

PREMIERE PARTIE

METALLURGIE

1. GÉNÉRALITÉS	1
2. STRUCTURE CRISTALLINE DES MÉTAUX ET ALLIAGES.....	1
2.1 Métaux purs.....	1
2.1.1 Structure cubique centrée.....	1
2.1.2 Structure cubique faces centrées	2
2.1.3 Structure hexagonale compacte	2
2.2 Alliages métalliques.....	3
2.2.1 Solutions solides de substitution primaire	3
2.2.2 Solutions solides de substitution secondaire ou intermédiaires.....	3
2.2.3 Solutions solides d'insertion.....	3
2.2.4 Composés définis	4
3. DÉFAUTS DES RÉSEAUX CRISTALLINS	5
3.1 Défauts ponctuels.....	5
3.2 Défauts linéaires ou dislocations	6
3.2.1 Dislocation coin.....	6
3.2.2 Dislocation vis.....	7
4. DIAGRAMMES D'ÉQUILIBRE	8
4.1 Diagramme binaire à solubilité mutuelle complète.....	8
4.2 Diagramme binaire à solubilité limitée avec transformation eutectique	8
4.3 Diagramme binaire avec solution solide secondaire.....	10
4.4 Diagramme binaire à composé défini	10
4.5 Diagramme binaire à transformation péritectique	10
5. ACIERS ET FONTES NON ALLIÉS	10
5.1 Aciers industriels non alliés.....	11
5.2 Fontes industrielles non alliées.....	13
6. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS	14
6.1 Les traitements de recuit	14
6.2 Le traitement de trempé.....	14
6.3 Les traitements d'amélioration	14

1. GENERALITES

Parmi l'ensemble des substances solides que l'on rencontre dans la vie quotidienne, il en est certaines dont chacun reconnaît le caractère métallique, et que l'on appelle d'ailleurs **métaux** bien que la plupart du temps il s'agisse en fait d'alliages.

La notion de caractère métallique est liée à un certain nombre de propriétés facilement perceptibles comme l'éclat métallique, l'opacité, la bonne conductibilité thermique et électrique, l'élasticité, ou la plasticité. On pourrait, à partir de ces propriétés, élaborer une définition de l'état métallique. Toutefois, cette définition ne serait pas très scientifique et surtout non discriminante, car il est difficile de trouver une propriété qui soit commune à tous les métaux sans être partagée par aucun autre corps non métallique. Il est probable que la basicité de leurs oxydes et l'augmentation de leur résistivité électrique avec la température soient les caractéristiques les plus spécifiques aux éléments métalliques.

L'étude des matériaux métalliques passe par l'étude de leurs propriétés intrinsèques qui sont bien souvent aussi des propriétés d'utilisation. En particulier, la compréhension du comportement des métaux et de leurs alliages vis à vis des différentes formes de corrosion, et en particulier de la corrosion sous contrainte, suppose la connaissance de quelques bases fondamentales sur la structure cristalline des métaux, les diagrammes d'équilibre des alliages et les traitements thermiques qui en découlent, ainsi que sur les mécanismes divers de déformation plastique en fonction de la structure cristalline et de la température.

2. STRUCTURE CRISTALLINE DES METAUX ET ALLIAGES

2.1 Métaux purs

Le caractère essentiel de la structure cristalline des métaux est le mode d'empilement des atomes qui offre une compacité optimale. Cette dernière est définie par la coordinence N_c du réseau cristallin qui s'exprime par le nombre d'atomes tangents à un atome donné. Parmi l'ensemble des structures cristallines, seuls trois types de réseaux répondent à ce critère de compacité. Ce sont les réseaux **cubique centré (cc)**, **cubique à faces centrées (cfc)**, et **hexagonal compact (hc)**.

