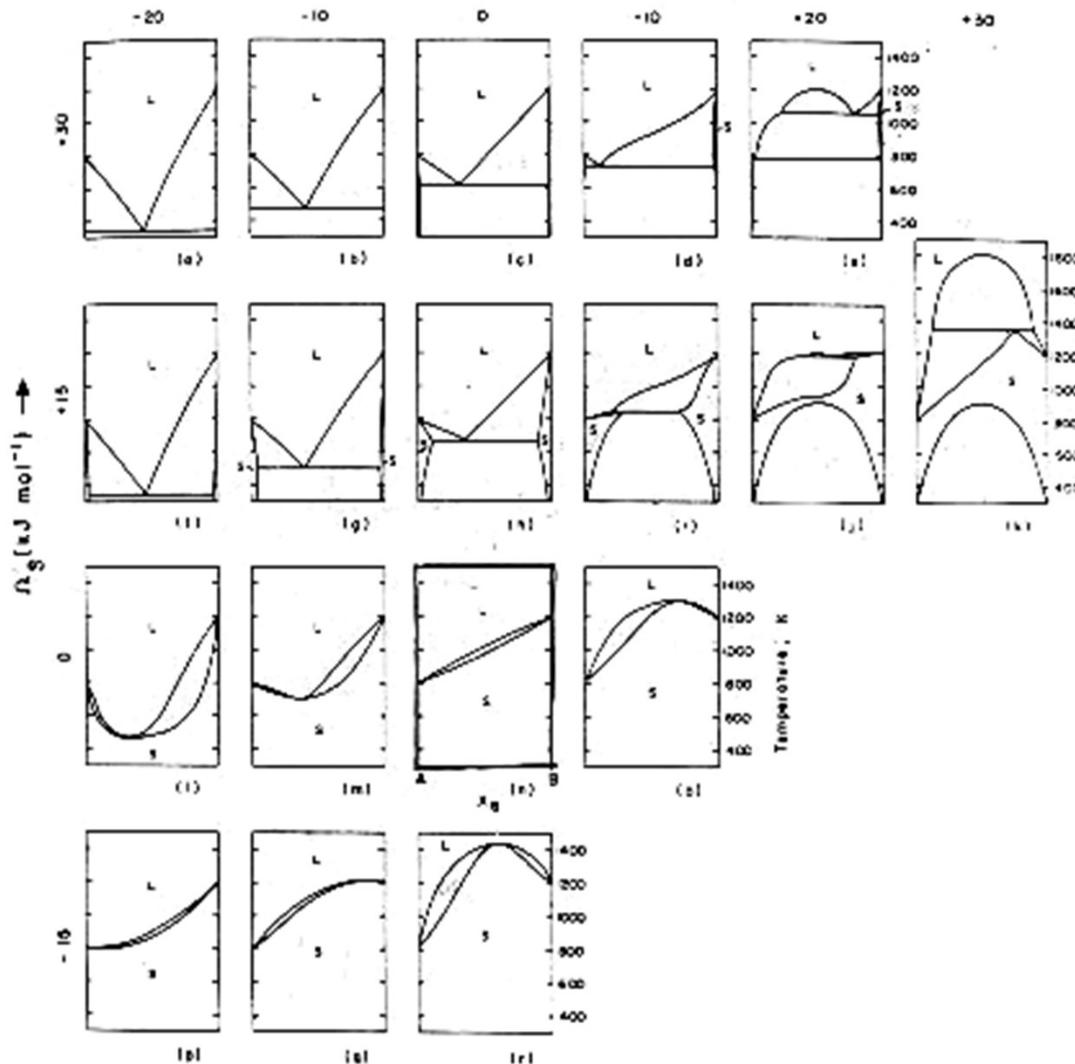
où $\Delta G_{solution} = \Delta H_{solution} - T\Delta S_{solution}$

G devient ainsi: $G = N_A G_A + N_B G_B + \Omega N_A G_B + RT(N_A \ln N_A + N_B \ln N_B)$

Energie libre de formation des solutions



$G(N_A, N_B, T) \Rightarrow$ Diagrammes de phase



- Ensemble des cas possibles, en faisant varier Ω_S (ordonnées) et Ω_L (abscisses).
- On note 4 points singuliers

Eutectique $L \rightarrow \alpha + \beta$

Péritectique $L + \alpha \rightarrow \beta$

Monotectique $L_1 \rightarrow L_2 + \alpha$

Syntectique $L_1 + L_2 \rightarrow \alpha$

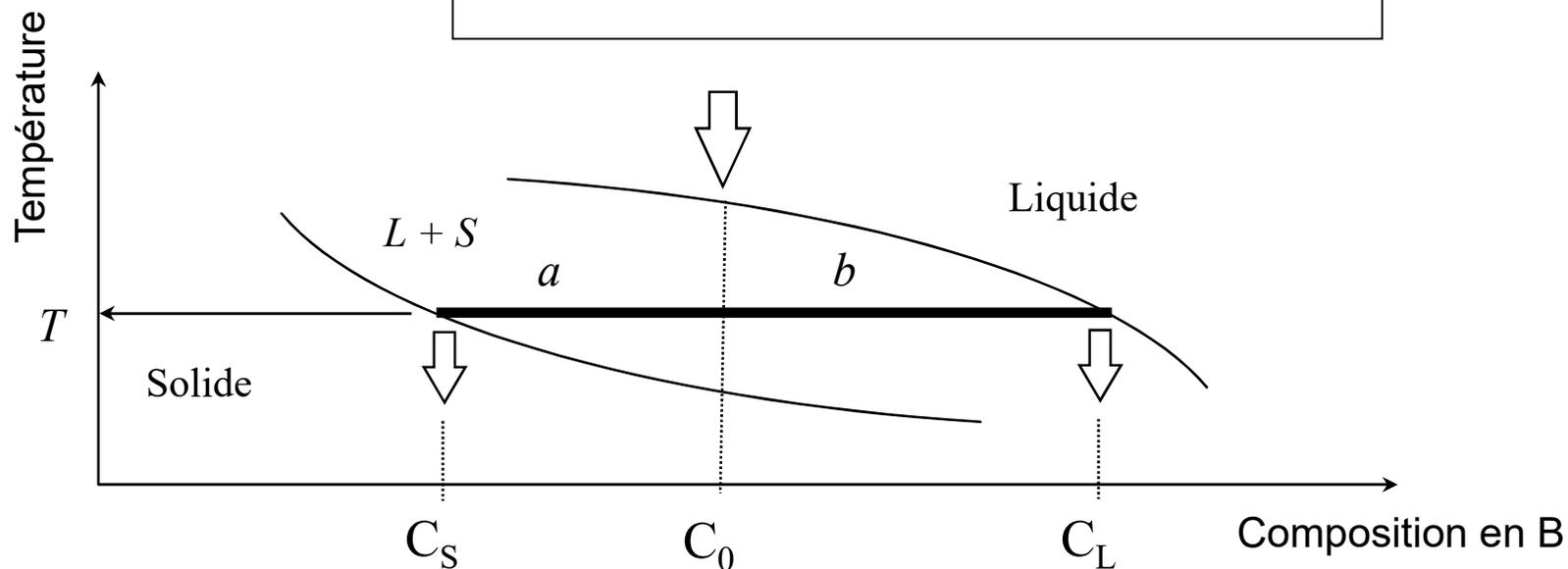
Exploitation des diagrammes d'équilibre

$$\%S = \frac{C_L - C_0}{C_L - C_S} 100 \quad \%L = \frac{C_0 - C_S}{C_L - C_S} 100$$

➔

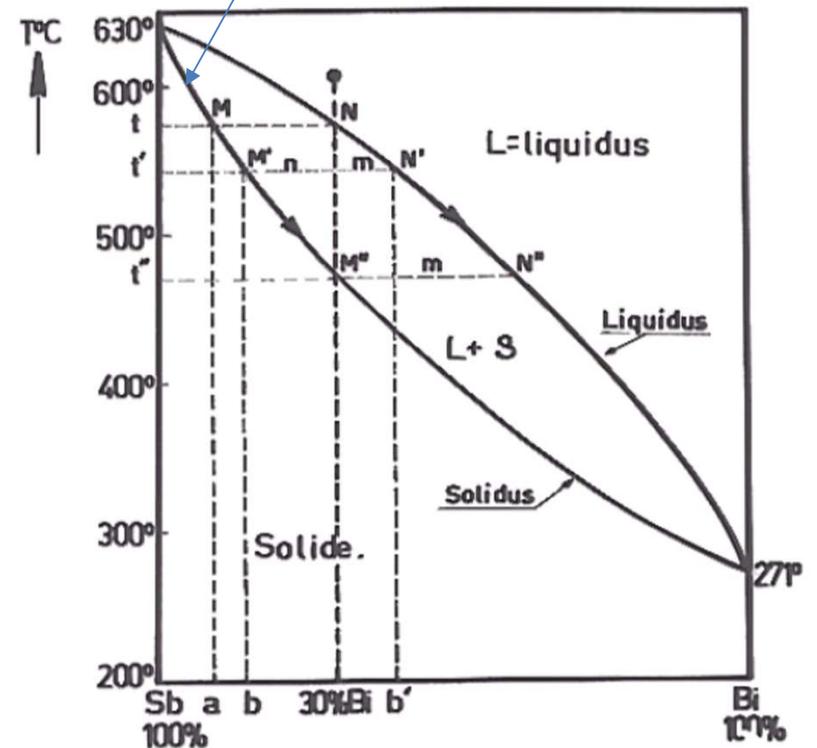
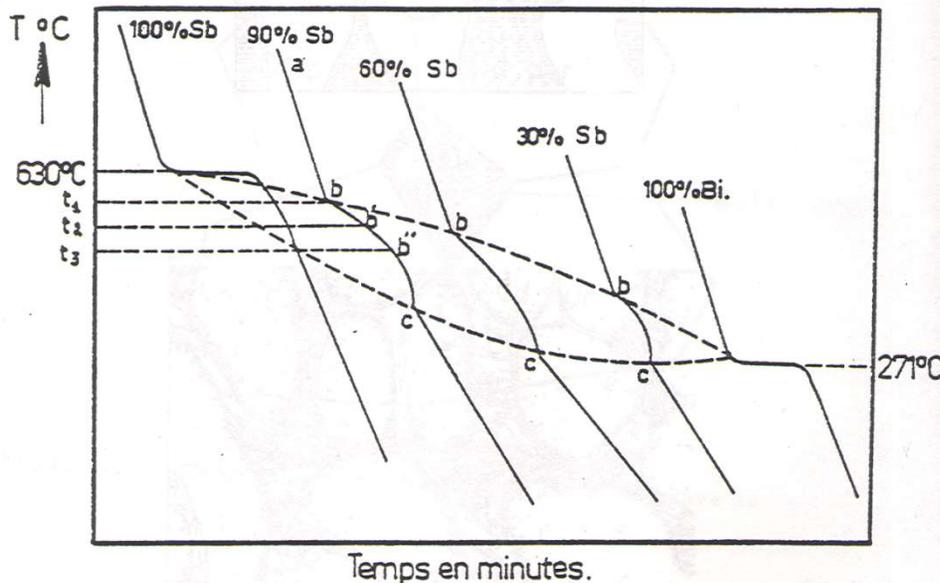
$$\%S = \frac{b}{a+b} 100 \quad \%L = \frac{a}{a+b} 100$$

C'est la loi des segments inverses



Solidification d'un alliage à solubilité totale

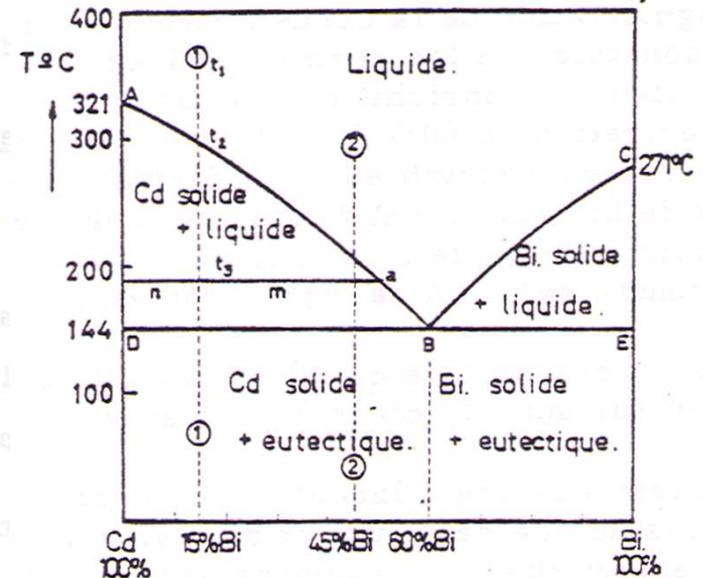
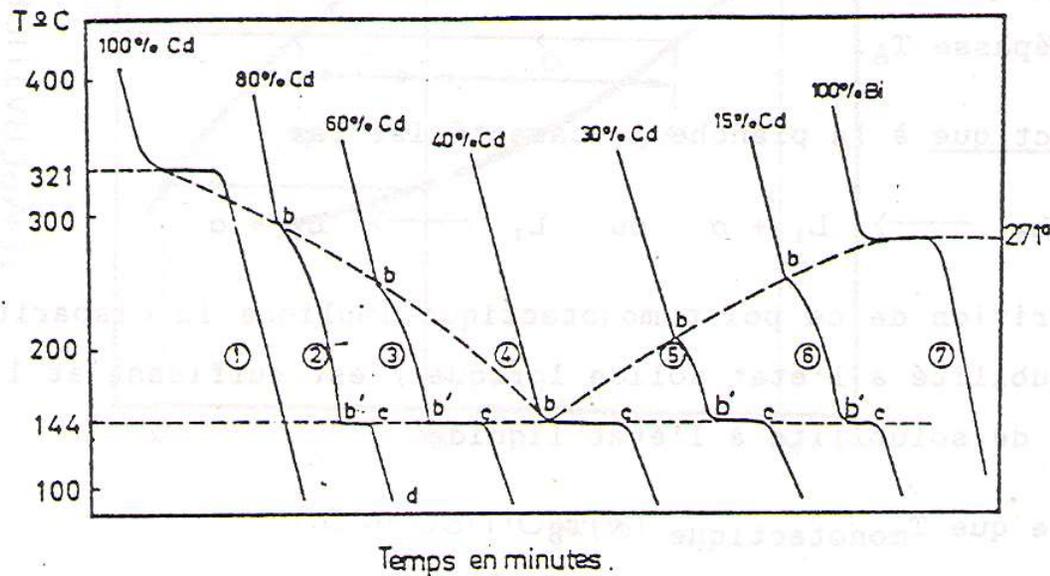
Composition du 1^{er} solide formé est dicté par la courbe solidus



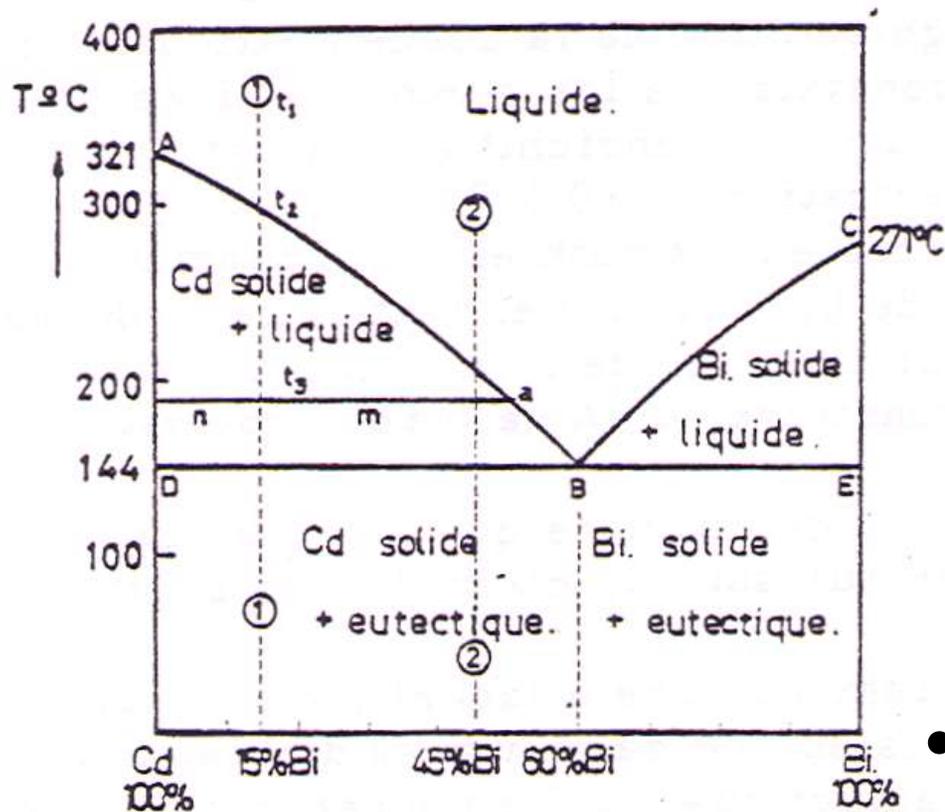
Si refroidissement lent, le solide peut s'homogénéiser
Sinon: ségrégation!

Solidification pour un alliage à solubilité nulle

- Solubilité complète à l'état liquide mais nulle à l'état solide
- Mélanges de cristaux de A et de cristaux de B

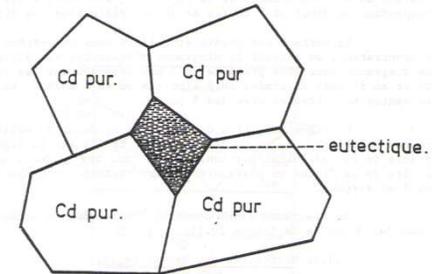


Présence de l'eutectique



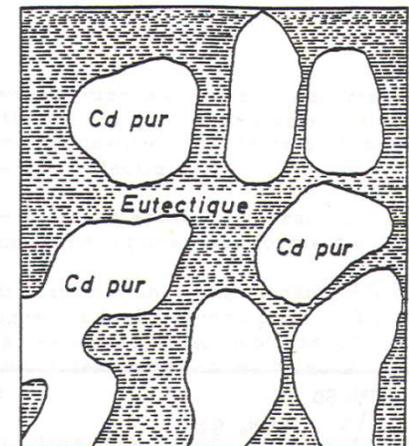
Alliage 1

- Cadmium 75%
- Eutectique 25%



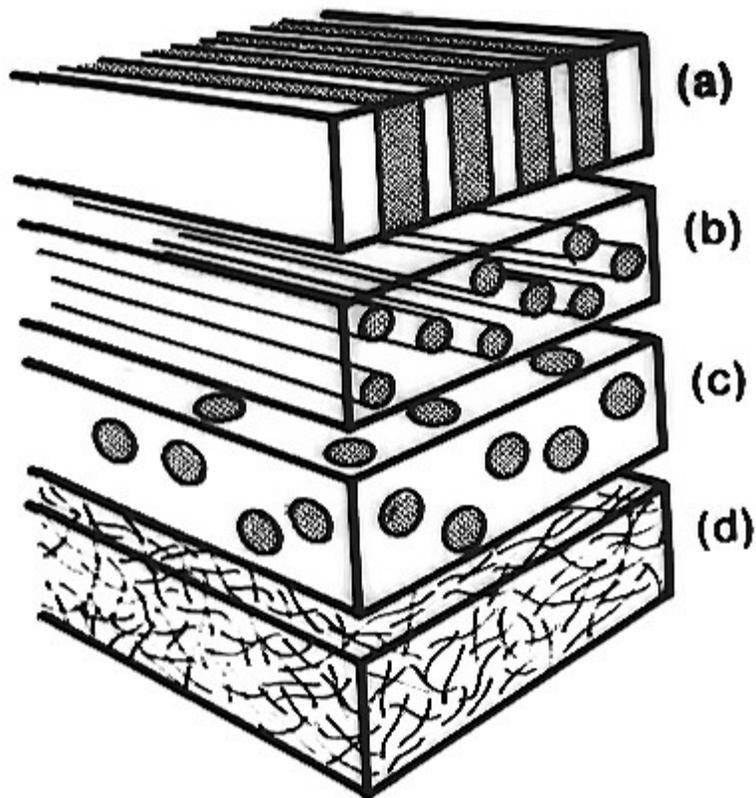
Alliage 2

- Cadmium 25%
- Eutectique 75%



Particularité des eutectiques

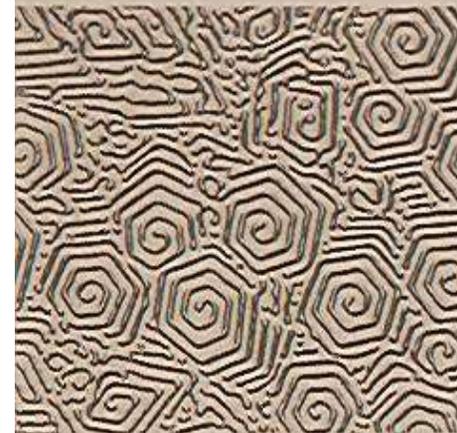
- Grande finesse des grains



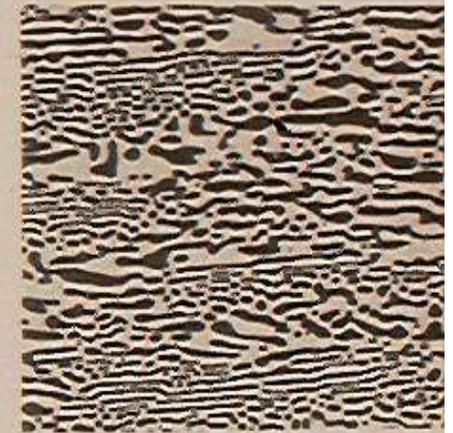
(a) Cu-Ag (x 250)



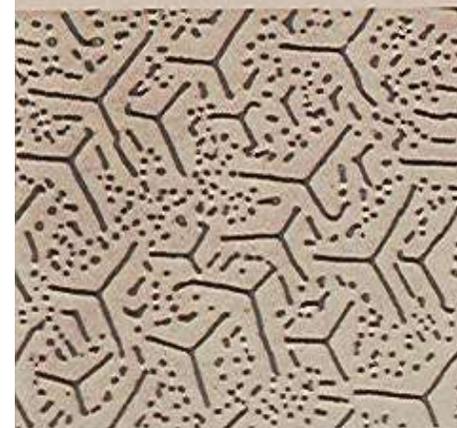
(b) Al-Si (x 150)



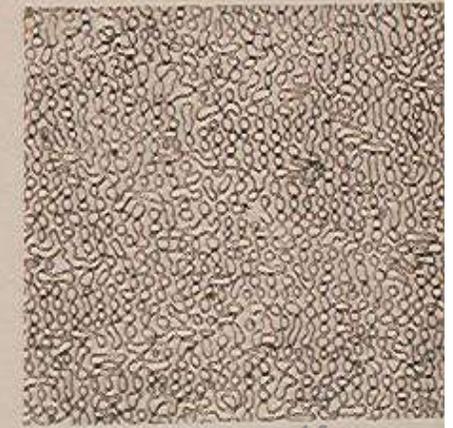
(c) Zn-MgZn₂ (x 500)



(d) Cd-Bi (x 500)



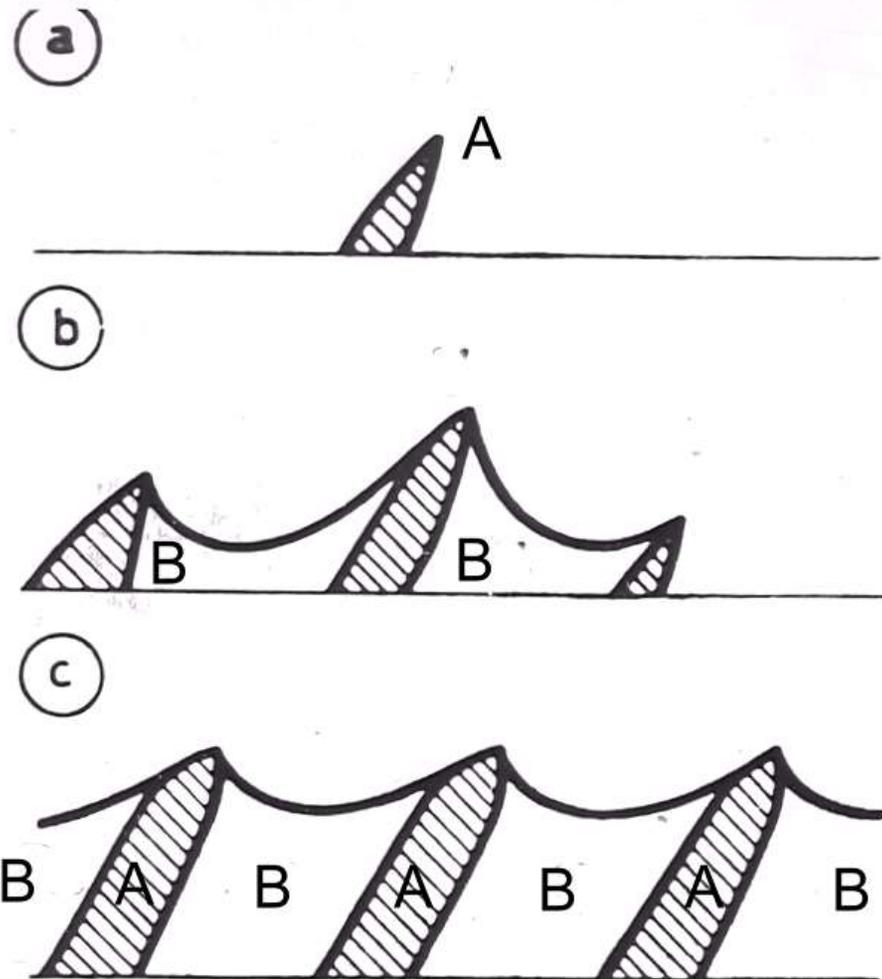
(e) Co-TaC (x 700)