2.1.1 Structure cubique centrée

Les atomes sont situés aux 8 sommets d'un cube d'arête "a" (appelée paramètre du réseau), ainsi qu'au centre du cube, le diamètre des atomes étant tel que l'atome central soit tangent aux 8 atomes des sommets (Figure I - 1), ce qui donne $N_c = 8$

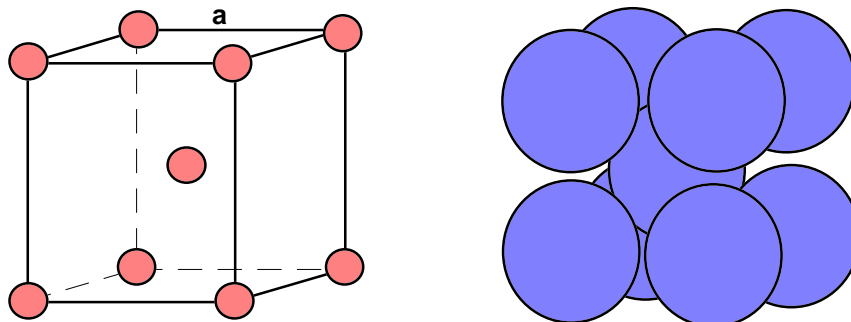


Figure I - 1 : Représentations schématiques du réseau cubique centré

Si l'on admet comme à la Figure I - 1 de représenter les atomes par des sphères de rayon r (rayon atomique), on en déduit que le paramètre de maille "a" d'un métal cubique centré est donné par $a = 4r / \sqrt{3}$. Le nombre n d'atomes par maille élémentaire de la structure cubique centrée est égal à $2 (8 / 8 + 1)$ car chaque atome occupant un des sommets du cube est commun à 8 cubes voisins.

On peut donc, à partir d'une seule maille, calculer la masse volumique ρ d'un métal cubique centré au moyen de la relation $\rho = 2 A / (N a^3)$, où A est la masse atomique de l'élément métallique et N le nombre d'Avogadro ($6,02 \cdot 10^{23}$)

2.1.2 Structure cubique faces centrées

Les atomes sont situés aux 8 sommets d'un cube d'arête "a" ainsi qu'au centre des 6 faces du cube. Chaque atome situé à un sommet est tangent aux atomes occupant le centre des faces passant par ce sommet. Ces faces se répartissent en 4 faces verticales au dessus et 4 faces verticales au dessous appartenant aux 4 cubes supérieurs et aux 4 cubes inférieurs dont il constitue le sommet commun, et 4 faces horizontales dans le plan séparant ces deux séries de 4 cubes. On obtient donc pour le réseau cubique faces centrées une valeur de N_c égale à 12. Le réseau cubique faces centrées a donc un arrangement d'atomes plus dense que le réseau cubique centré, ce que confirme le nombre d'atomes par maille égal à $8 / 8 + 6 / 2 = 4$, ce qui donne pour la masse volumique $\rho = 4 A / (N a^3)$. La diagonale d'une face du cube correspond à 4 rayons atomiques soit pour le paramètre de maille : $a = 4r / \sqrt{2}$.