(f) Fe-Fe₃B (x 300)

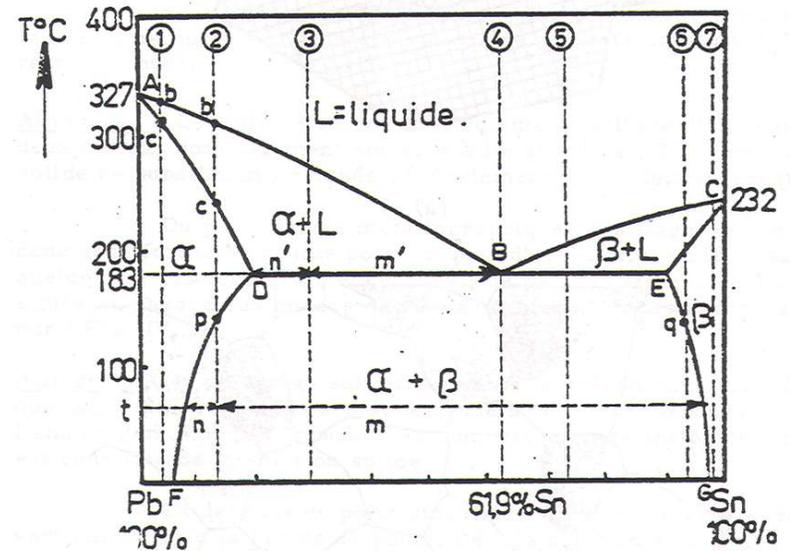
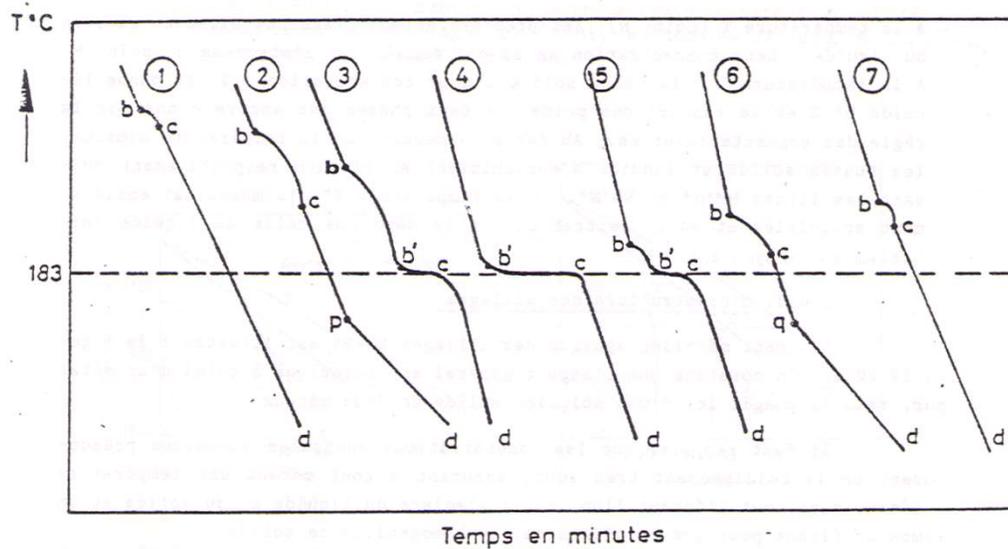
Germination induite

- Le germe de A rejette les atomes de B au voisinage
- Ces atomes forment des germes de B, qui eux mêmes rejettent les atomes de A
- Etc...



Solubilité partielle - eutectique

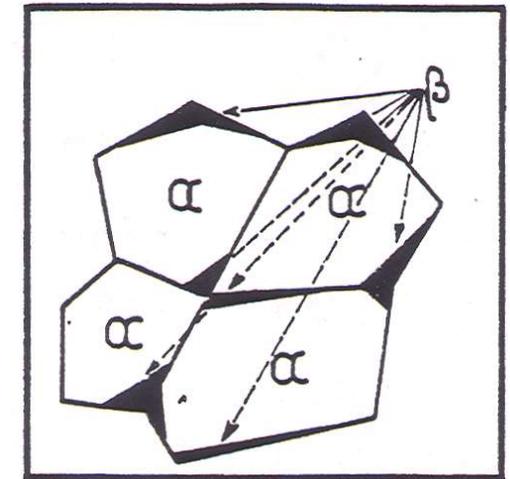
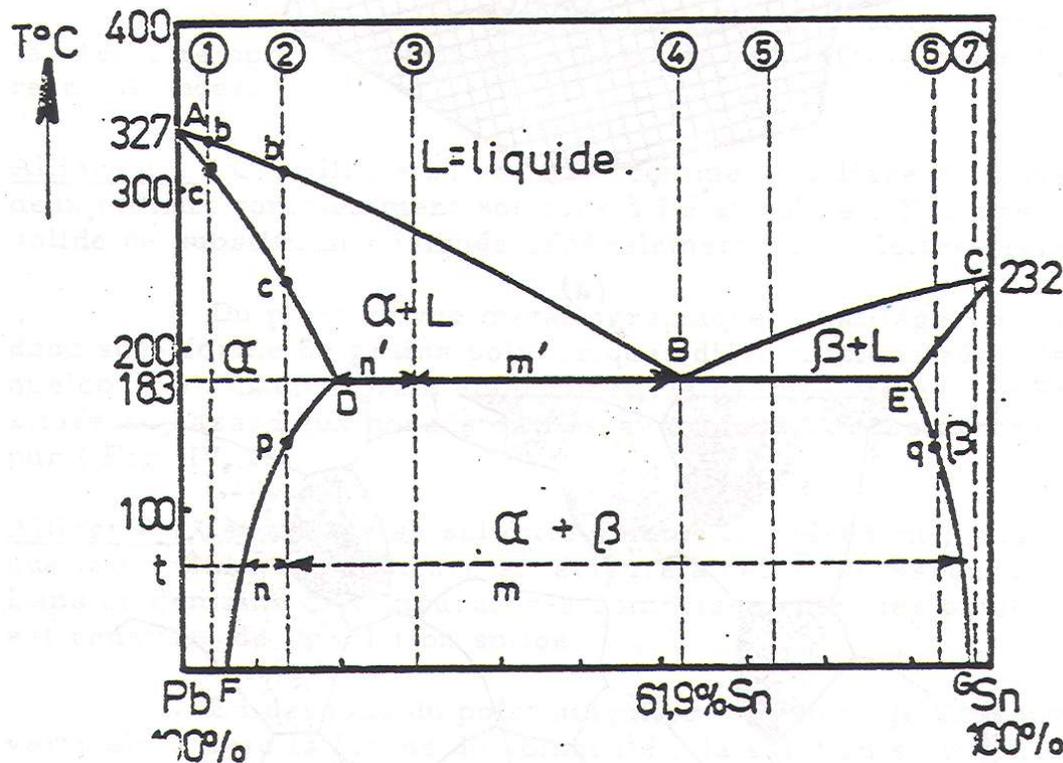
- Alliages 1 et 7 : une solution
- Alliage 4 : eutectique
- Alliages 3 et 5 : une solution + eutectique
- **Alliages 2 et 6 : transformation à l'état solide (lacune de solubilité)**



Solubilité partielle - eutectique

- Alliages 2 et 6
 - Passage dans une lacune de solubilité
 - Précipitation de la phase β dans α

Refroidissement lent

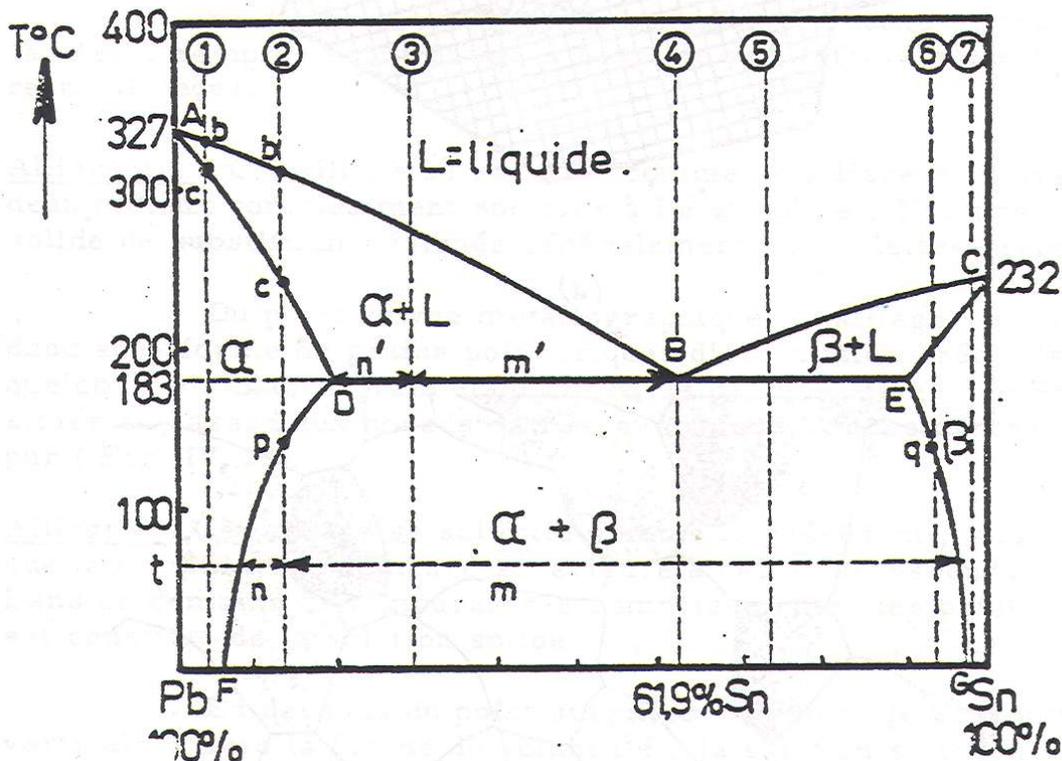
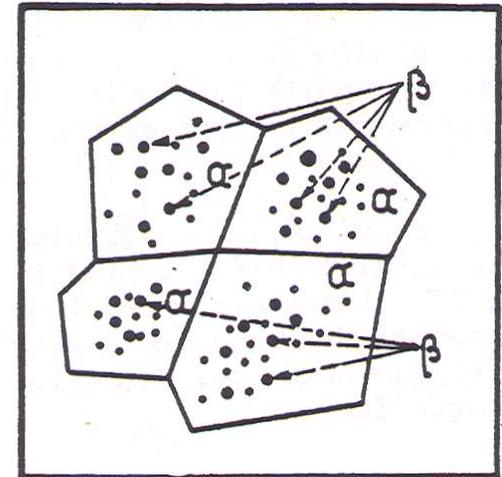


Sn a le temps de diffuser vers les joints de grains où le réseau cristallin est fortement perturbé
 \Rightarrow β germe et croît au niveau des joints de grains

Solubilité partielle - eutectique

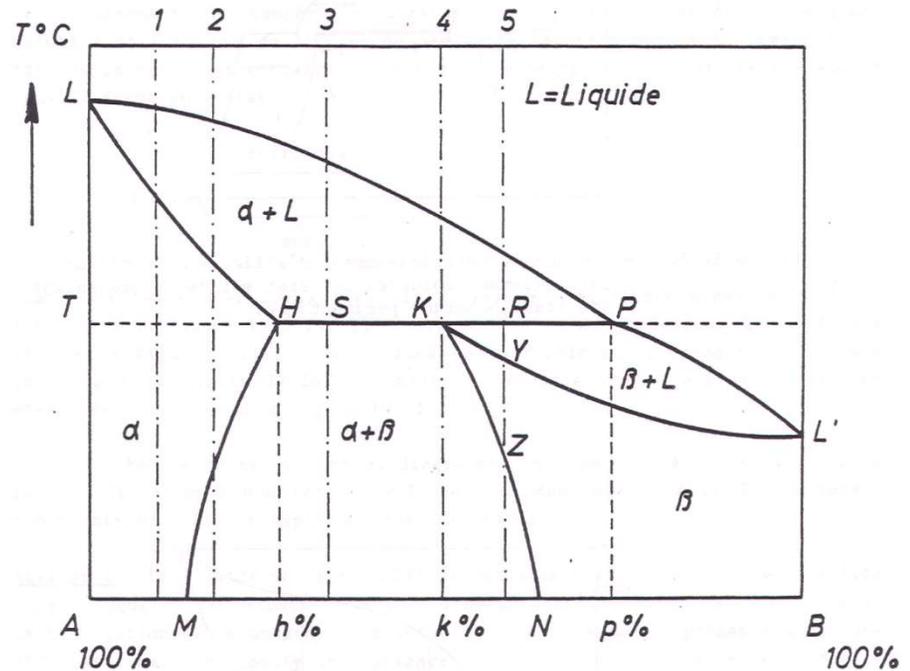
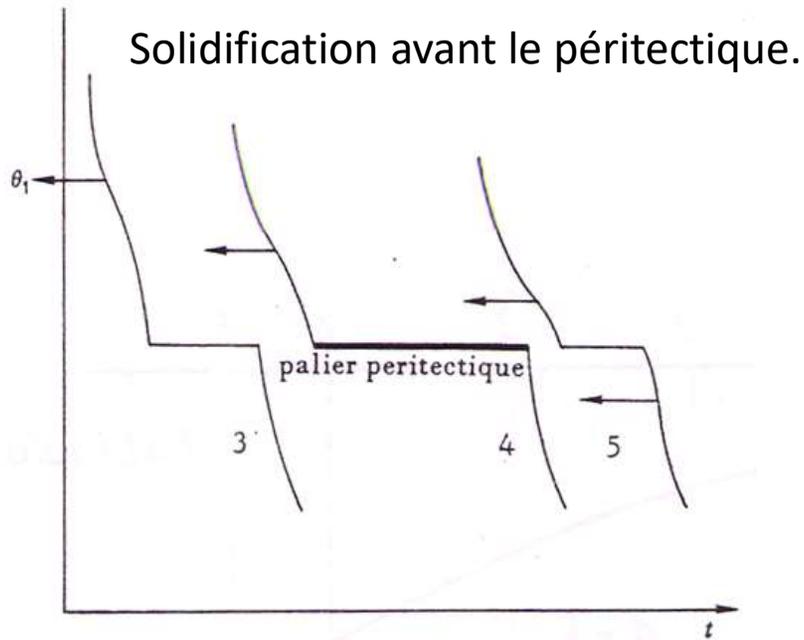
Refroidissement rapide

- Alliages 2 et 6
 - Passage dans une lacune de solubilité
 - Précipitation de la phase β dans α

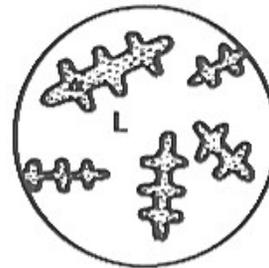


La diffusion des atomes Sn vers les joints de grains n'est pas possible \Rightarrow β précipite sur les défauts à l'intérieur des grains

Solubilité partielle - périctectique



Réaction périctectique
 $L+\alpha \rightarrow \beta$



Cored $\alpha + L$



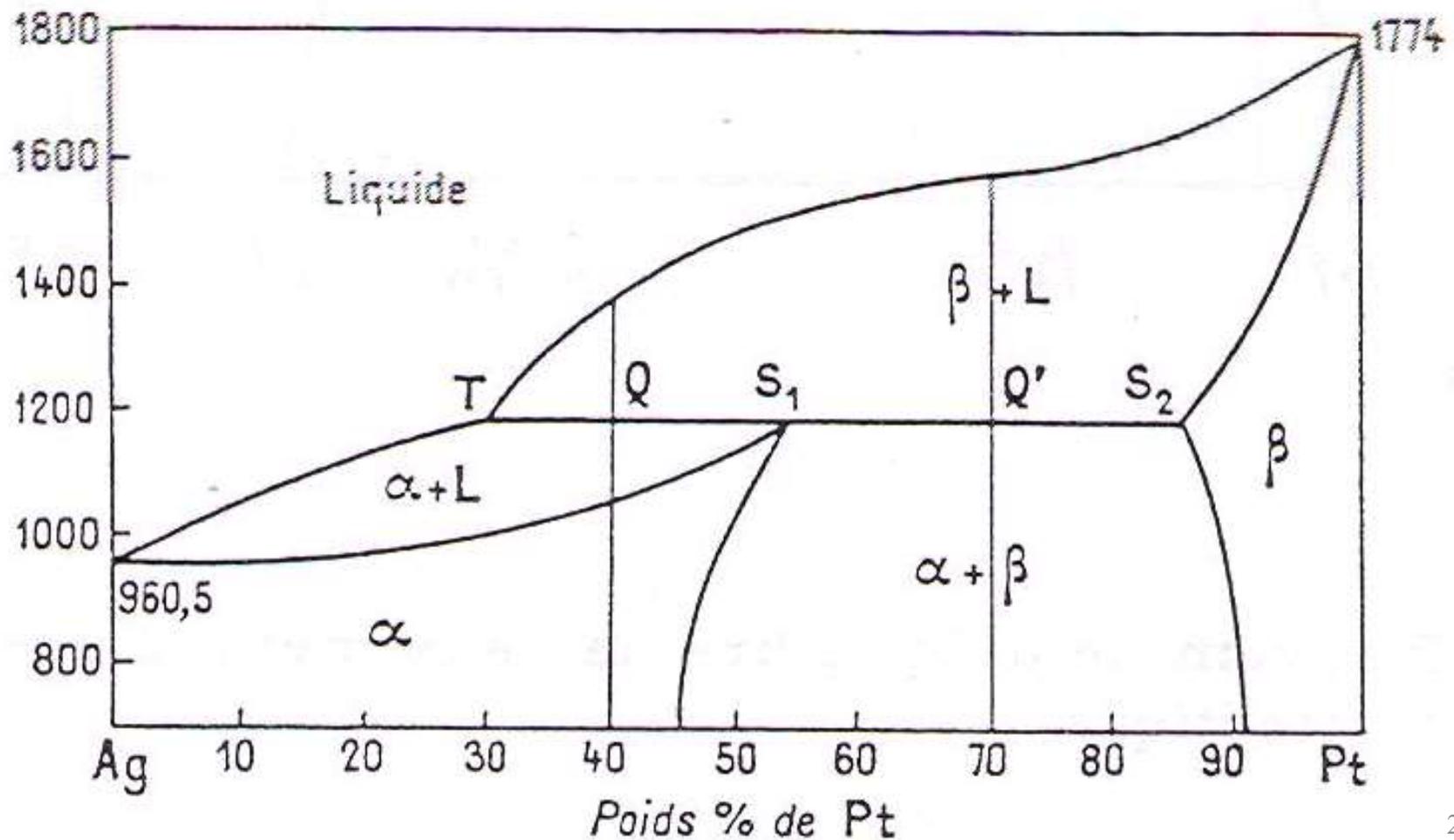
$\alpha + \beta$ envelopes + L



$\alpha + \beta + L$

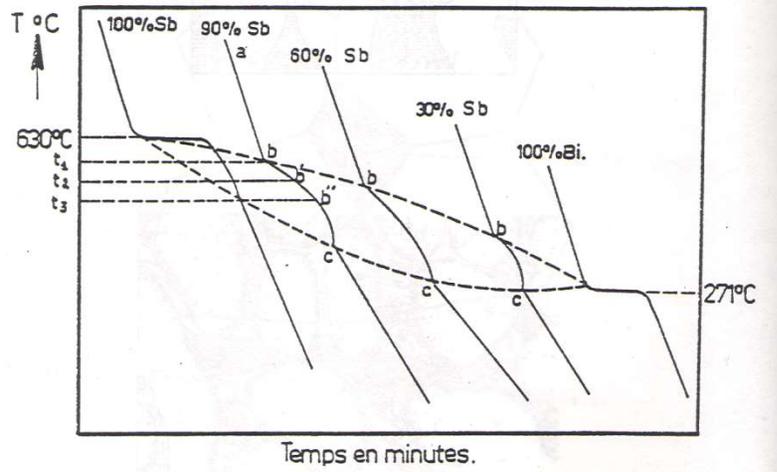
Péritectique – exemple pratique

Ag Pt

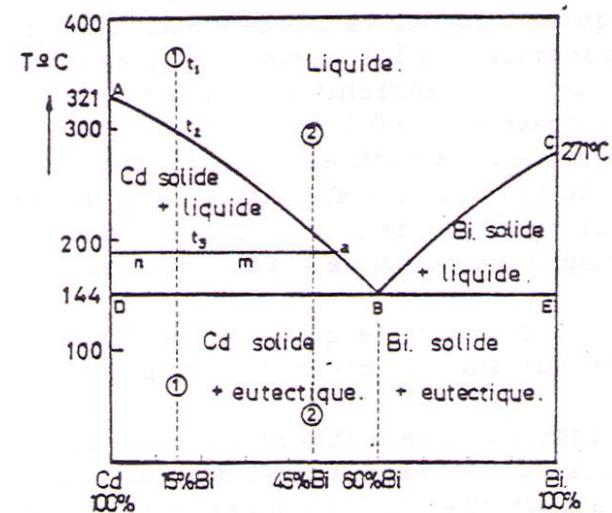


Résumé: cas particuliers de systèmes binaires

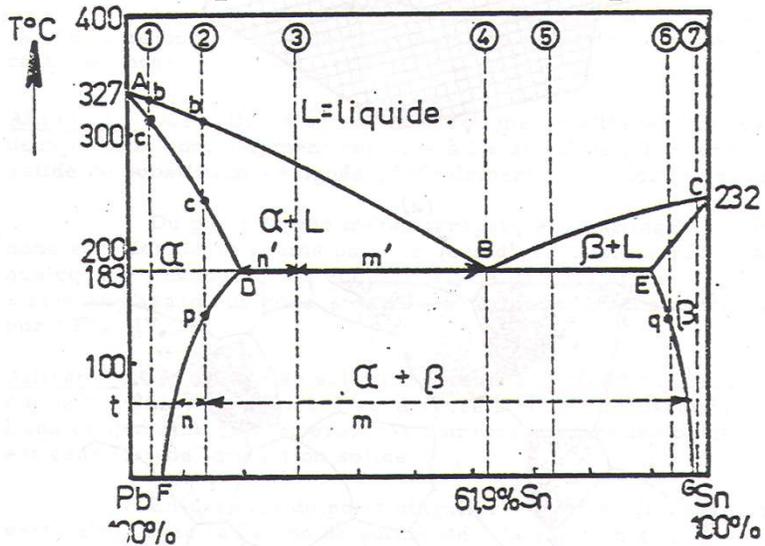
Solubilité complète



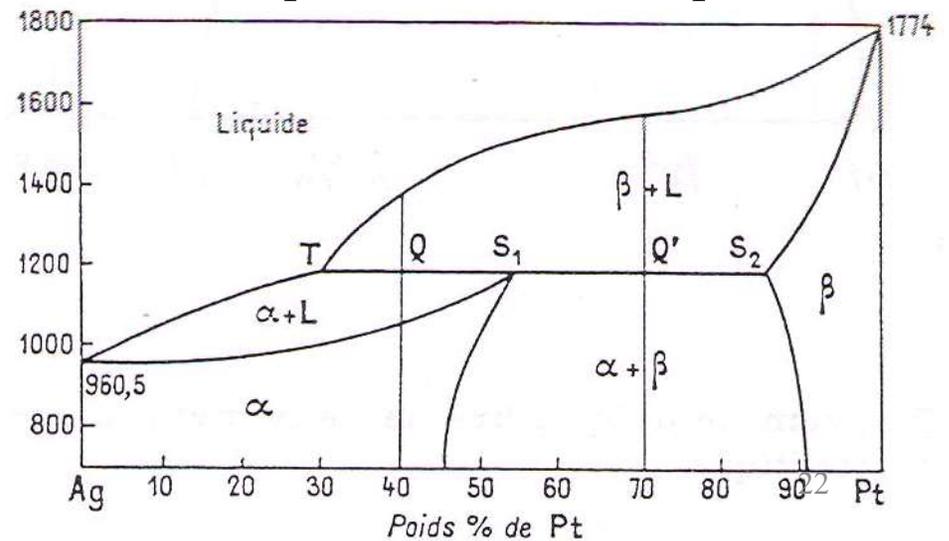
Eutectique, aucune solubilité à l'état solide



Eutectique avec solubilité partielle

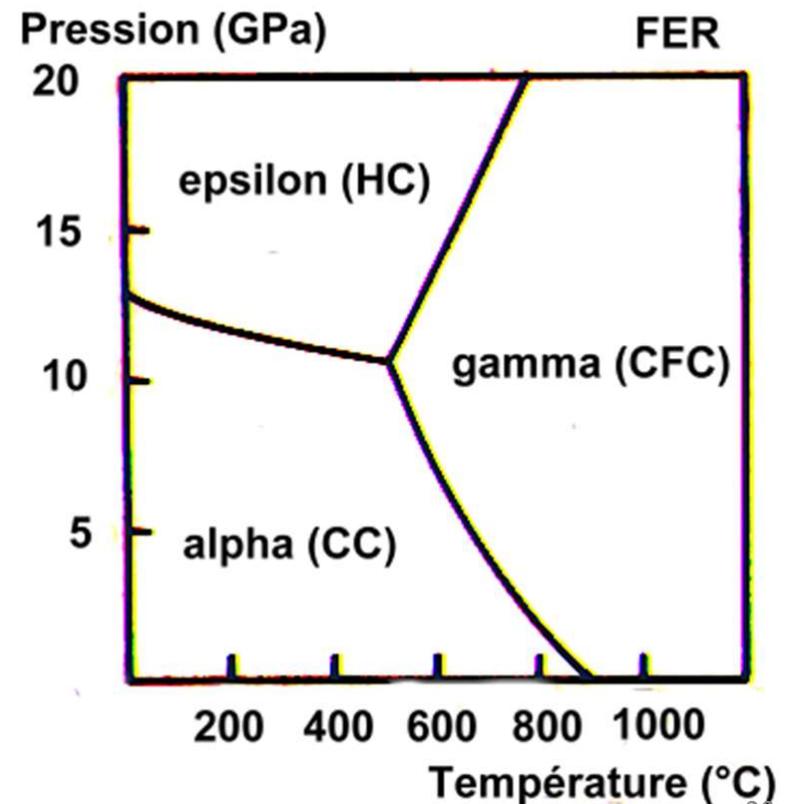


Péritectique, avec solubilité partielle



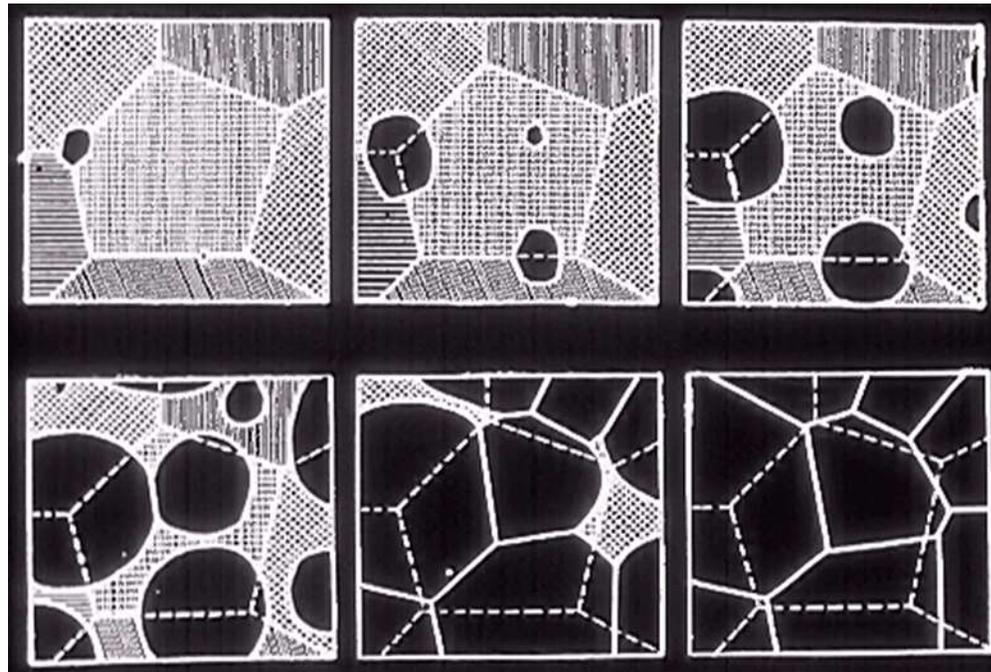
Résumé : transformations à l'état solide

- 3 types
 - Transformations allotropiques
Exemple: Fer pur (cfr Chapitre I)



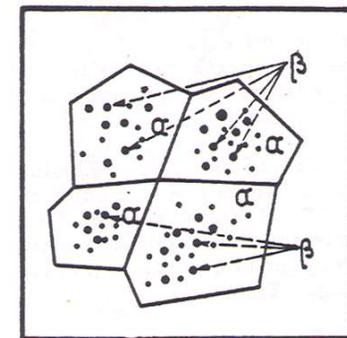
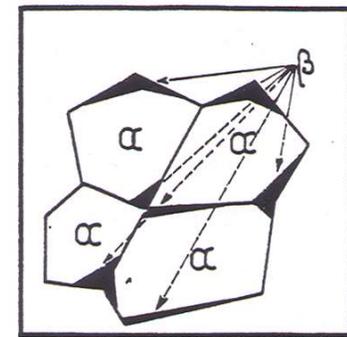
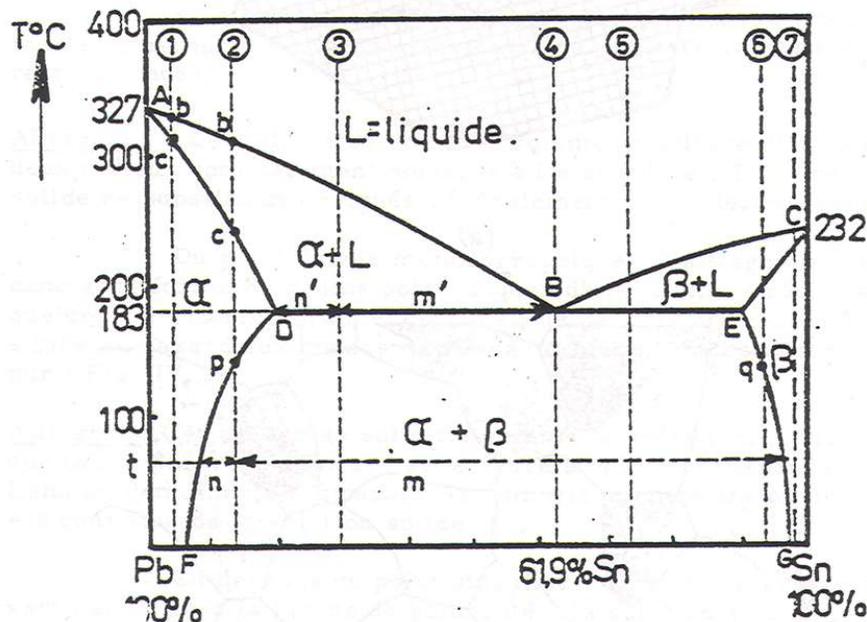
Résumé : transformations à l'état solide

- 3 types
 - Transformations allotropiques
 - Recristallisation d'un cristal déformé (cfr chapitre III)



Résumé : transformations à l'état solide

- 3 types
 - Transformations allotropiques
 - Recristallisation
 - Passage d'une lacune de solubilité



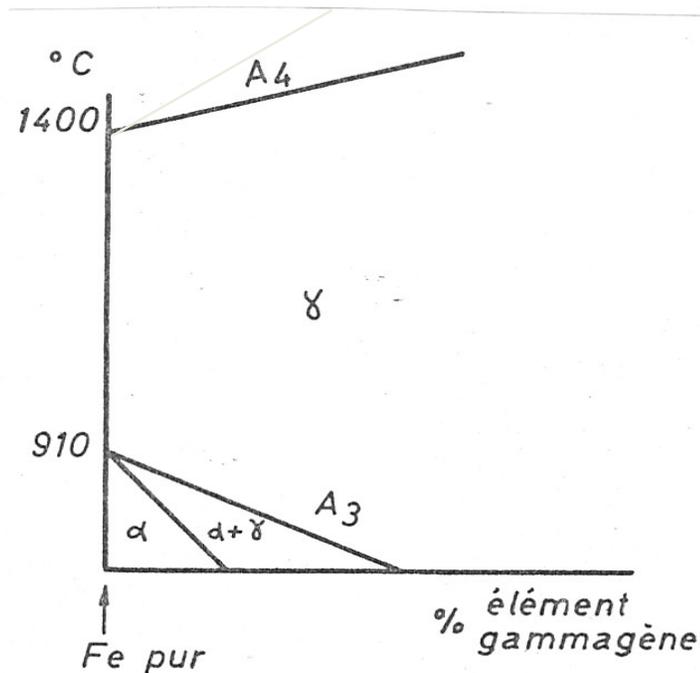
Transformations à l'état solide

La présence d'un soluté B modifie la transformation allotropique !

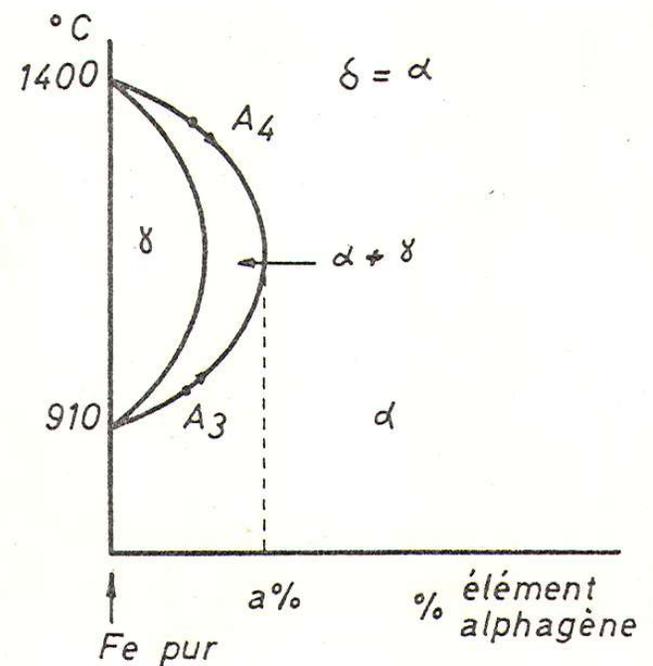
- La variance augmente d'une unité
→ il y a un intervalle de transformation
- L'élément B se dissout plus facilement dans l'un des 2 réseaux cristallographiques de l'élément A. Il a donc tendance à stabiliser ce réseau au détriment de l'autre...

Transformations allotropiques

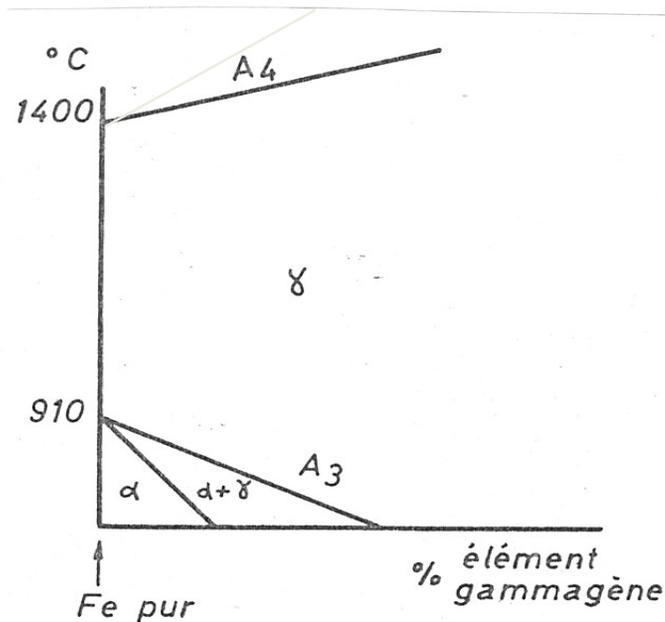
Le carbone se dissout plus facilement dans le réseau cfc du fer. Il stabilise donc la phase γ . Il est dit gammagène.



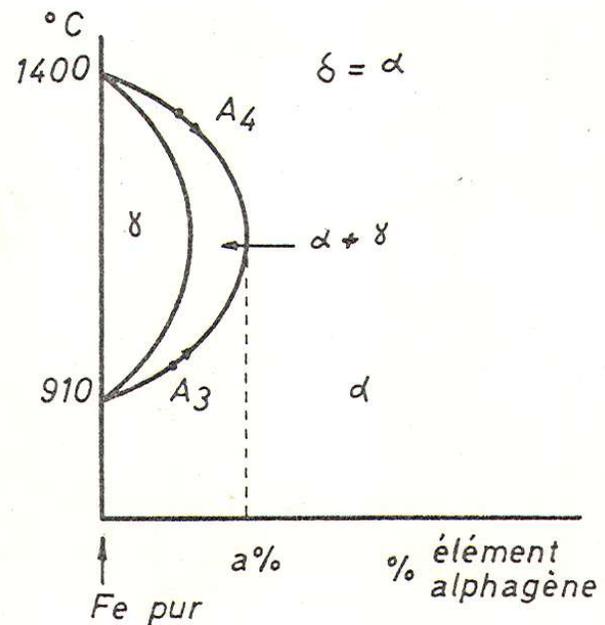
Le silicium se dissout plus facilement dans le réseau cc du fer. Il stabilise donc la phase α . Il est dit alphagène.



Transformations allotropiques



L'ajout d'un élément gammagène permet de stabiliser à température ambiante une phase qui n'existe normalement qu'à haute T

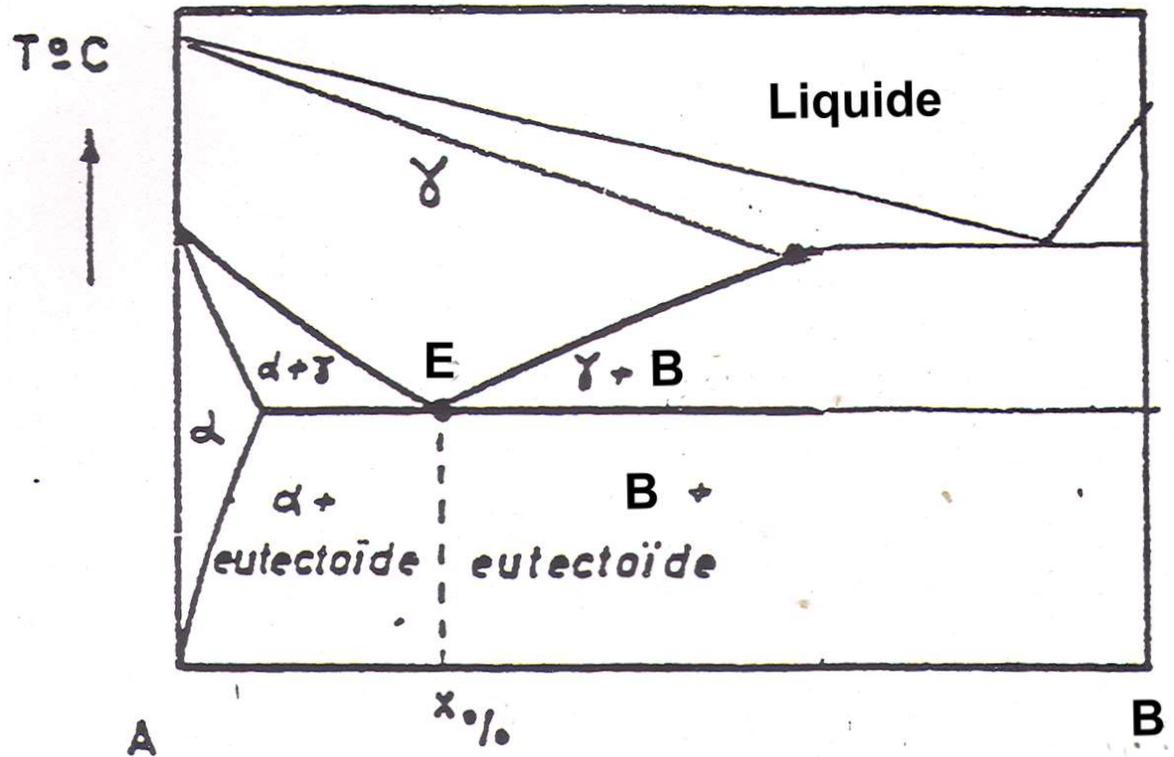


L'ajout d'un élément alphagène permet de supprimer la transformation allotropique.

Transformations allotropiques et point singulier

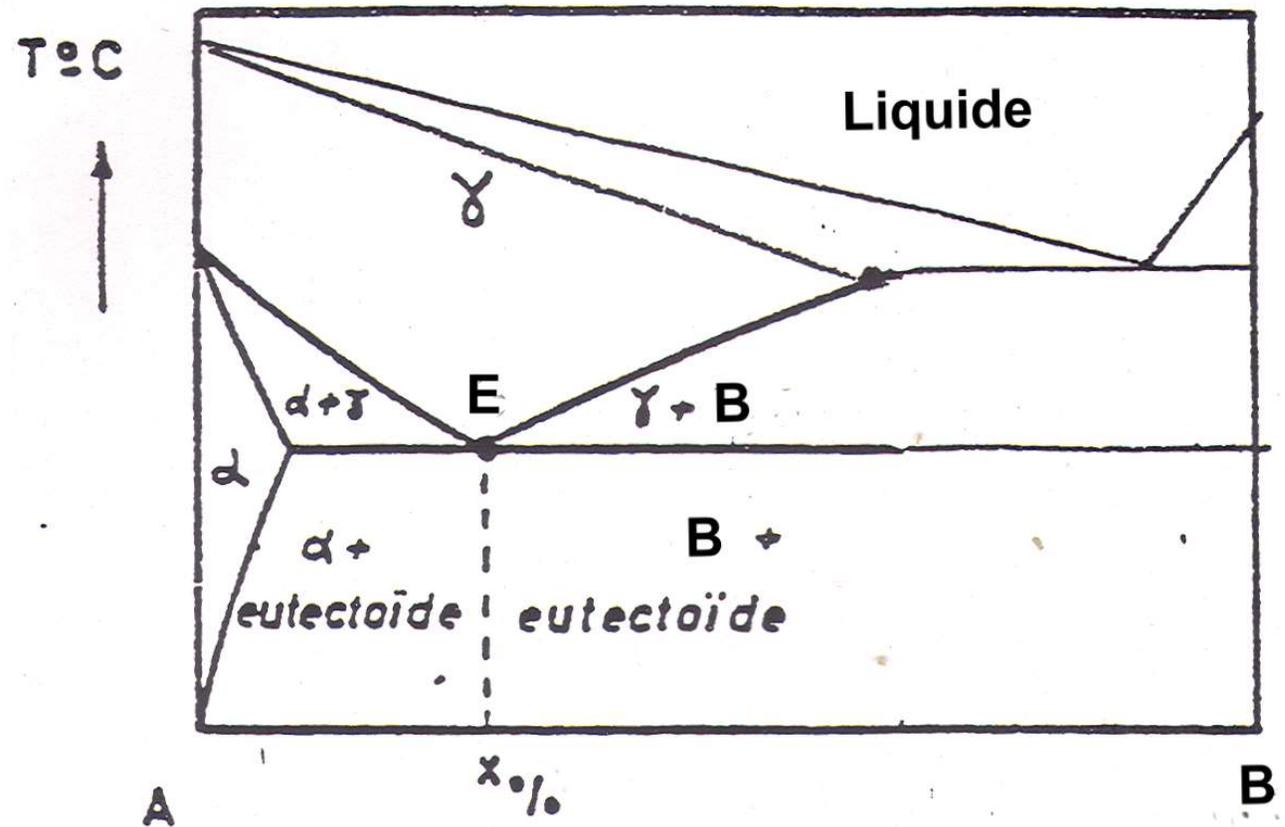
Dans un diagramme à solubilité partielle, il peut y avoir rencontre

- d'une ligne de début de transformation allotropique
- d'une ligne délimitant la lacune de solubilité.



Transformation allotropique et point singulier

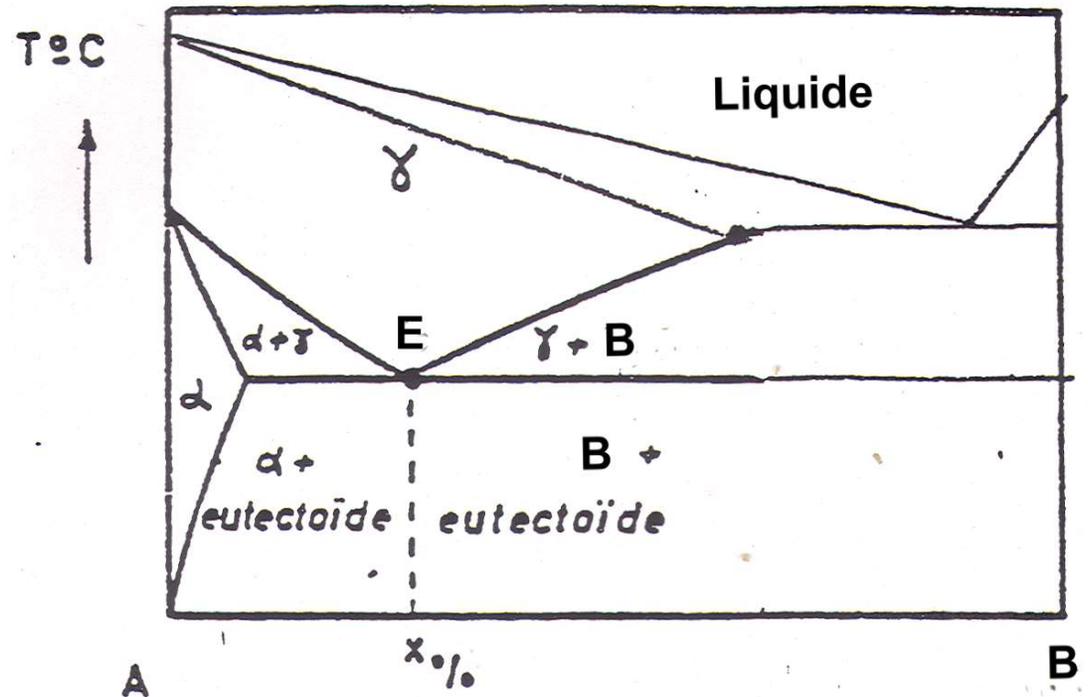
- En ce point particulier où 3 phases solides sont en présence, on a $\gamma \rightarrow \alpha + B$
- C'est un invariant: T est fixé de même que la teneur en B de α , de γ et de B.



Eutectoïde

- On appelle ce point singulier un eutectoïde, par analogie de la réaction eutectique $\gamma \rightarrow \alpha + B$ avec la réaction eutectique $L \rightarrow S_1 + S_2$

- Les eutectoïdes ont la même morphologie que les eutectiques mais sont encore plus fins.

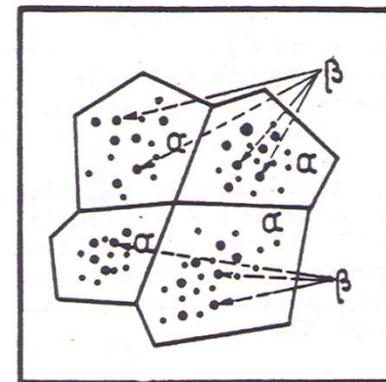
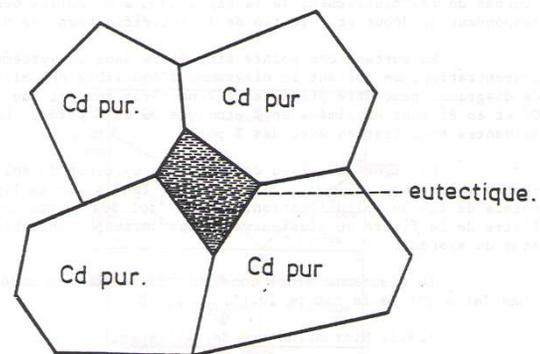


Résumé

- Suivant les températures et les concentrations, les microstructures que l'on peut rencontrer dans un système binaire, sont constituées :
 - d'un seul type de cristaux (= solution)
 - Solubilité complète
 - d'un mélange de 2 types de cristaux, soit de solutions, soit de métaux purs, soit de l'un et de l'autre.

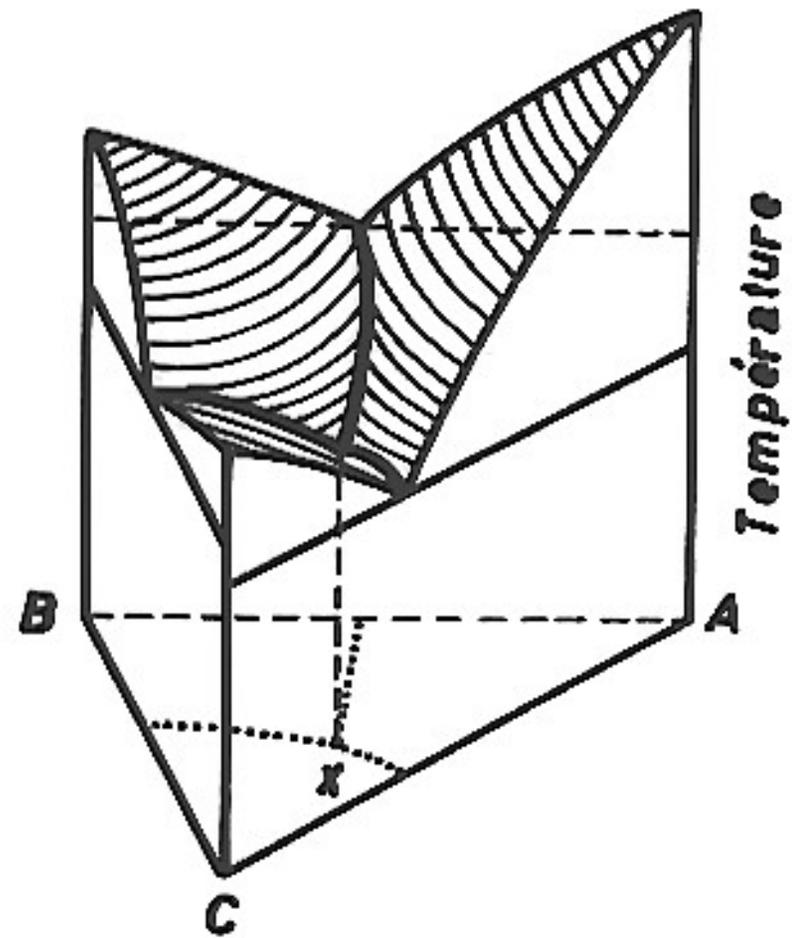
Résumé (suite)

- Dans les mélanges les cristaux des 2 types sont
 - L'un à côté de l'autre et de taille normale
 - L'un à côté de l'autre et de taille très faible (eutectiques ou eutectoides)
 - L'un à côté de l'autre, certains de taille normale (proeutectique ou proeutectoides) et les autres de taille très faibles (eutectique ou eutectoïde)
 - L'un de petite taille disséminé dans l'autre (passage d'une lacune de solubilité)



Systemes ternaires, ...

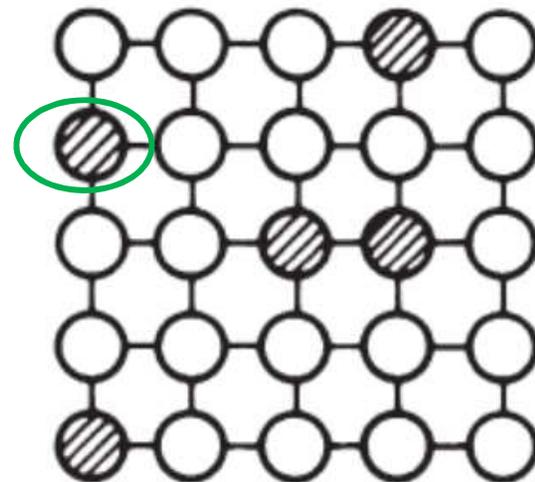
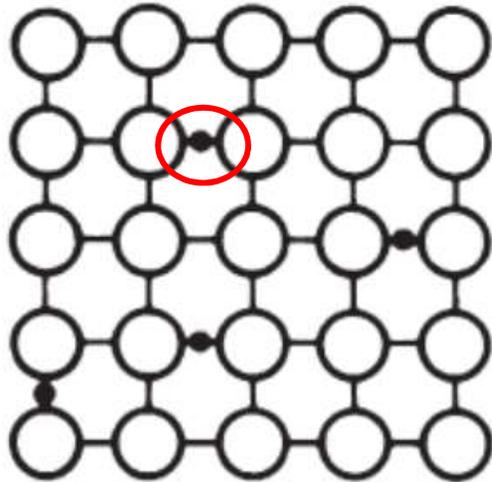
Les systemes plus complexes (ternaires, etc...) introduisent des degres de liberte supplementaires
 \Rightarrow Nombre de phases \uparrow ,
On peut obtenir des eutectiques ternaires, a cote d'eutectiques binaires et de phases proeutectiques.



Plan

- Les solutions solides
 - Thermodynamique des solutions
 - Structure
 - Propriétés
- Les composés intermétalliques
- Les alliages Fer-Carbone : aciers et fontes
- Les alliages d'aluminium

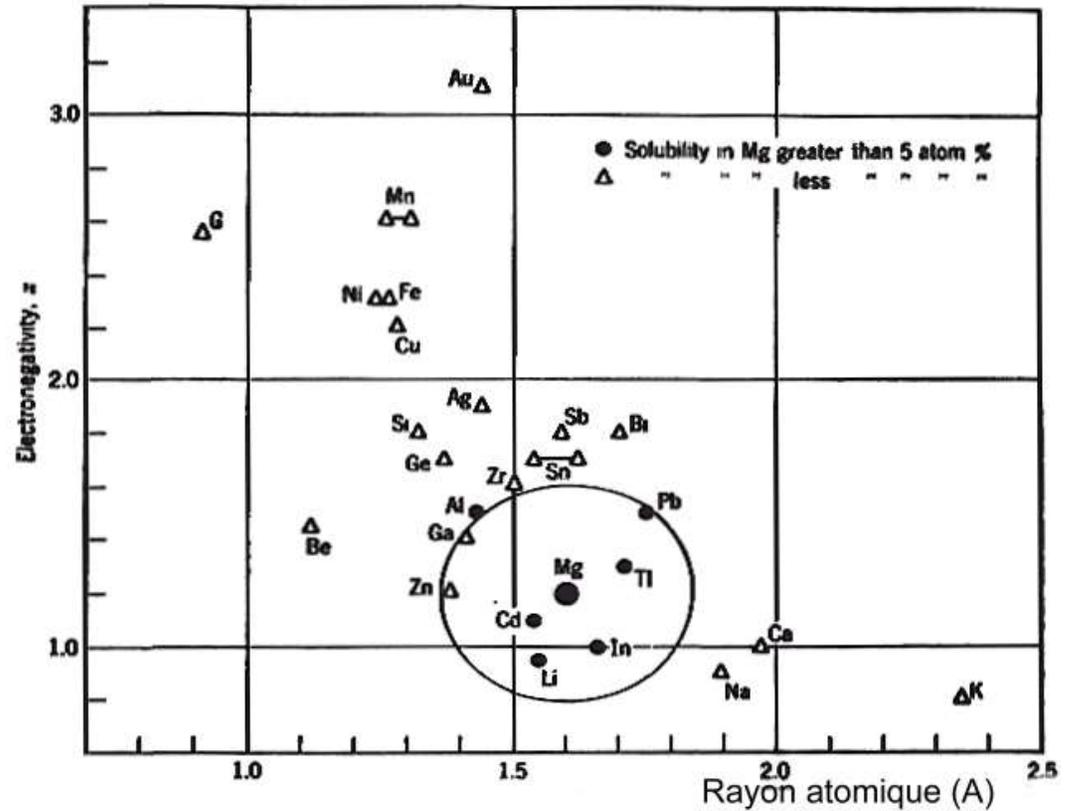
Insertion vs substitution



Solutions solides de substitution

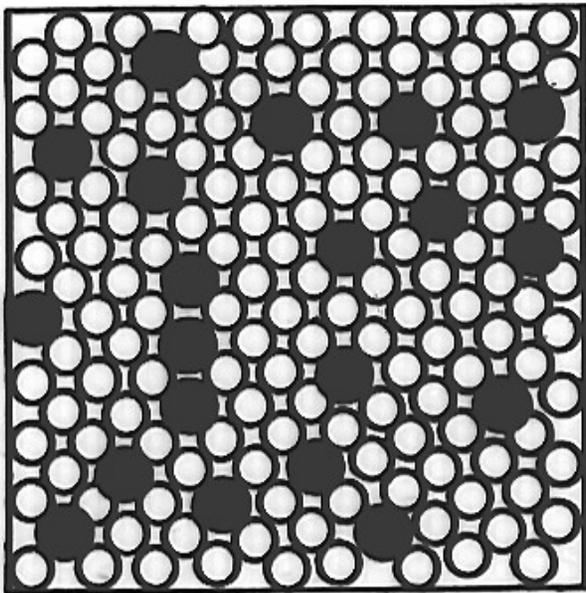
- Solubilité totale ou solubilité partielle
- Pour solubilité totale, règles de Hume-Rothery définissent les conditions **nécessaires**

- Même réseau
- Diamètres atomiques proches (\neq max : 15%)
- Electronégativités proches
- Même valence

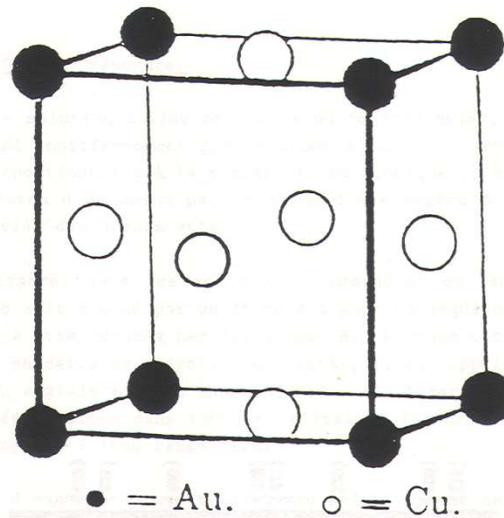


Ordre vs désordre

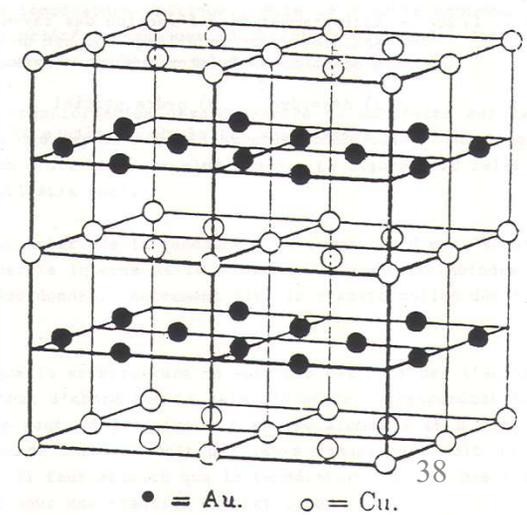
Désordre



Ordre
(Au 25 Cu 75)

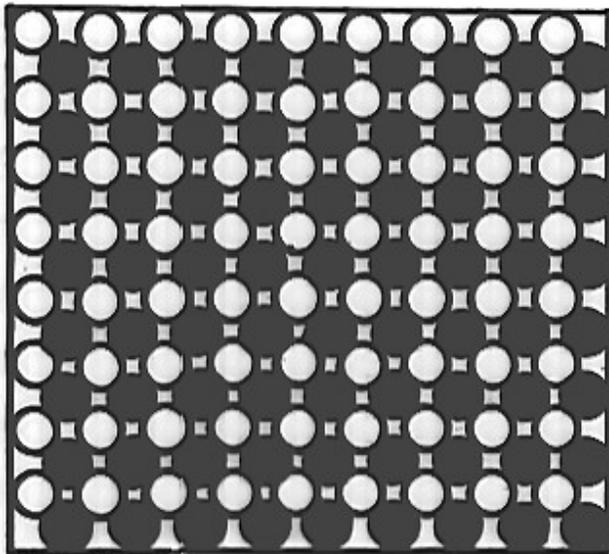


Ordre
(Au 50 Cu 50)

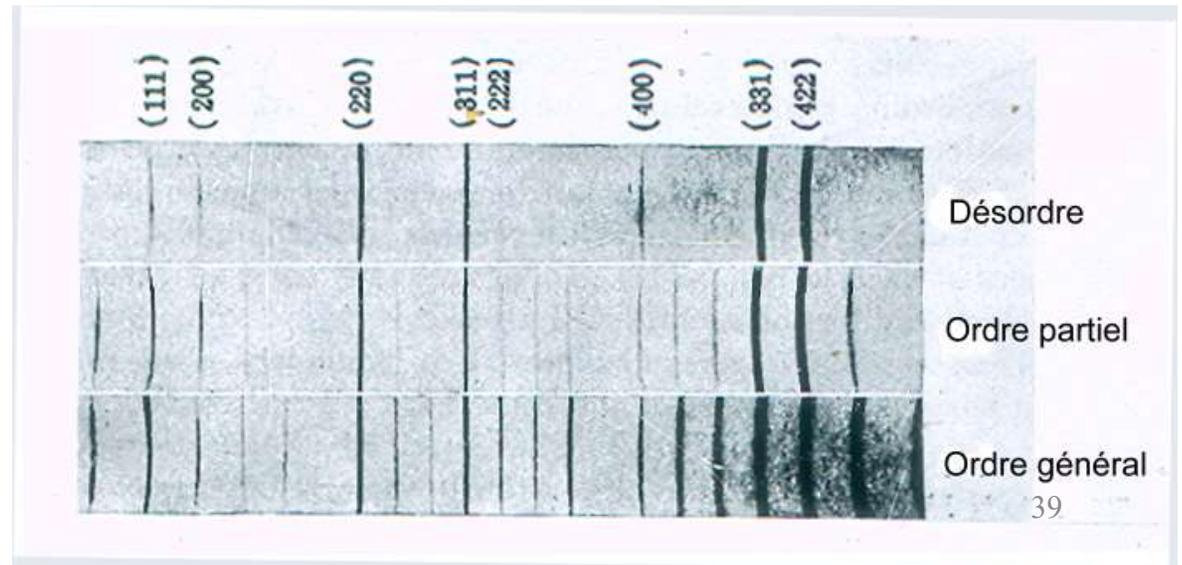


Ordre vs désordre

Ordre
(Au 50 Cu 50)



Visualisation par diffraction
des rayons X



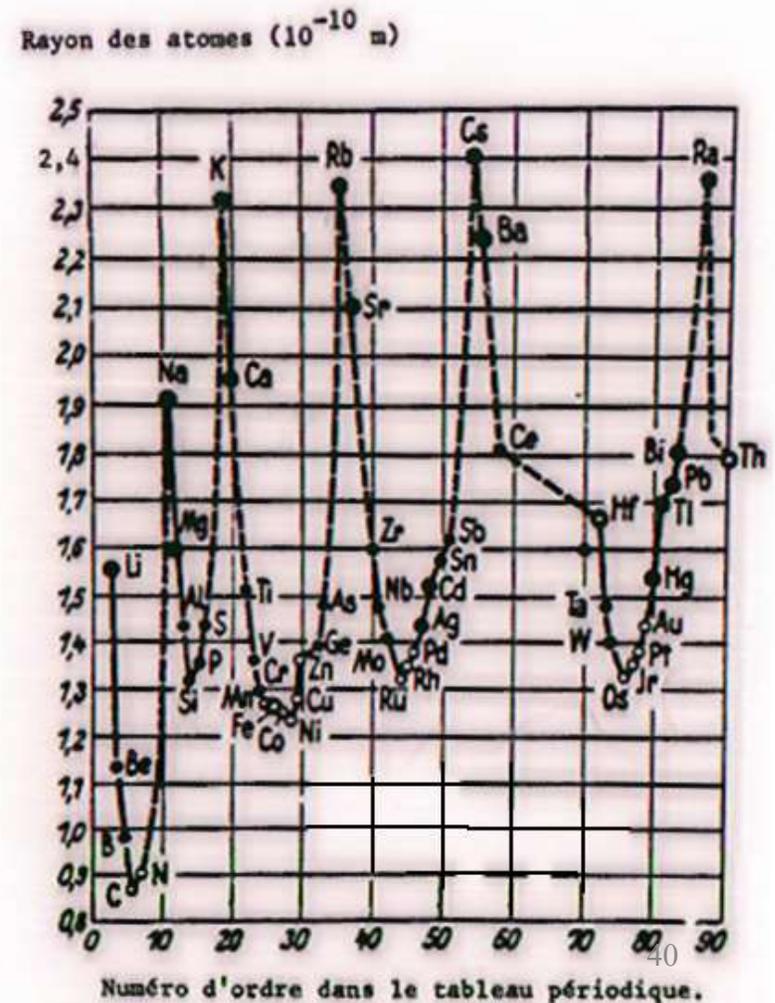
Solutions solides d'insertion.

- Solubilité partielle
- Atomes insérables: C, N, B

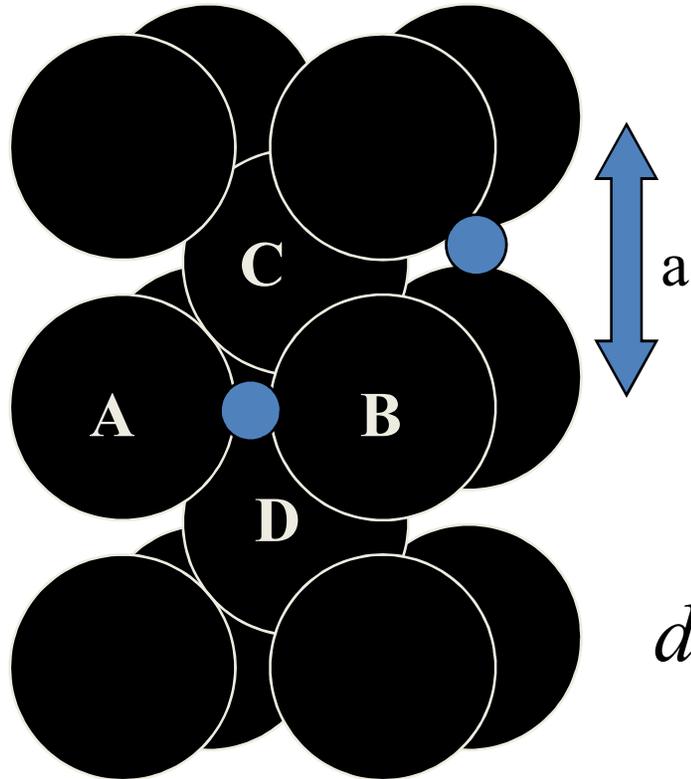
⇒ Vides disponibles dans les ≠ réseaux ?

Réseau	Atomes/maille	Paramètres de maille	Facteur de vide
C	1	d	0,48
CC	2	1,15 d	0,32
CFC	4	1,41 d	0,26

Cfr Chapitre I



Insertion dans les réseaux CC

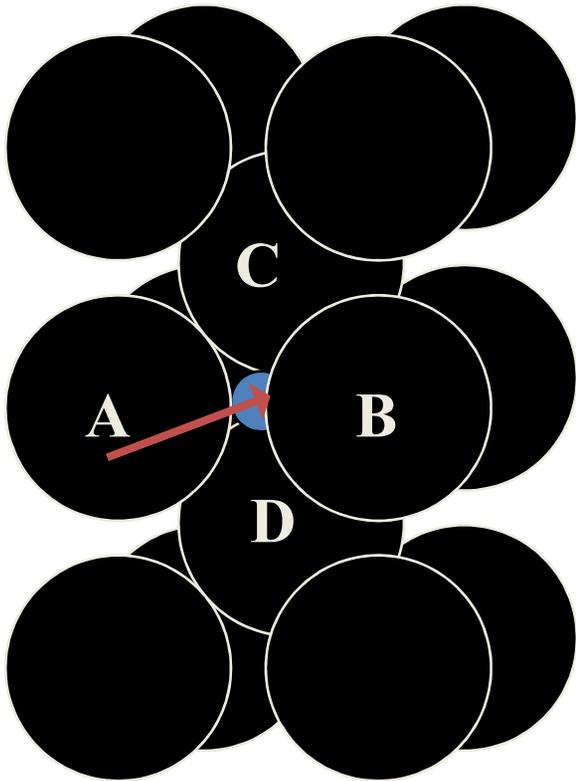


On peut tout d'abord insérer un atome entre les atomes A et B ou C et D

$$d_{inséré} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} - 1\right)d_{solvant} = 0,15d_{solvant}$$

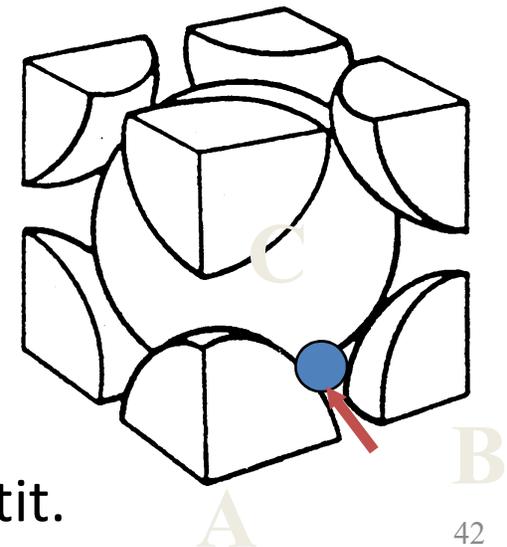
On constate que l'espace disponible à cet endroit pour l'insertion est fort petit.

Insertion dans les réseaux CC



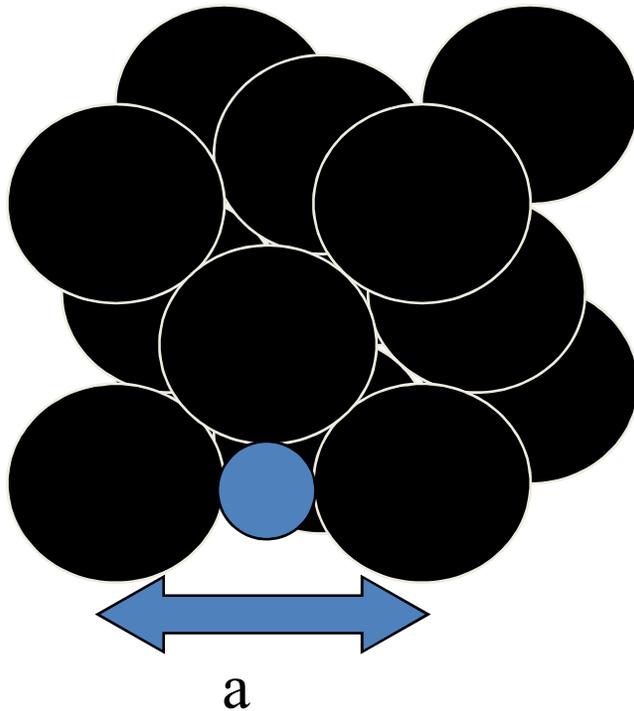
Le diamètre de l'atome inséré peut augmenter lorsqu'on le déplace du milieu entre A et B vers le milieu entre C et D. Il augmente jusqu'à toucher les atomes C et D, puis il diminue lorsqu'il doit passer entre C et D, pour revenir à la même valeur qu'entre A et B.

$$d_{\text{inséré}} = \left(\sqrt{\frac{5}{3}} - 1\right) d_{\text{solvant}} = 0,29 d_{\text{solvant}}$$



C'est plus grand que $0,15d$ mais cela reste fort petit.

Insertion dans les réseaux CFC



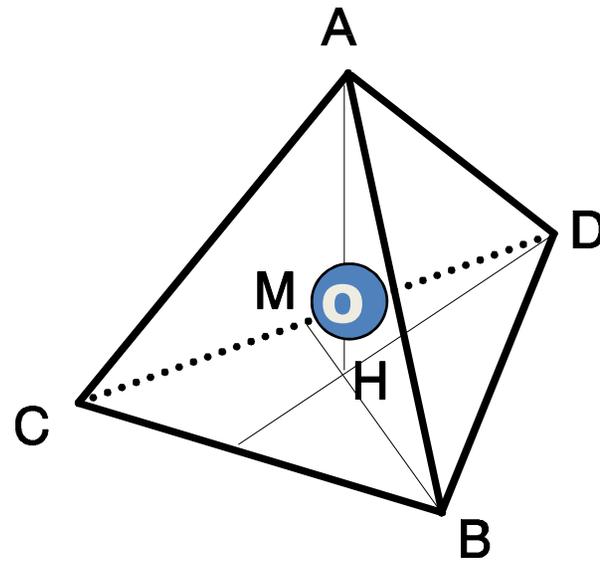
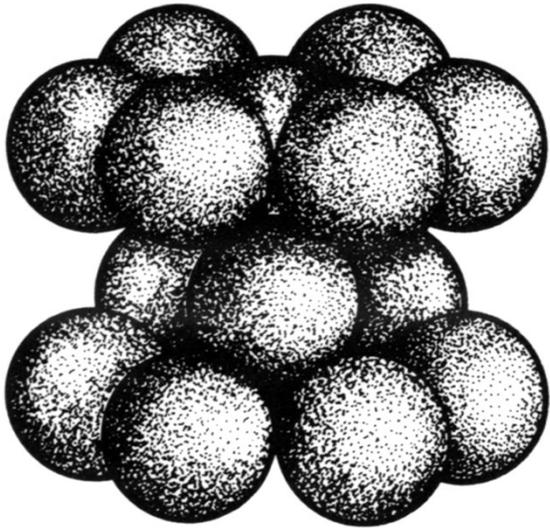
$$d_{inséré} + d_{solvant} = a = d\sqrt{2}$$

$$d_{inséré} = (\sqrt{2} - 1)d_{solvant}$$

$$d_{inséré} = 0,41d_{solvant}$$

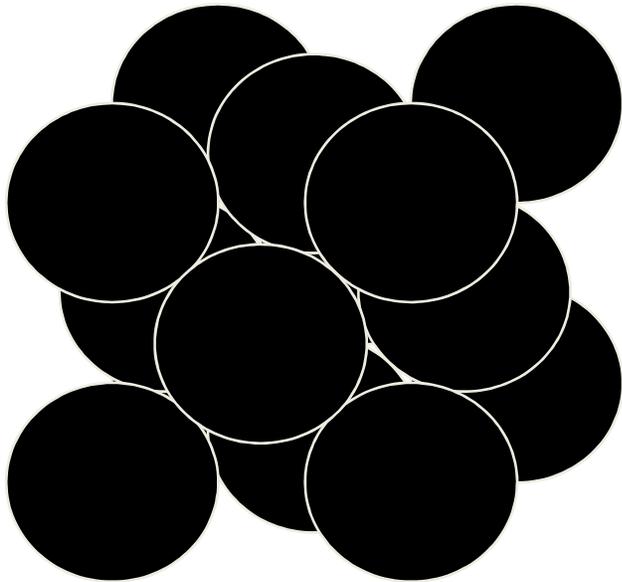
Malgré un facteur de vide plus petit, le réseau CFC est plus favorable à l'insertion que le réseau CC.

Insertion dans les réseaux HC



$$d_{\text{inséré}} = 0,225d_{\text{solvant}}$$

Réseaux favorables à l'insertion



Le réseau CFC est le plus favorable à l'insertion et le HC le moins favorable. Le type d'empilement ABC ou ABAB a donc beaucoup d'importance.

En théorie

$$d_{inséré} = d_{solvant}(\sqrt{2} - 1)$$

En pratique

$$d_{inséré} \leq 0,6d_{solvant}$$

➔ Distorsion du réseau

Insertion maximum d'un atome/maille

Plan

- Les solutions solides
 - Thermodynamique des solutions
 - Structure
 - Propriétés
- Les composés intermétalliques
- Les alliages Fer-Carbone : aciers et fontes
- Les alliages d'aluminium

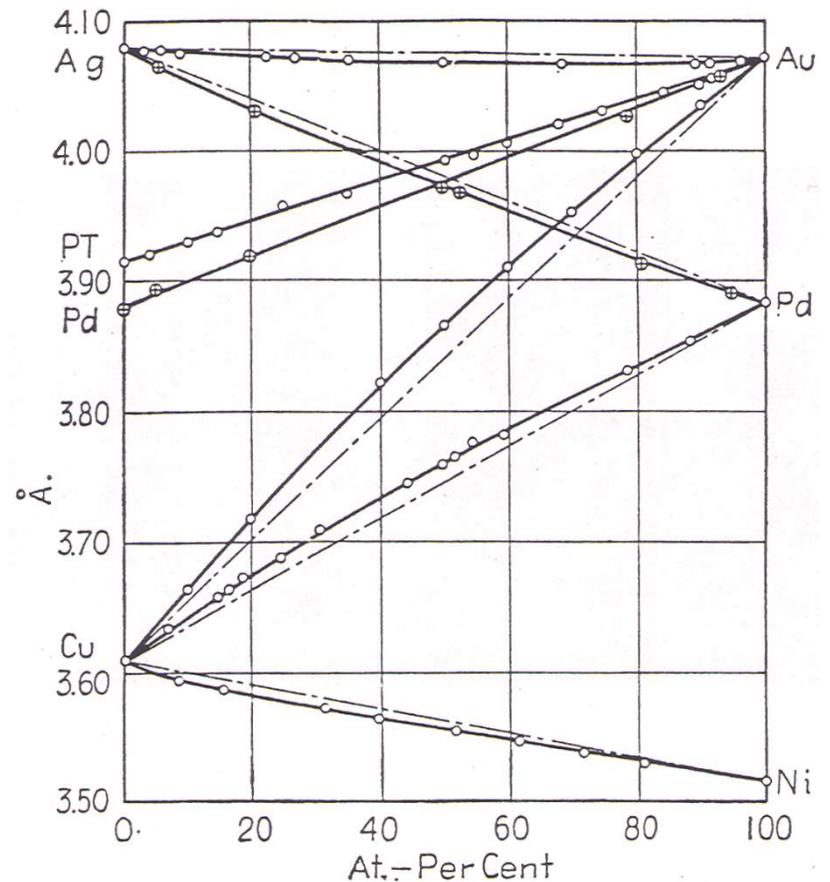
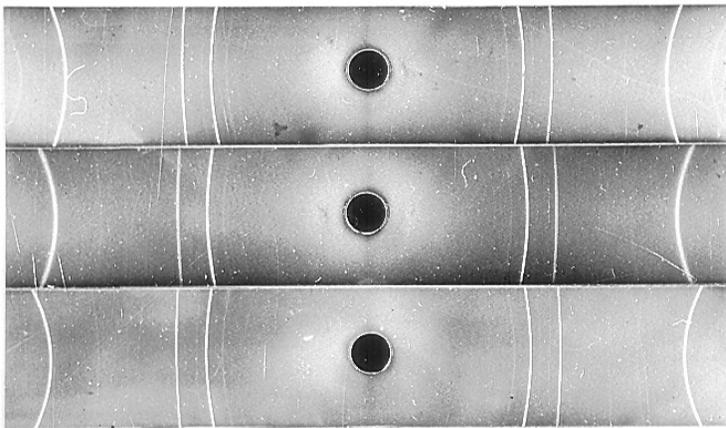
Effet des solutions sur les propriétés

- Propriétés physiques
- Propriétés mécaniques
- Propriétés de conductivité

Propriétés physiques - solution de substitution

- La diffraction des rayons X montre que le paramètre de maille varie linéairement avec la concentration dans les solutions de substitution.

⇒ Loi de Végard



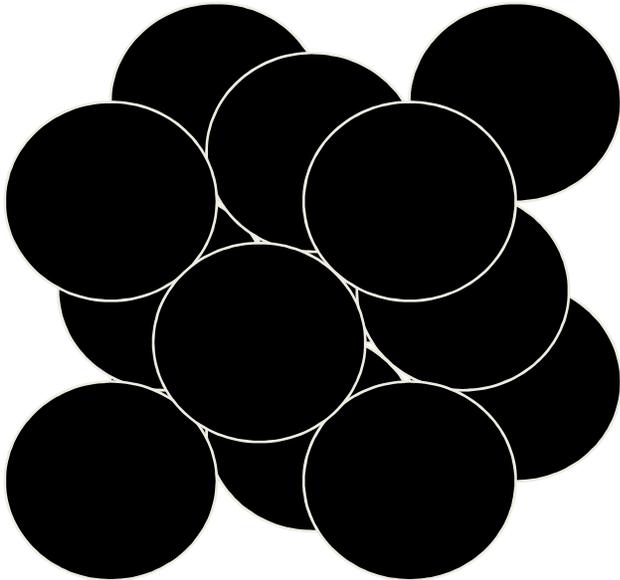
Masse volumique – solution de substitution

$$\rho = \frac{M_{Atom}}{N_0} \frac{1}{\frac{\pi d^3}{6}} (1 - \varepsilon) \quad \text{pour un métal pur} \\ \text{(cfr chapitre II)}$$

- La relation est inutilisable pour la solution car le facteur de vide n'est pas connu.
- Par contre on connaît le paramètre de maille par la loi de Végard

$$\rho = \frac{N_A M_{A_A} + N_B M_{A_B}}{N_0} \frac{n}{a^3}$$

Masse volumique – solution d’insertion



$$\rho = \frac{N_A M_{AA} + N_B M_{AB}}{N_0} \frac{n}{a^3}$$

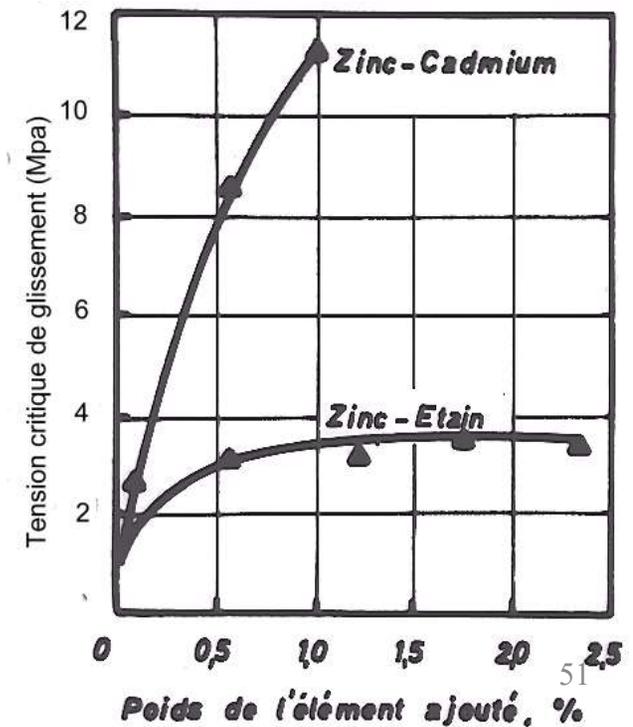
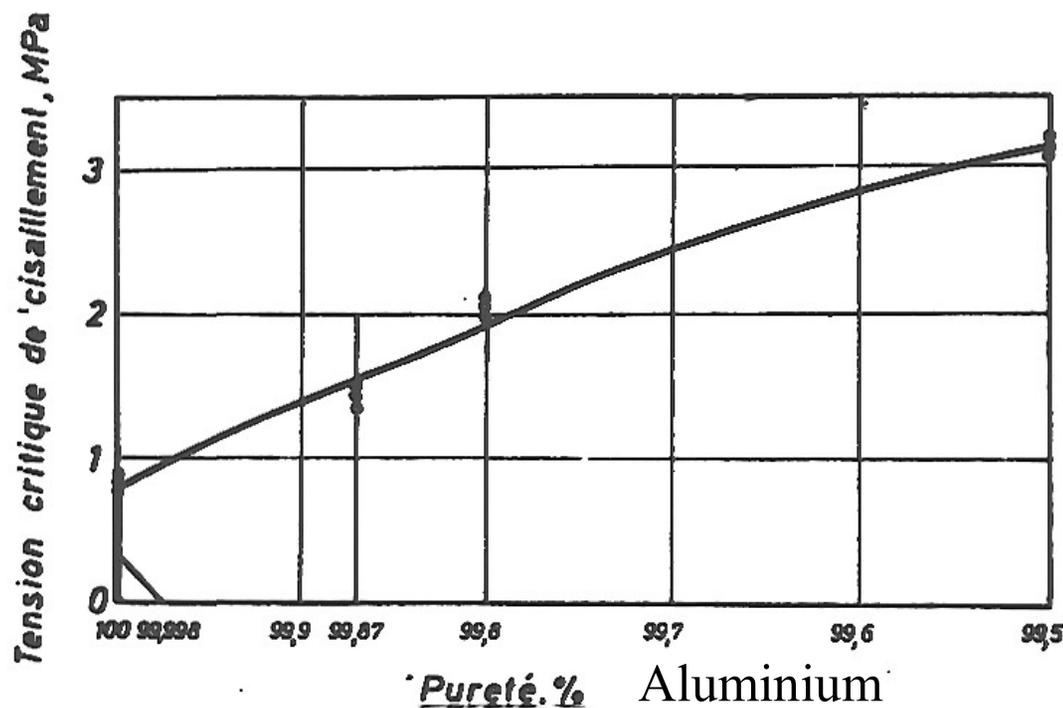
En principe, l’augmentation du nombre d’atome devrait engendrer une augmentation de masse volumique.

Il n’en est rien car dans le même temps l’insertion provoque une dilatation du réseau.

$$d_{inséré} = d_{solvant}(\sqrt{2} - 1) \quad \longrightarrow \quad d_{inséré} \leq 0,6d_{solvant}$$

Propriétés mécaniques – contraintes de glissement

- La distorsion du réseau entraîne une augmentation des contraintes nécessaires pour provoquer le glissement des dislocations.
- La distorsion est d'autant plus grande que les atomes de solutés sont plus différents du solvant

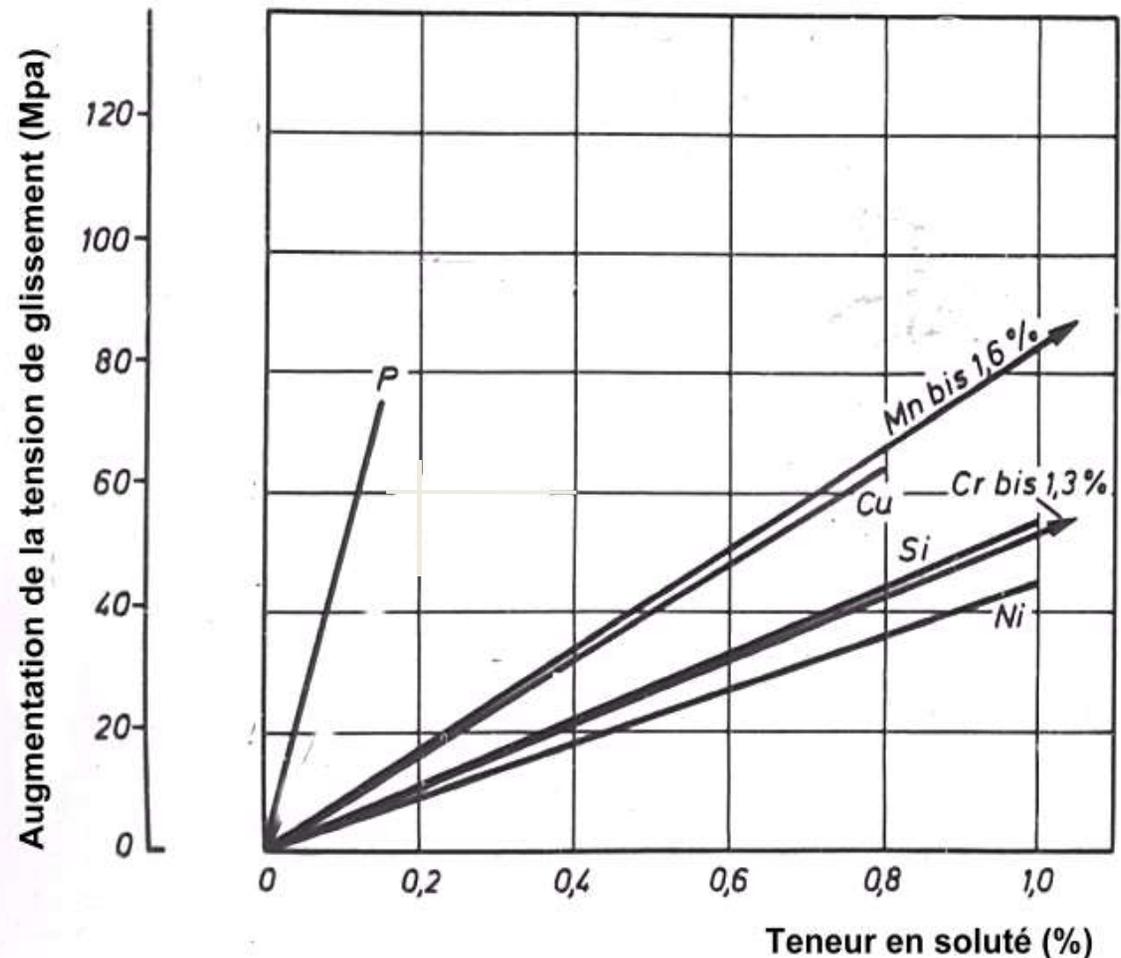


Propriétés mécaniques – contraintes de glissement

L'augmentation de la tension critique de glissement peut être modélisée par une loi linéaire et additive

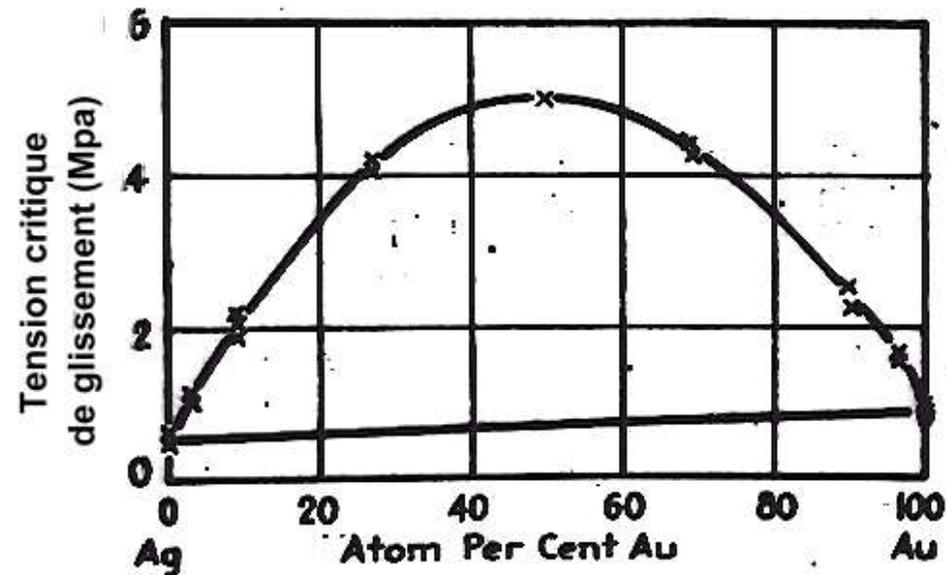
$$\sum_{i=2}^n a_i [\%i]$$

C'est le **durcissement de solution**



Limite de validité

$$\sum_{i=2}^n a_i [\%i]$$



La relation vaut pour de faibles concentrations en soluté.

Pour les solutions en toute proportion, il faut utiliser des lois plus complexes ou des mesures spécifiques.

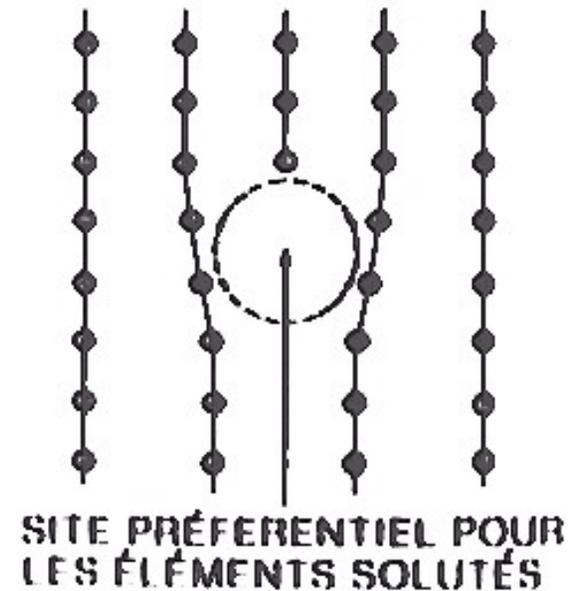
Cas particulier des solutions d'insertion

Le réseau chasse les éléments en insertion vers les défauts comme les dislocations où il y a plus de place.

Il se forme ainsi des associations dislocations/atome en insertion que l'on appelle **nuages de Cottrell**

La formation de ces nuages demande

- beaucoup de dislocations (s'observe surtout sur les métaux déformés)
- du temps

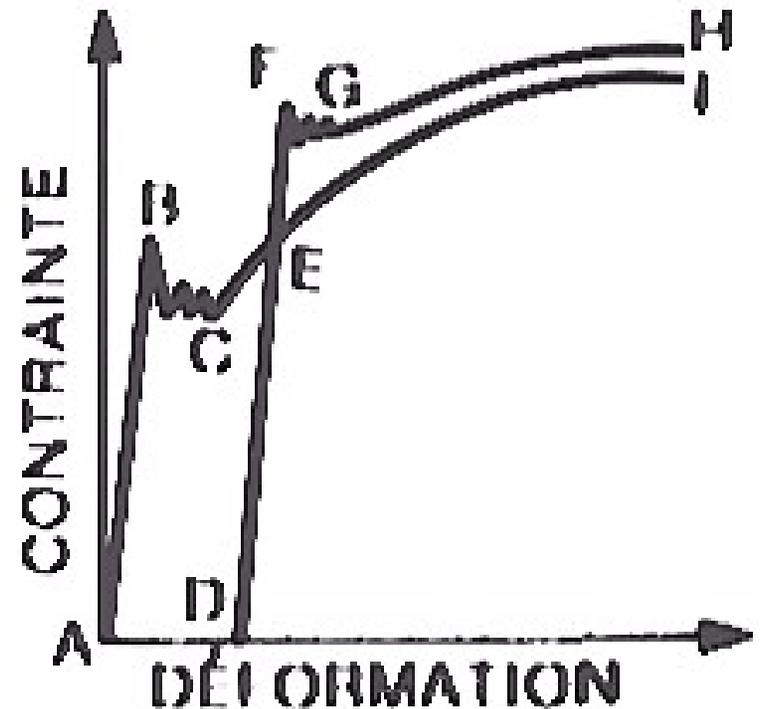


Effet des nuages de Cottrell

Les atomes en insertion du nuage de Cottrell entravent le mouvement de la dislocation.

Il faut un supplément de tension qui n'est plus nécessaire lorsque la dislocation s'est désolidarisée de l'atome en insertion.

⇒ Limites élastiques supérieures et inférieures observées pour certains métaux.



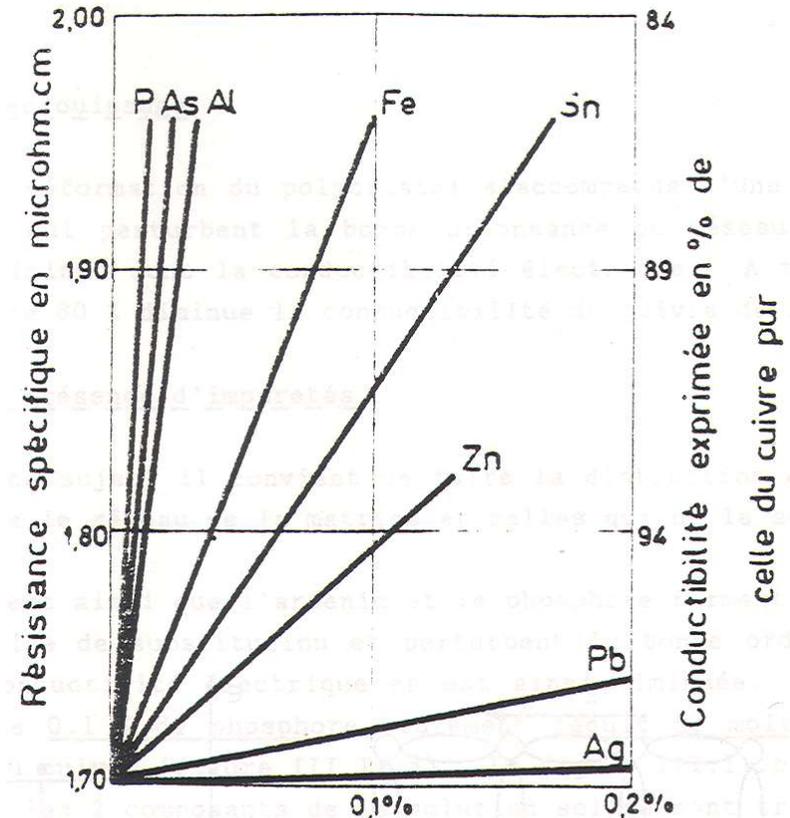
Conductivité des solutions

Les distorsions du réseau dues aux éléments en solution augmentent les chocs ions-électrons

$$\sigma = \frac{ne^2\tau}{m} = \frac{1}{\rho} \text{ (cfr Chapitre II)}$$

$\Rightarrow \tau \downarrow$ et $\rho \uparrow$, d'autant plus que les distorsions sont fortes

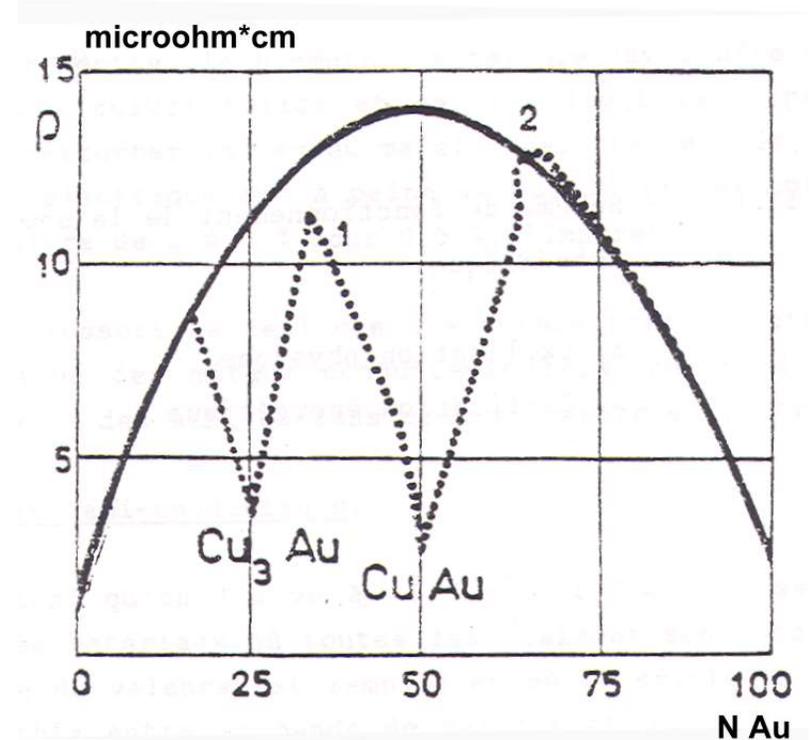
\Rightarrow Les métaux purs sont meilleurs conducteurs!



Influence d'impuretés sur la conductibilité électrique du cuivre pur.

Conductivité des solutions

- Les solutions solides classiques (désordonnées) sont jusqu'à 10 x moins conductrices que les métaux purs
- Les solutions **ordonnées** restent bonnes conductrices.
- Les mesures de conductibilité permettent de suivre aisément le passage désordre/ordre.

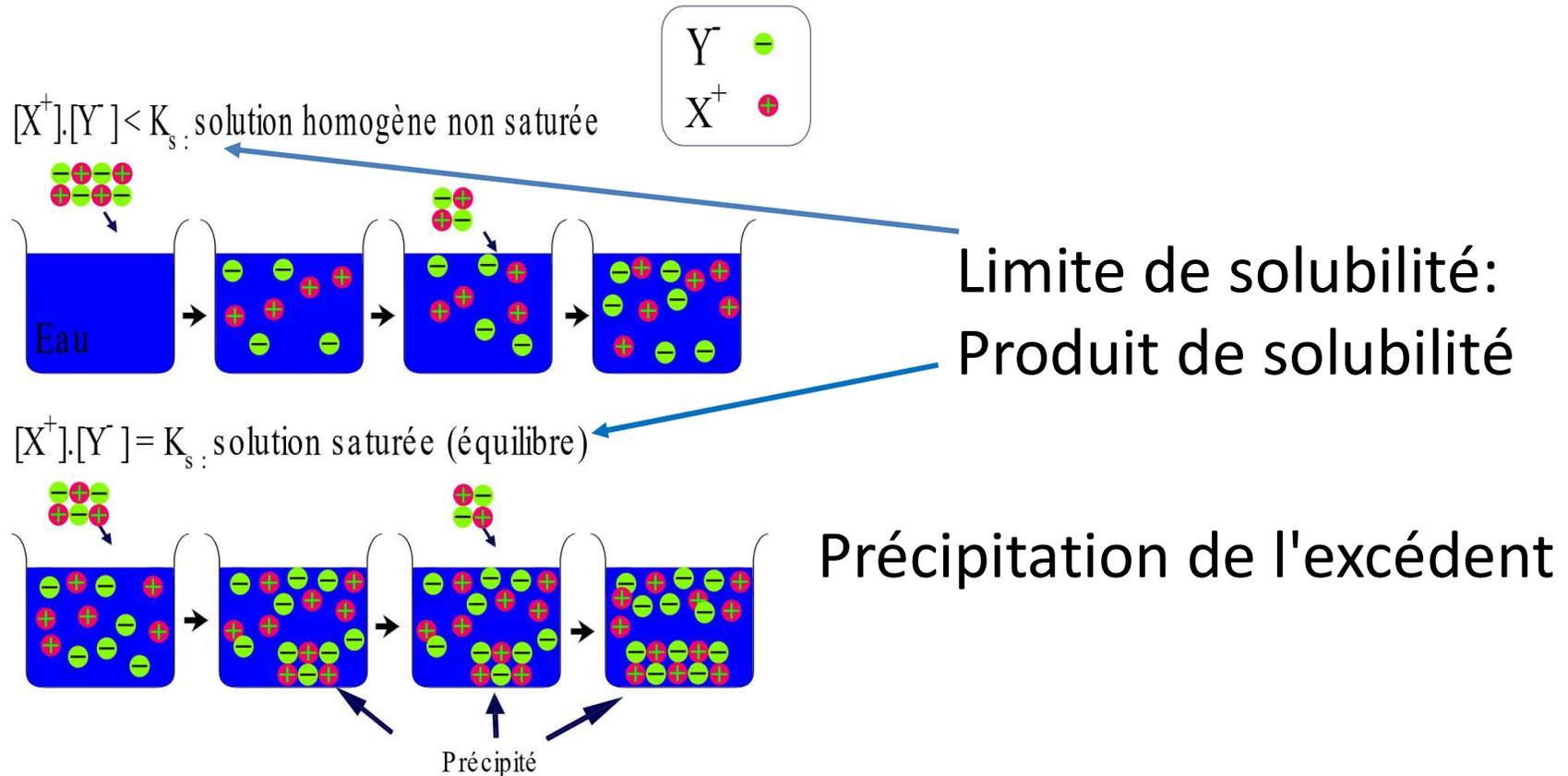


Plan

- Les solutions solides
- Les composés intermétalliques
 - Thermodynamique
 - Propriétés
- Les alliages Fer-Carbone : aciers et fontes
- Les alliages d'aluminium

Solution vs précipitation

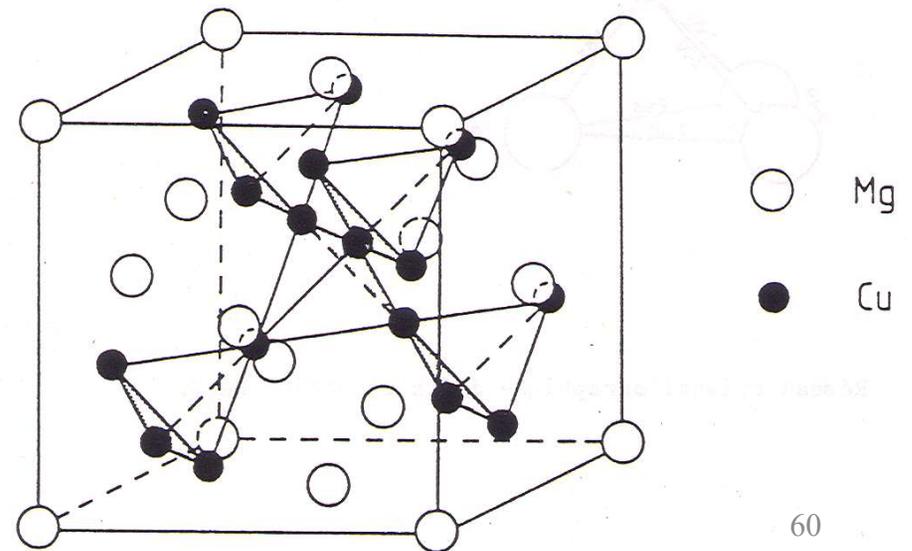
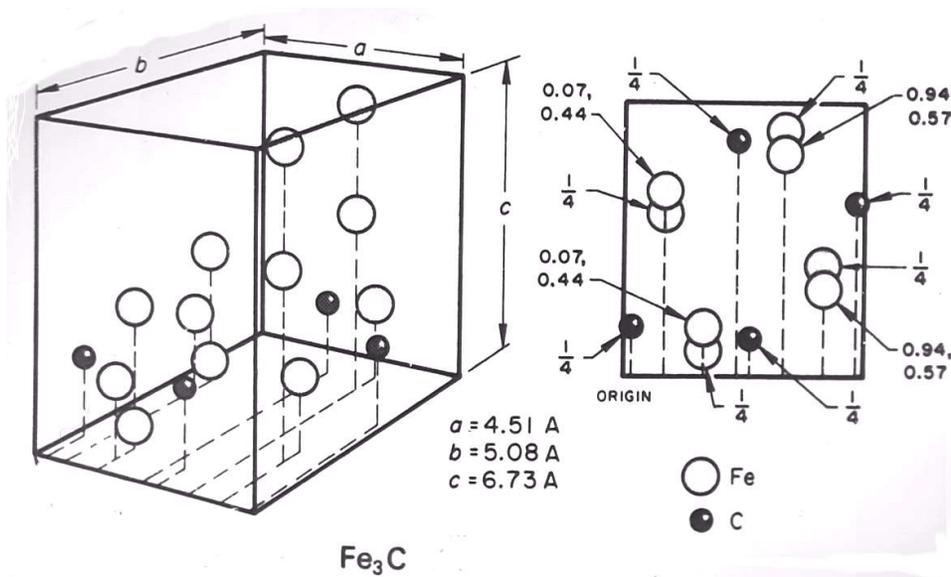
Exemple : Mise en solution de sel (NaCl) dans l'eau



⇒ Même principe à l'état solide! Précipité = intermétallique

Composés intermétalliques

- Réseaux cristallographiques propres
- Exemples Fe_3C et Cu_2Mg

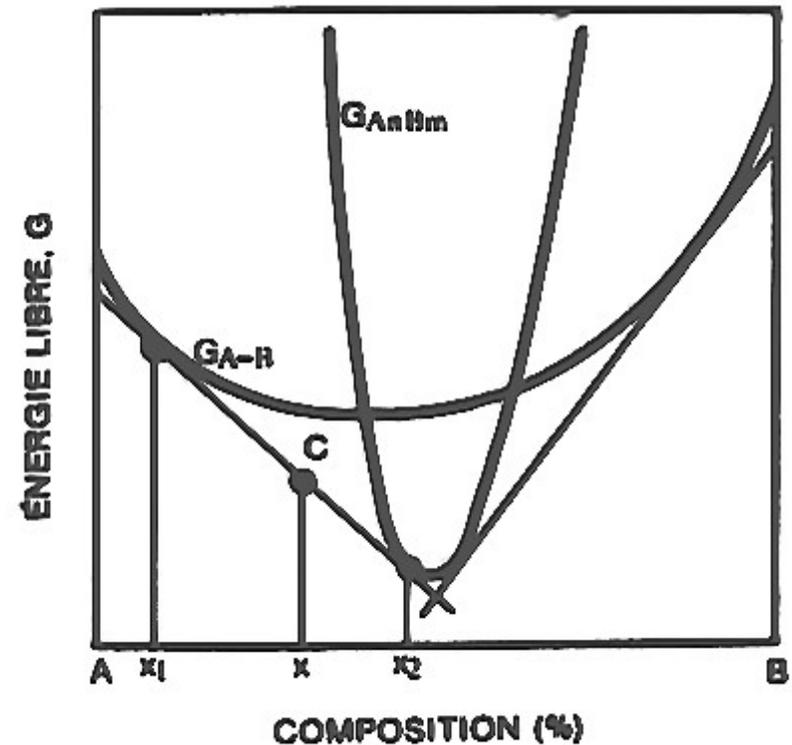


Composés intermétalliques

- Les liaisons entre A et B dans ces composés A_xB_y sont principalement ioniques ou covalentes.
- Conservation d'un caractère métallique : tous les électrons de valence ne sont pas engagés. Il reste des électrons libres.

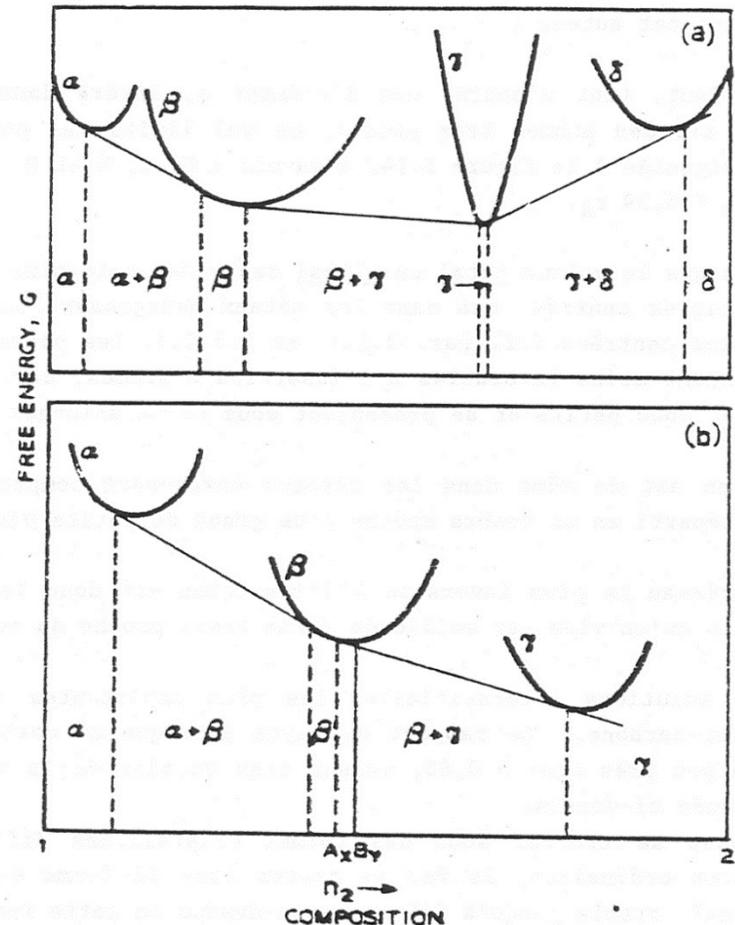
Thermodynamique

- Le composé intermétallique est stable dans un domaine de concentration.
- Dans un diagramme de phase, il peut y avoir mélange de cristaux d'intermétalliques et de cristaux de solution.



Composés intermétalliques

- Pour 2 éléments donnés, il peut y avoir plusieurs combinaisons intermétalliques.
- Elles existent dans un domaine de concentration, qui ne comprend pas nécessairement le minimum d'énergie libre du composé A_xB_y

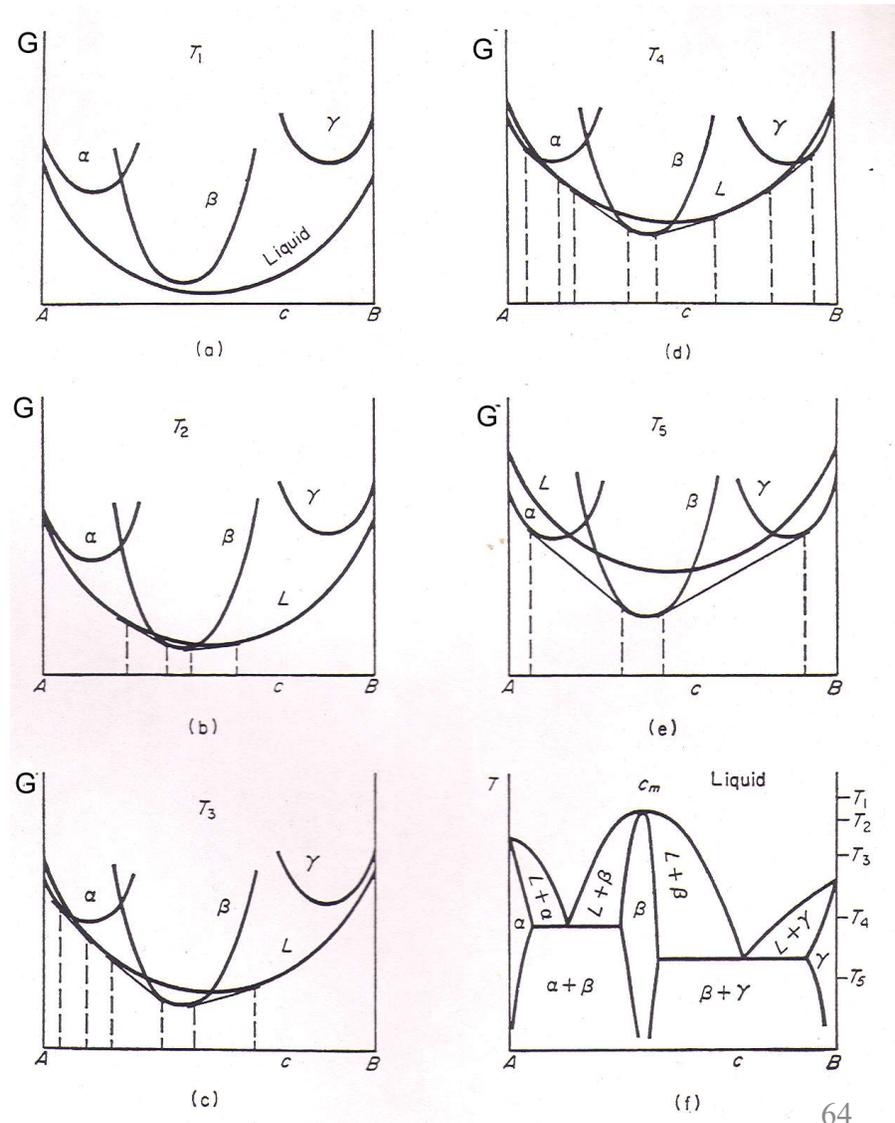


Fusion congruente des intermétalliques

Un intermétallique peut présenter une température de fusion bien définie // corps pur

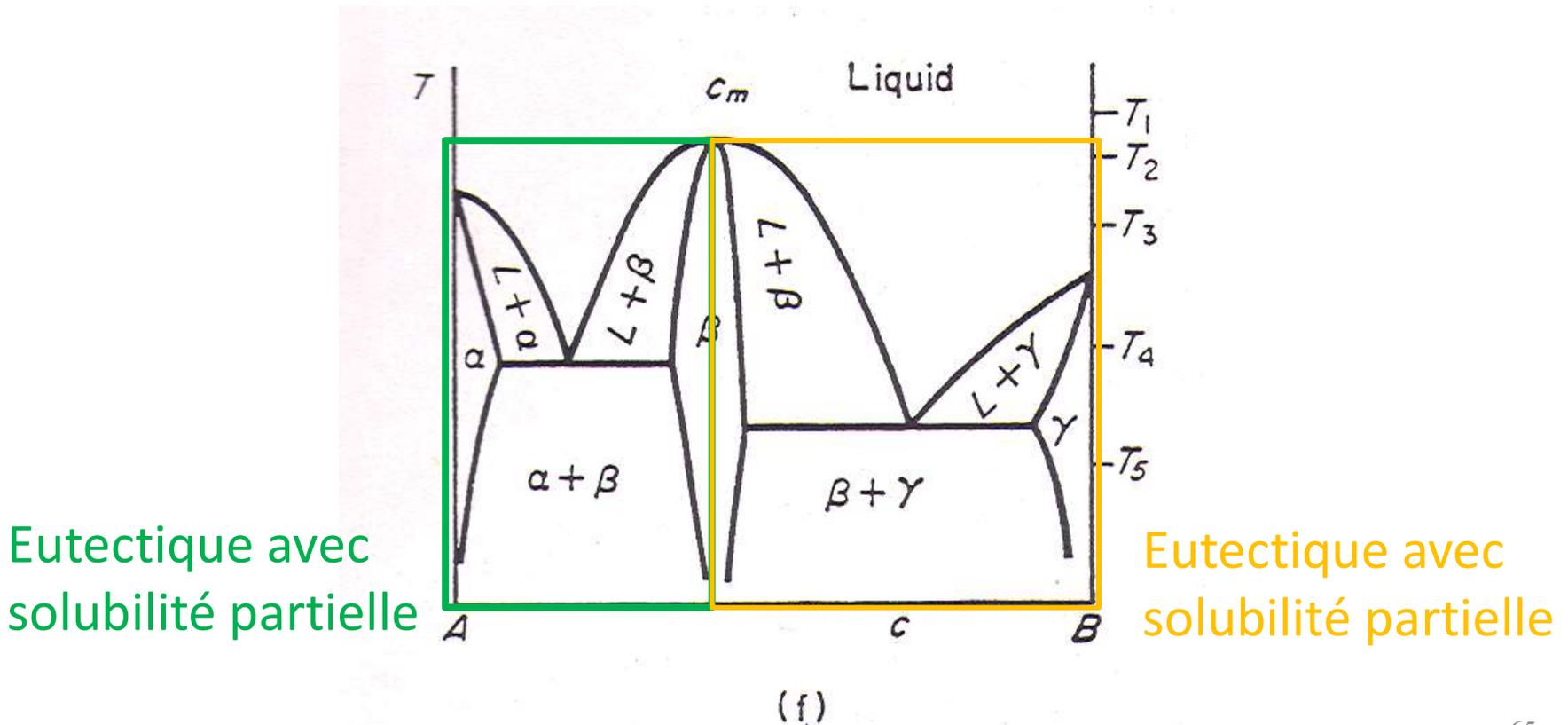
= Fusion congruente

La réaction s'écrit $L \rightarrow L$



Fusion congruente des intermétalliques

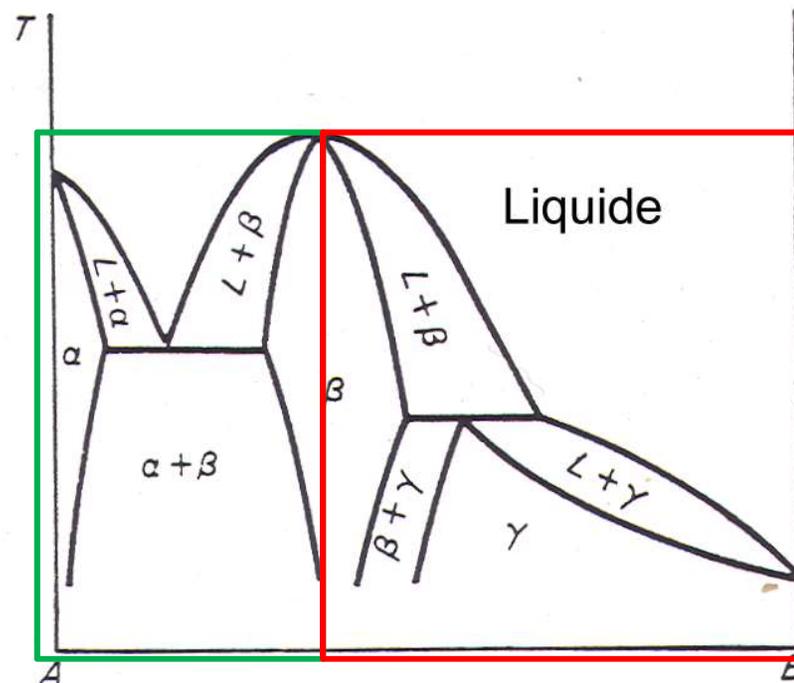
Le diagramme de phase est subdivisé par le composé intermétallique en sous-diagrammes analogues à ceux vus précédemment.



Fusion congruente des intermétalliques

Le diagramme de phase est subdivisé par le composé intermétallique en sous-diagrammes analogues à ceux vus précédemment.

Eutectique
avec solubilité
partielle

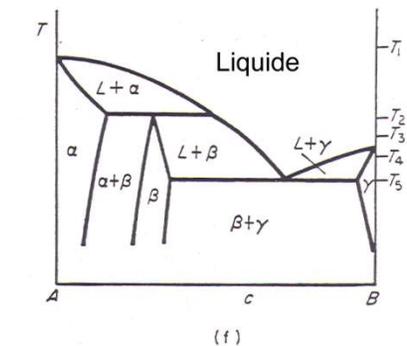
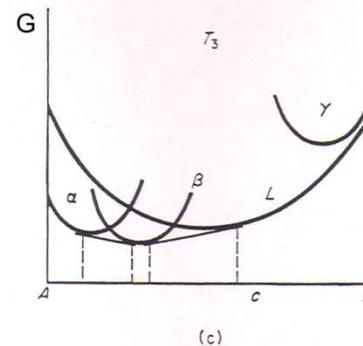
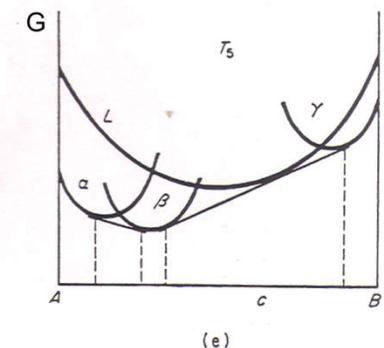
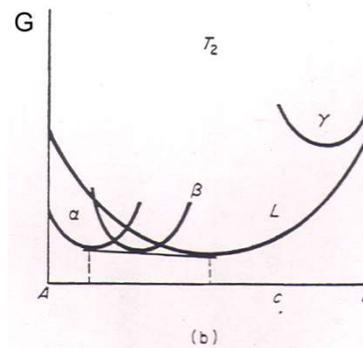
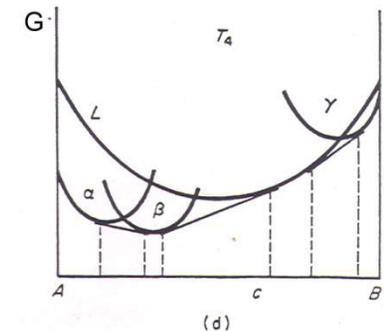
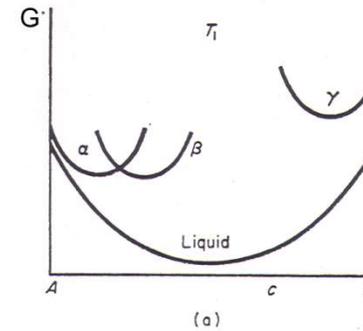


Péritectique
avec solubilité
partielle

Fusion incongruente des intermétalliques

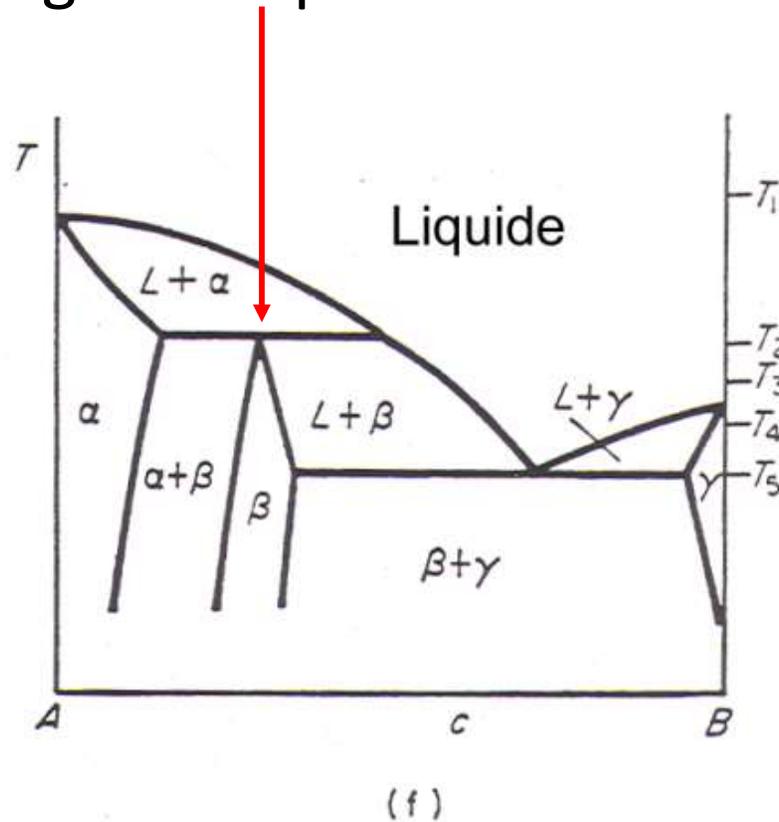
La fusion incongruente des intermétalliques

- S'accompagne de la formation d'un autre solide
- La réaction s'écrit $L \rightarrow L + \alpha$
- S'apparente à une réaction péritectique



Fusion incongruente des intermétalliques

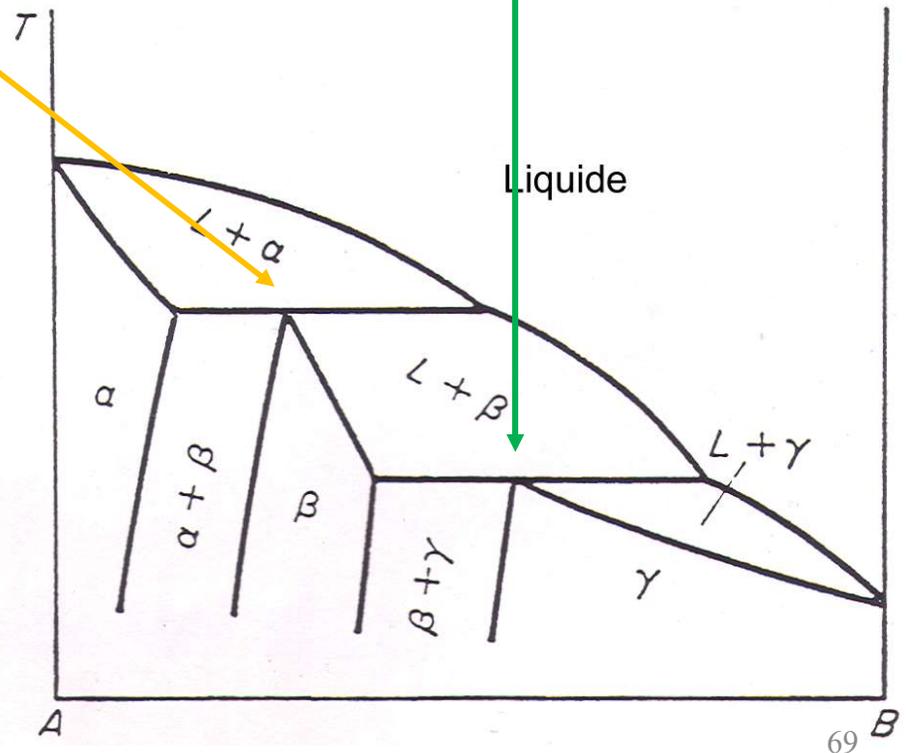
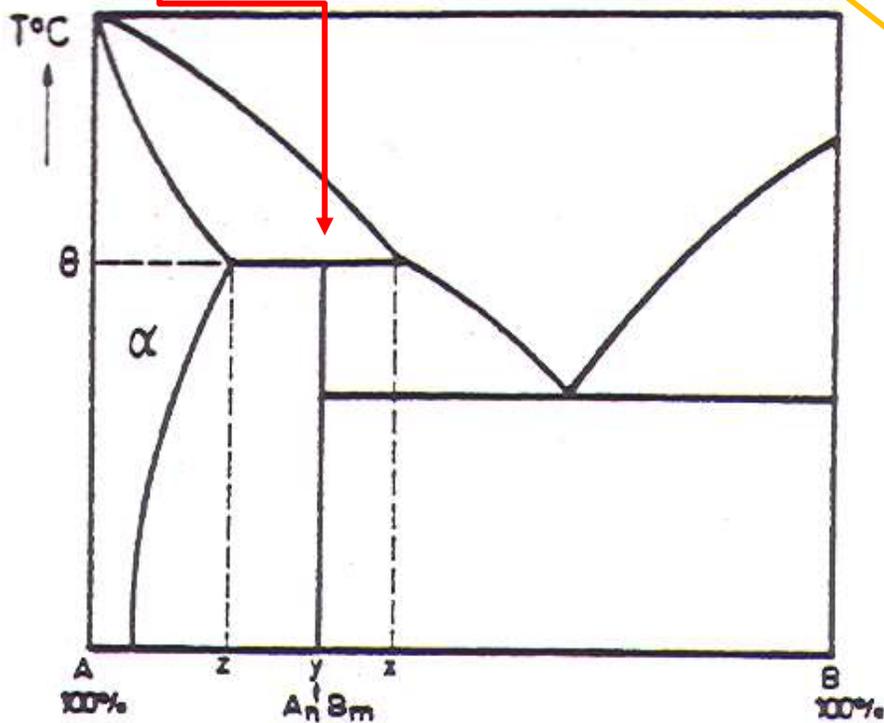
Dans ce cas, le point péritectique, correspondant à la fusion incongruente de l'intermétallique, s'insère dans un diagramme analogue aux précédents.



Fusion incongruente des intermétalliques

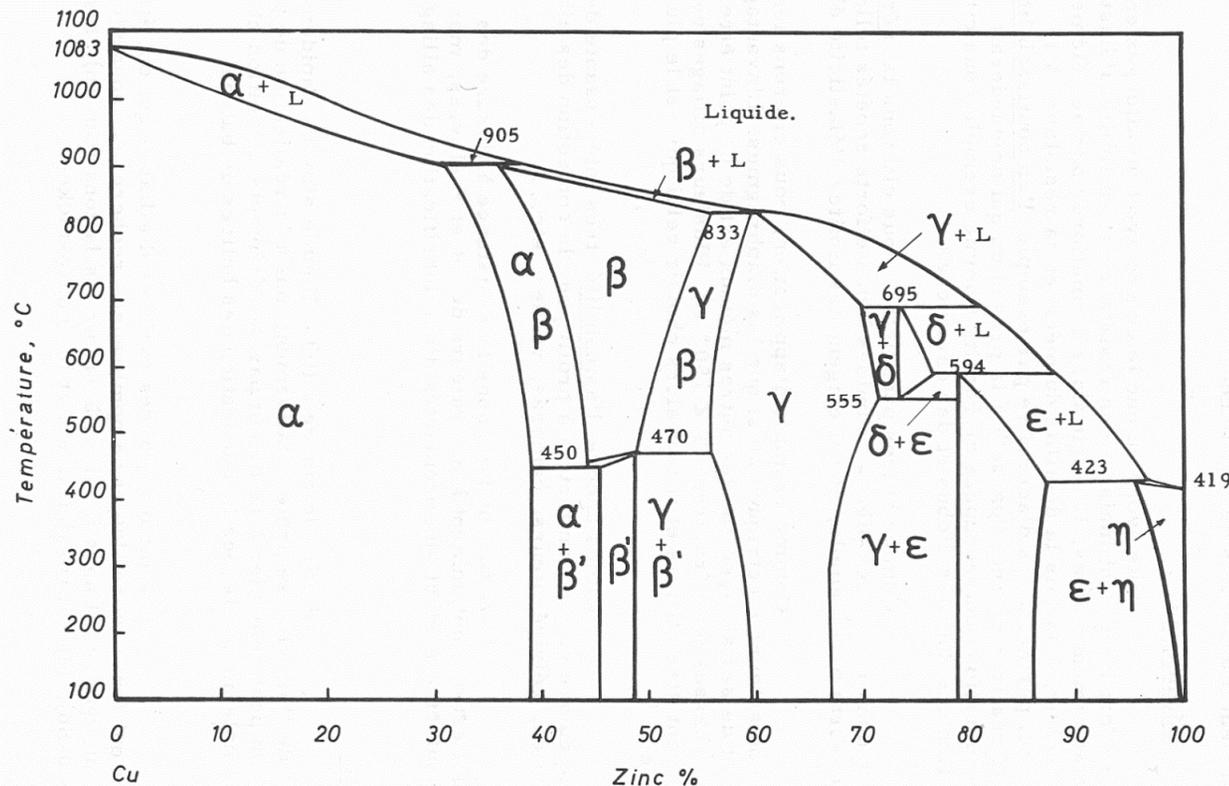
L'insertion peut se faire dans un diagramme

- à solubilité nulle
- à solubilité partielle avec eutectique ou péritectique



Exemple concret – les laitons

- Le cuivre α et le zinc η forment 4 intermétalliques: β , γ , δ , ε à fusion incongruente
- La différence des températures de fusion est grande entre le cuivre (1083) et le zinc (419)



Transformations à l'état solide

En plus des 3 transformations vues précédemment

- Transformations allotropiques
- Recristallisation
- Passage d'une lacune de solubilité,

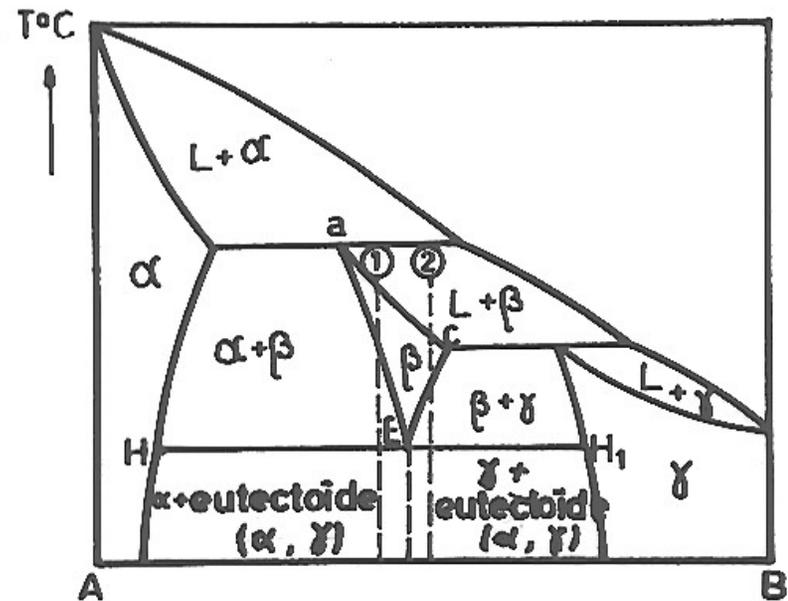
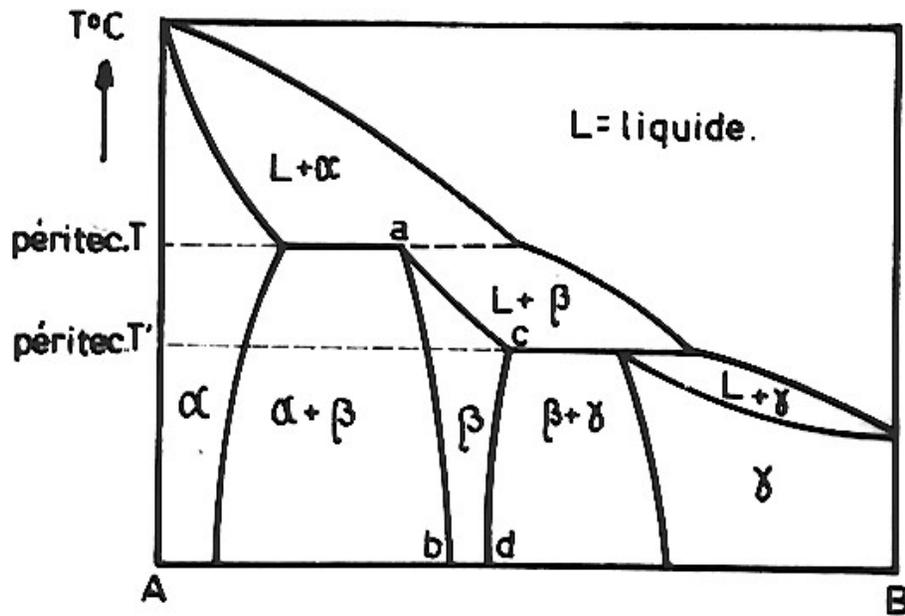
on peut observer à l'état solide,

- L'apparition
- La disparition

des composés intermétalliques

Disparition des intermétalliques

- Les lacunes de solubilité \uparrow lorsque la température \downarrow
- Il peut en résulter la disparition d'un intermétallique
- On a par exemple $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$
- C'est une réaction eutectoïde (// eutectique)



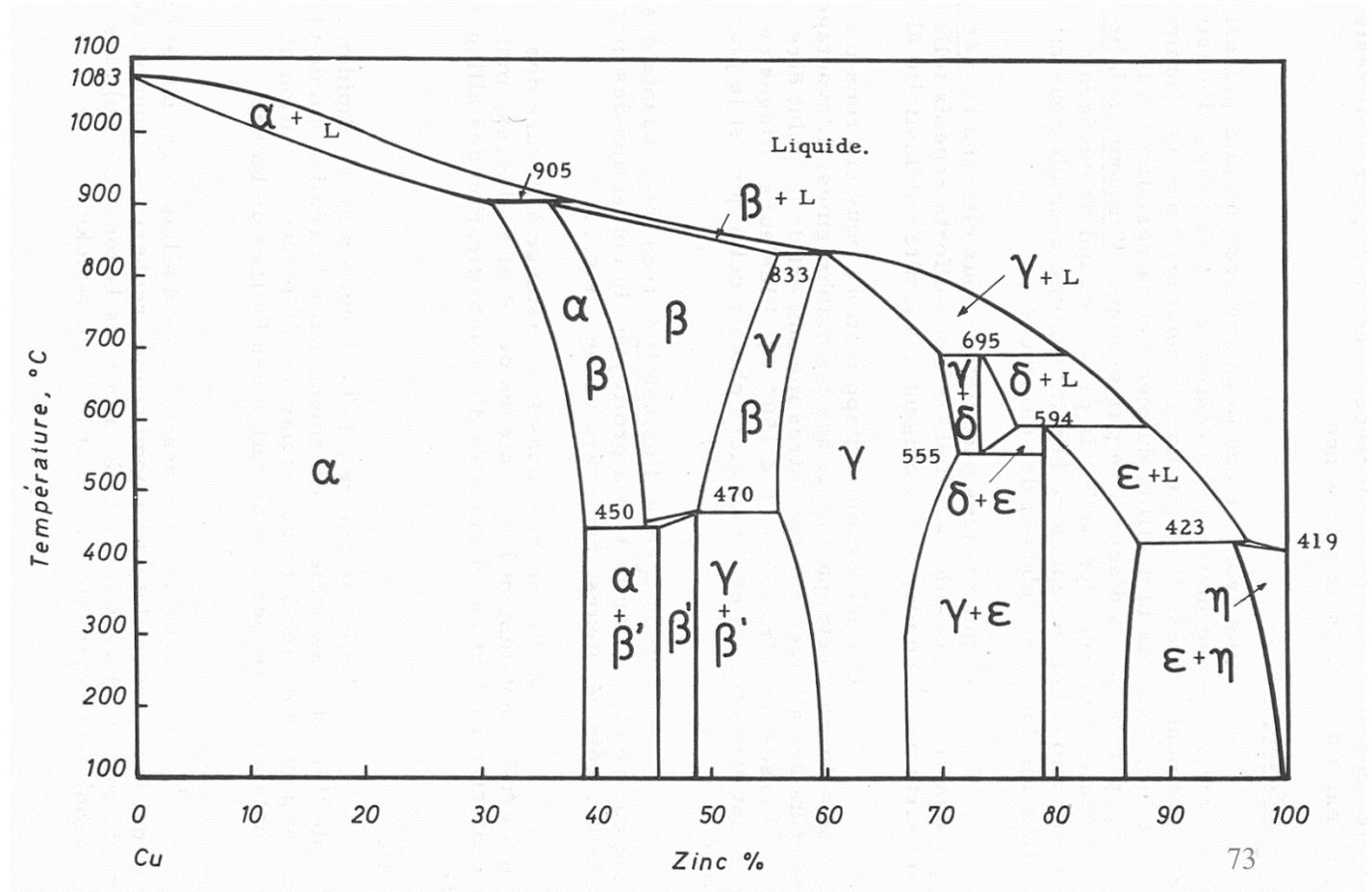
Exemple dans le cas des laitons

Disparition du composé intermétallique δ vers 550°C



+ Point
eutectoïde
 $\beta \rightarrow \beta'$

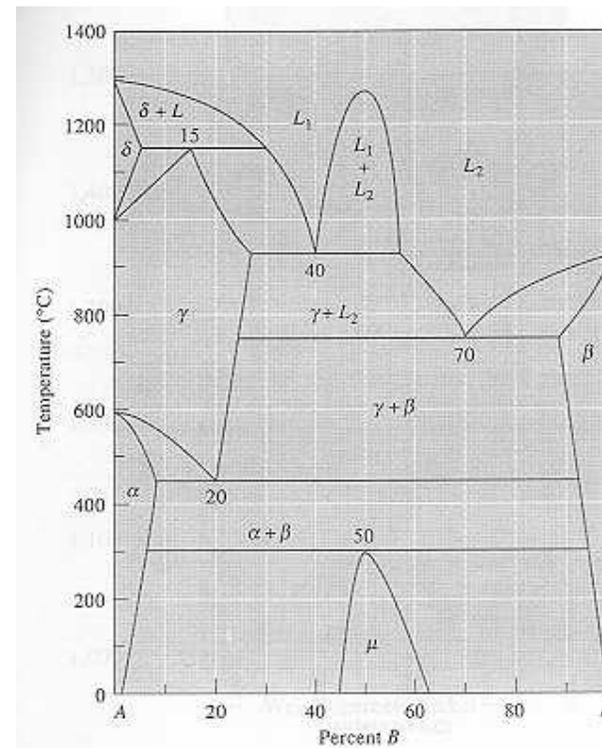
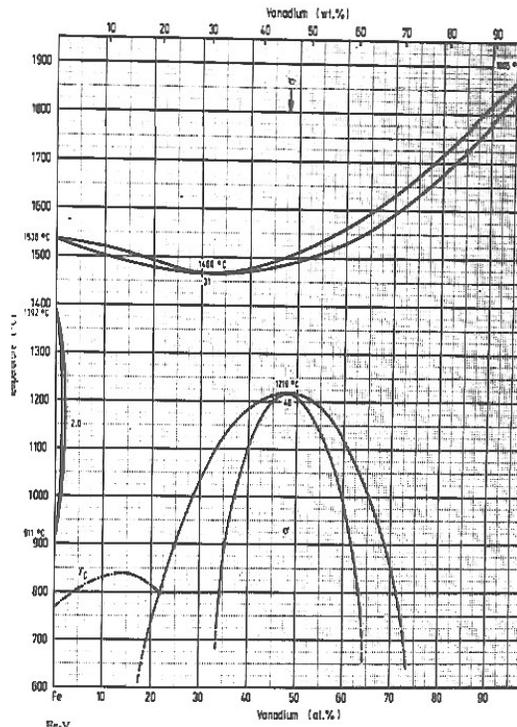
On a $\beta \rightarrow \beta' + \alpha$



Apparition des intermétalliques

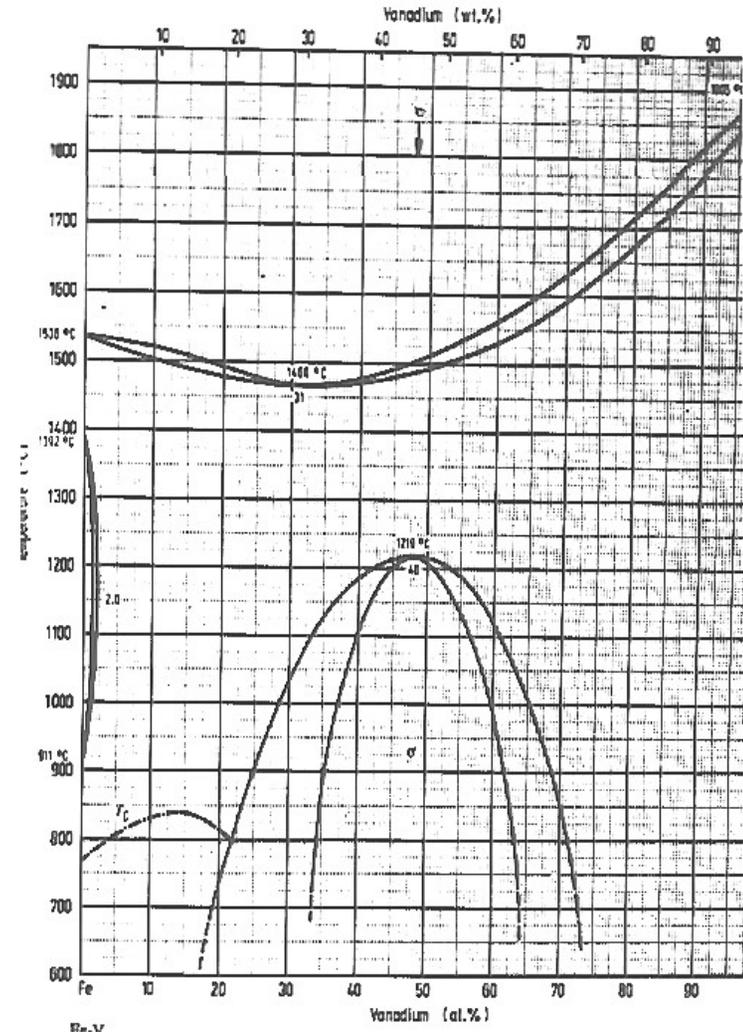
Des composés intermétalliques peuvent apparaître au refroidissement

- soit dans des zones de solubilité totale $\alpha \rightarrow \sigma$
- soit dans des zones de lacune de solubilité $\alpha + \beta \rightarrow \mu$



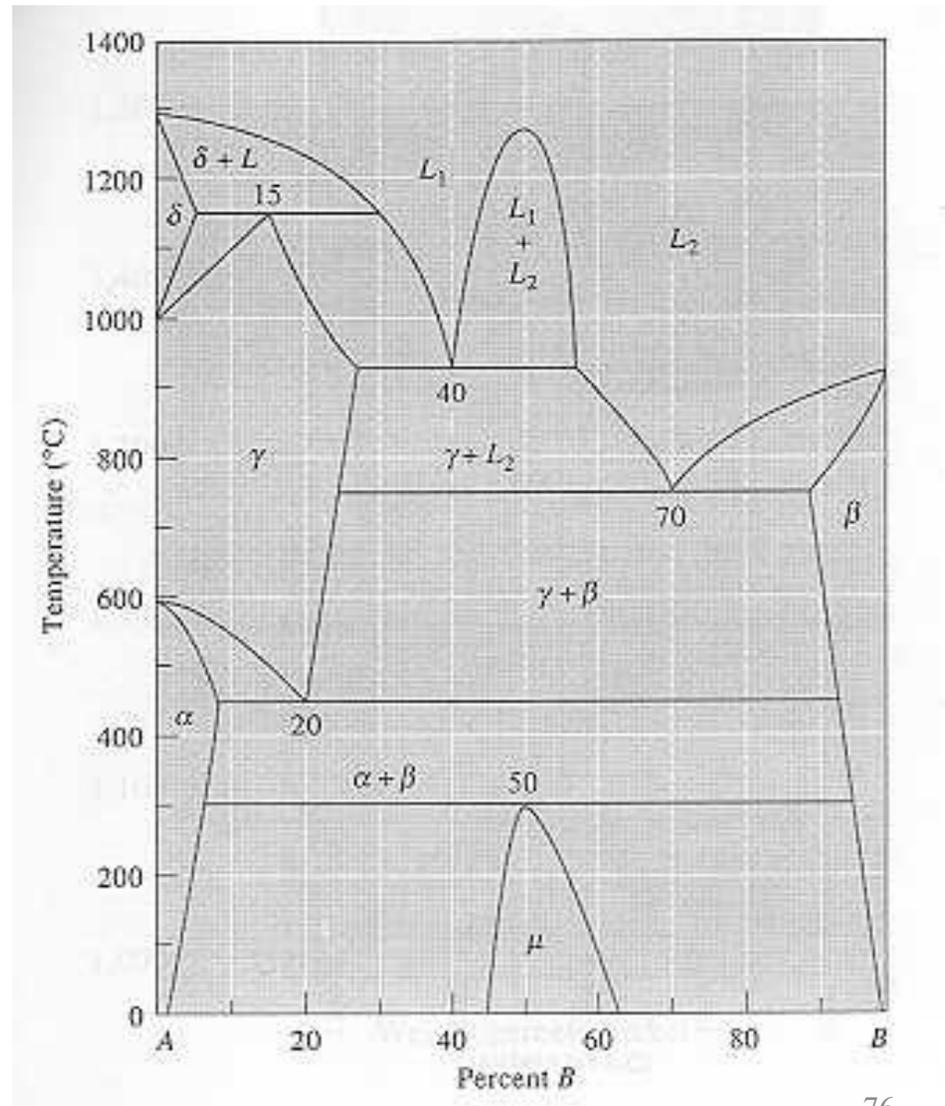
Apparition des intermétalliques – cas 1

- Apparition du composé FeV dans le diagramme d'équilibre Fe-V
- Très fréquent dans les aciers alliés
- Les composés intermétalliques de ce type sont très fragiles.
- Il faut donc limiter la teneur en élément d'alliages pour les éviter.



Apparition des intermétalliques – cas 2

La réaction $\alpha + \beta \rightarrow \mu$
d'apparition du composé
intermétallique est similaire
à la réaction péritectique
 $L + \alpha \rightarrow \beta$
= réaction **péritectoïde**



Effet sur les propriétés physiques

Densité:

Les intermétalliques ayant leur réseau cristallin propre ont une densité propre.

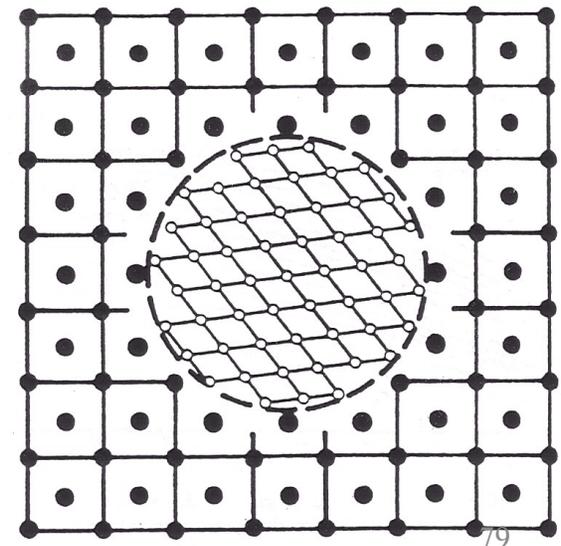
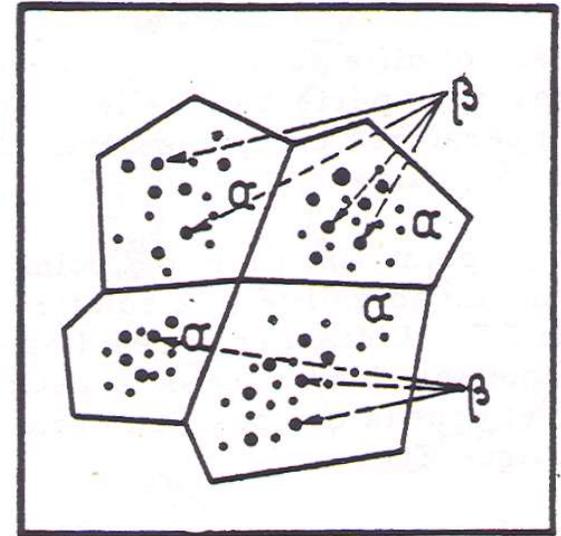
Effet sur les propriétés de conduction

Conductivité électrique

- Les intermétalliques sont de mauvais conducteurs. Leur présence dans les applications de conduction n'est donc pas souhaitée.
- Il vaut mieux qu'une impureté présente dans un conducteur soit combinée dans un intermétallique, plutôt qu'en solution.
 - Seule une partie du conducteur conduit mal le courant: celle où l'intermétallique est présent.
 - Sinon, tout le conducteur conduit mal le courant.

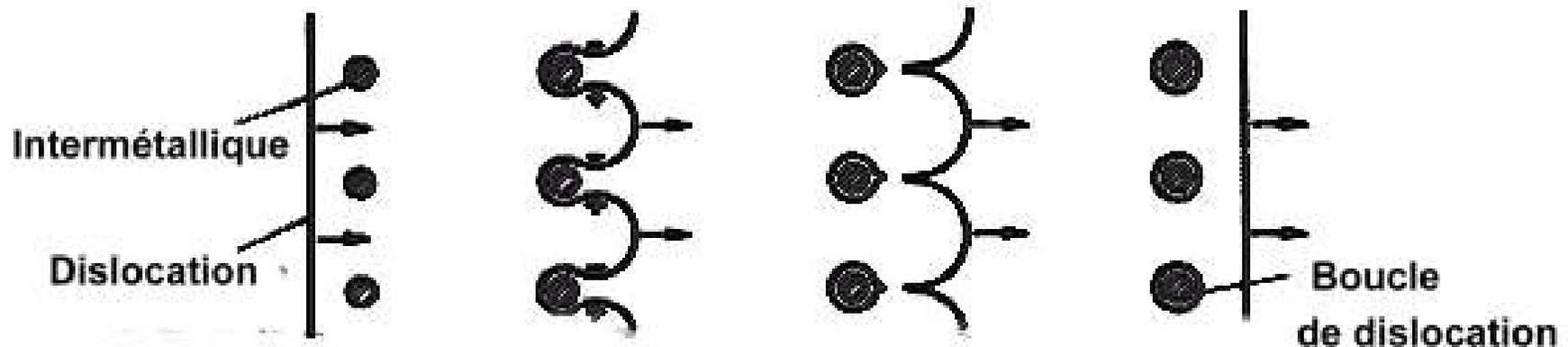
Effet sur les propriétés mécaniques

- Les liaisons dans les composés intermétalliques sont généralement ioniques ou covalentes.
 - Pas de possibilité de déformation plastique
 - Composés durs, mais cassants
- Risque de fragilisation
- Mais une dispersion fine dans une matrice métallique peut être bénéfique

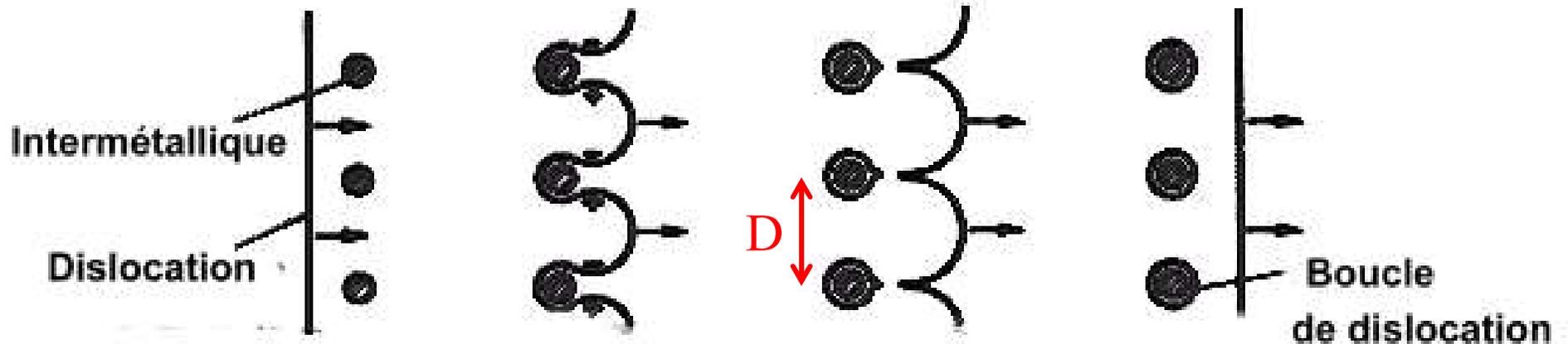


Durcissement par les intermétalliques

Lorsque les composés intermétalliques sont disséminés dans une phase métallique pure ou solution, ils freinent le mouvement des dislocations, mais ne l'entravent pas complètement.

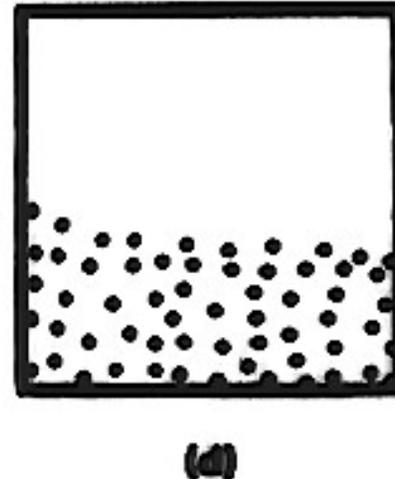
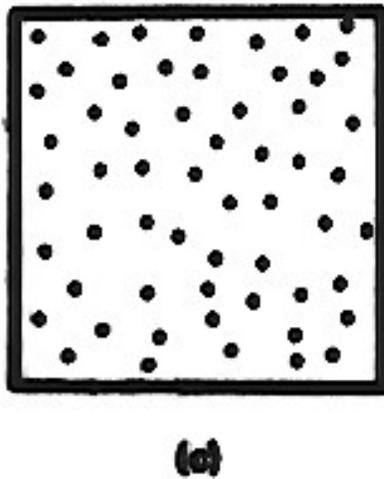
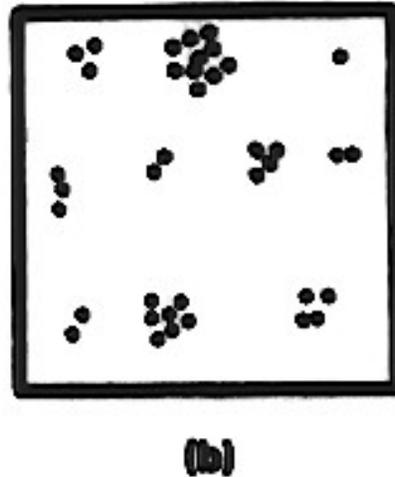
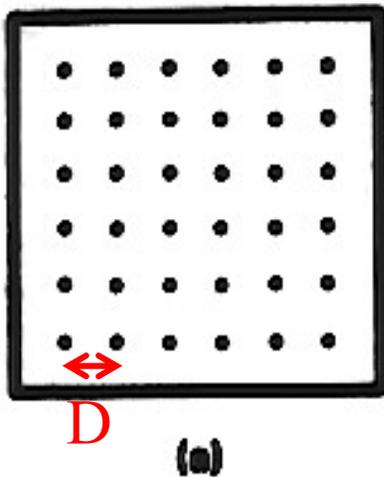


Mesure du freinage



Par analogie au surcroît de tension nécessaire pour faire fonctionner une source de Franck Read: $\Delta\sigma = \frac{Gb}{l}$, le surcroît de tension nécessaire pour contourner les intermétalliques incisaillables vaut: $\Delta\sigma = \frac{Gb}{D}$ où D: interdistance entre précipités intermétalliques

Répartition des intermétalliques



- Pour calculer D , il faut connaître la répartition des intermétalliques
- Cas le plus simple: répartition homogène
- $f = \frac{\pi d^3}{D^3}$ où
 - f : fraction volumique
 - d : diamètre des précipités

Relation de Hornbogen

- On en tire

$$f = \frac{\pi d^3}{D^3} \quad \longrightarrow \quad \frac{1}{D} = \sqrt[3]{\frac{6}{\pi}} \frac{f^{1/3}}{d}$$

- En substituant, on obtient la relation de Hornbogen

$$\Delta\sigma = \sqrt[3]{\frac{6}{\pi}} \frac{Gb f^{1/3}}{d}$$

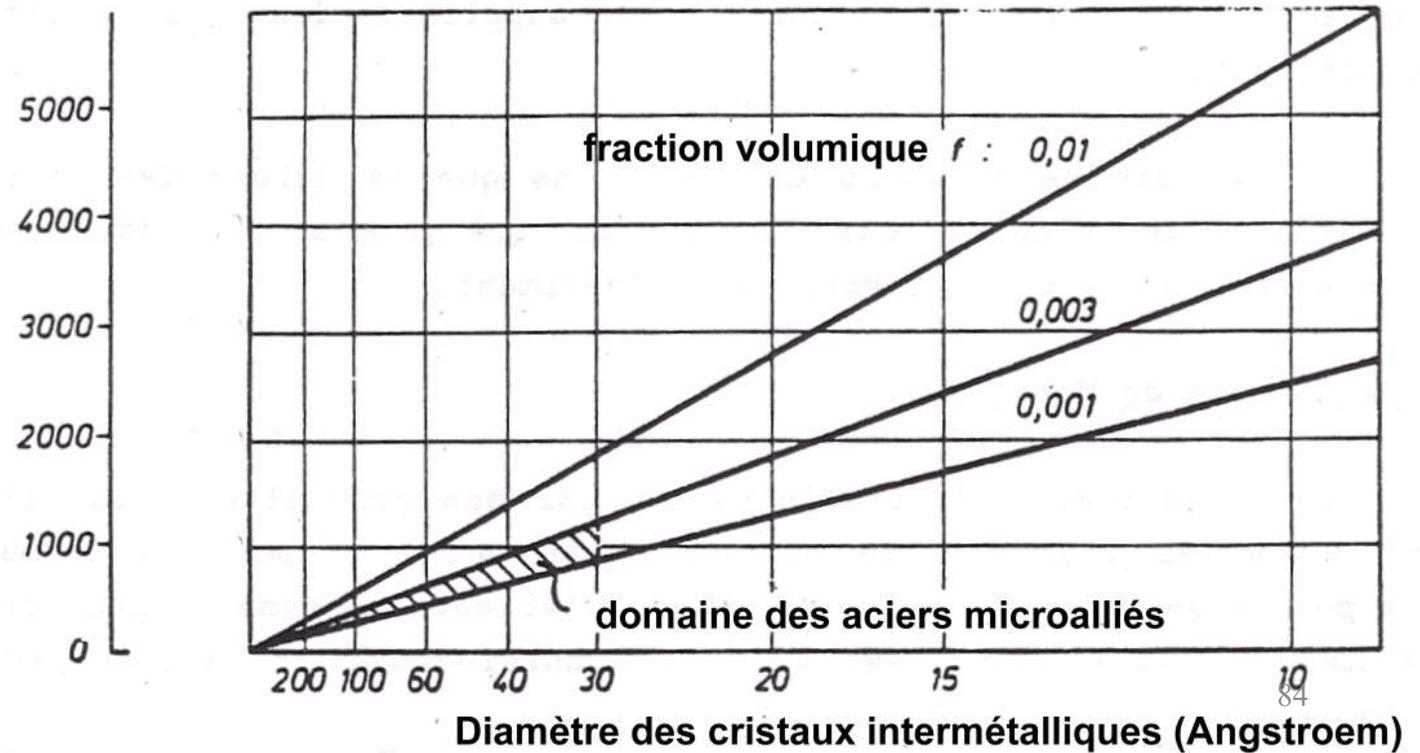
- qui se généralise pour une répartition quelconque

$$\Delta\sigma = c \frac{Gb f^{1/3}}{d}$$

Relation de Hornbogen

$$\Delta\sigma = c \frac{Gb f^{1/3}}{d}$$

Augmentation de limite élastique (Mpa)

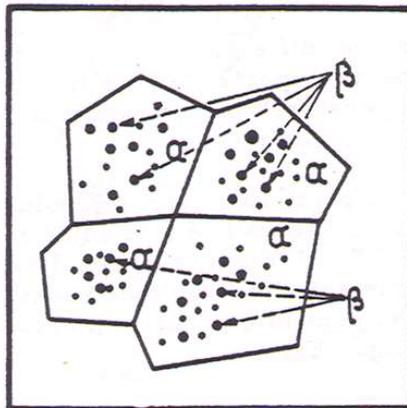


Durcissement de précipitation

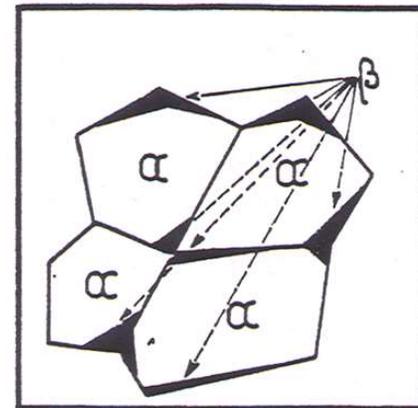
- On obtient un durcissement optimum en refroidissant une solution solide et en franchissant **rapidement** une lacune de solubilité
⇒ Précipitation et durcissement

$$\Delta\sigma = c \frac{Gb f^{1/3}}{d}$$

On veut :



plutôt que :



Durcissement de précipitation

- On obtient un durcissement optimum en refroidissant une solution solide et en franchissant rapidement une lacune de solubilité \Rightarrow Précipitation et durcissement

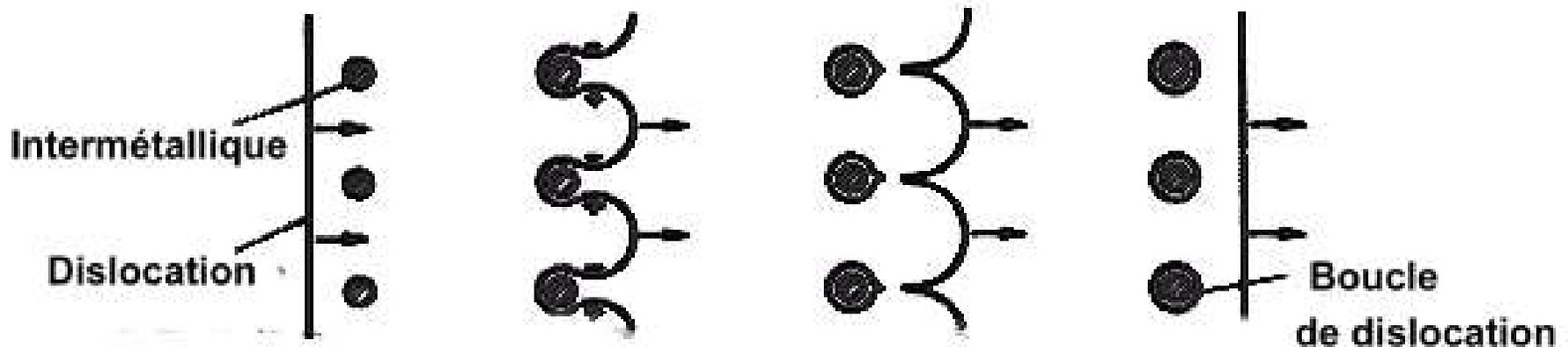
$$\Delta\sigma = c \frac{Gb f^{1/3}}{d}$$

- Pour de multiples précipités (alliages complexes)

$$\Delta\sigma = Gb \sum_1^n \frac{c_j * f_j^{1/3}}{d_j}$$

Durcissement de précipitation

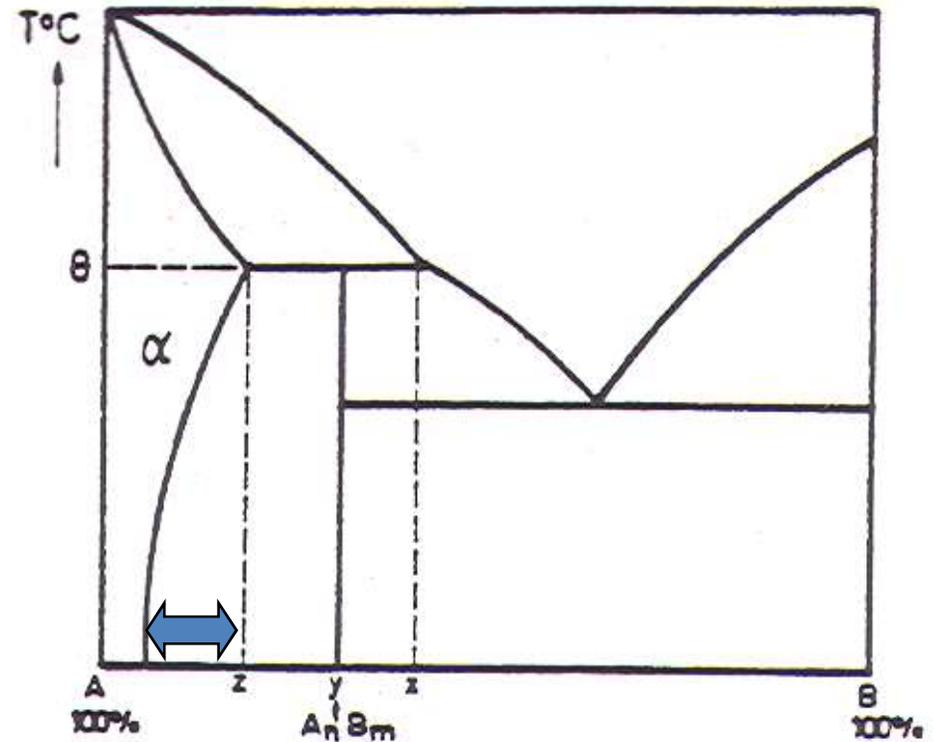
- Méthode de durcissement très efficace, en complément
 - De l'augmentation du nombre de dislocations = écrouissage
 - De l'augmentation du nombre de joints de grains
 - De l'ajout d'éléments en solution
- Le durcissement de précipitation peut aussi fragiliser le métal.
 - Accumulation de boucles de dislocation autour des intermétalliques amenant un endommagement du matériau.



Réalisation de la précipitation

La réalisation de la précipitation des intermétalliques nécessite

- L'existence d'intermétalliques
- L'existence d'une lacune de solubilité qui s'élargit lorsque la température baisse
- De bien ajuster la composition de l'alliage



Résumé

Systeme binaire A+B

- Mélanges : cristaux de A et cristaux de B
- Solutions solides : le B se dissout dans les cristaux de A
→ Possible durcissement par solution solide
- Combinaisons intermétalliques : Cristaux de A_xB_y ayant un réseau différent de A et de B (ionique ou covalent).
→ Possible durcissement par précipitation

Plan

- Les solutions solides
- Les composés intermétalliques

Au prochain cours

- Les alliages Fer-Carbone : aciers et fontes
- Les alliages d'aluminium