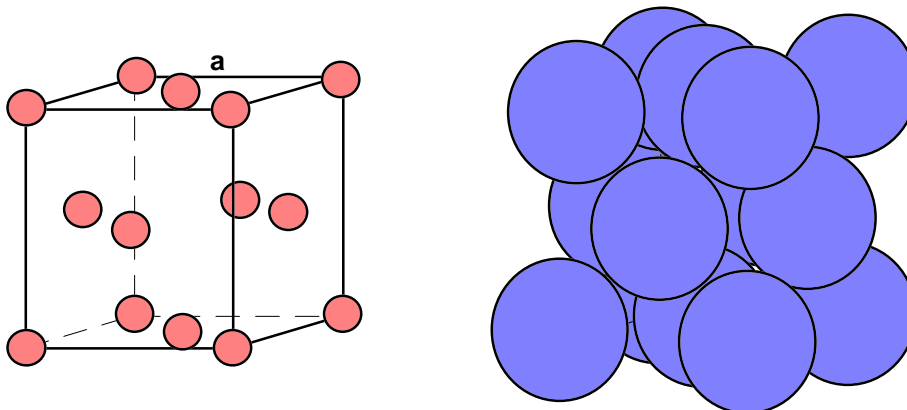


Figure I - 2 : Représentations schématiques du réseau cubique faces centrées

2.1.3 Structure hexagonale compacte

Les atomes sont situés aux 12 sommets d'un prisme droit à base hexagonale, aux centres des deux plans de base, et sur un plan intermédiaire entre les deux plans de base sur lequel se trouvent trois atomes décalés de telle sorte qu'ils soient au contact des atomes des plans de base (Figure I - 3).

Chaque atome situé sur un plan de base a pour voisins immédiats les 6 atomes situés aux sommets de l'hexagone formant ce plan, et les 2 fois 3 atomes des 2 plans intermédiaires situés au dessus et au dessous du plan de base considéré. Ces derniers contacts avec les atomes des plans intermédiaires ne sont possibles que si le rapport c/a de la hauteur "c" du prisme au paramètre de maille "a" (coté de l'hexagone) est égal à $1,633 (\sqrt{8 / 3})$.

Il existe en fait deux types de métaux à structure hexagonale compacte, ceux pour lesquels $c/a = 1,633$ et donc $N_c = 12$, et ceux pour lesquels $c/a > 1,633$ et donc $N_c = 6$.

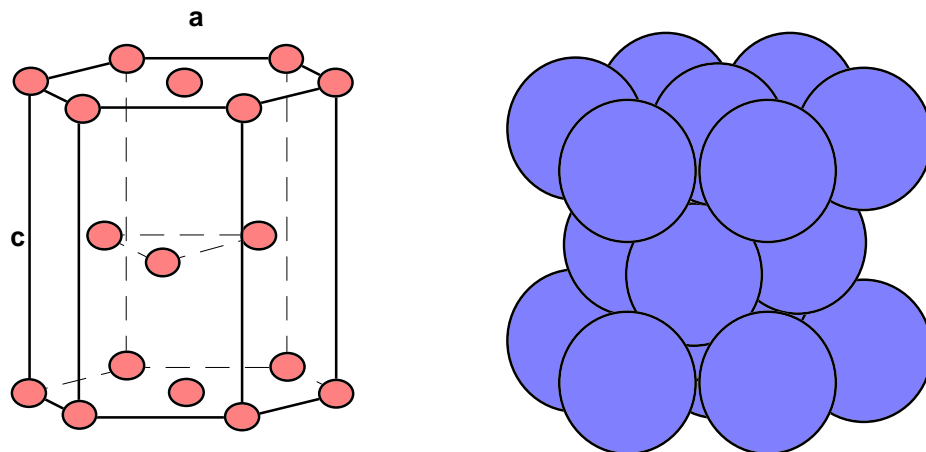


Figure 1 - 3 : Représentations schématiques du réseau hexagonal compact

2.2 Alliages métalliques

Du point de vue de leur structure cristalline, on peut répartir les alliages métalliques selon quatre types :

2.2.1 Solutions solides de substitution primaire

Lorsque les rayons atomiques du "solvant" et du "soluté" sont peu différents l'un de l'autre, en pratique $\Delta r/r_{\text{solvant}} < 15\%$ (1ère règle de Hume-Rotery), les atomes du soluté "B" remplacent un par un les atomes du solvant "A" sur son réseau propre. Si de plus les deux réseaux cristallins sont les mêmes, la substitution peut être totale. Il y a alors solubilité mutuelle complète avec variation continue du paramètre de maille en fonction de la teneur croissante en "B". Cette variation est souvent quasiment linéaire (loi de Vegard).

2.2.2 Solutions solides de substitution secondaire ou intermédiaires

le réseau cristallin de ces alliages est en général différent de celui des éléments purs "A" et "B", et leur domaine d'existence en composition se situe autour d'une valeur correspondant à un alliage de composition stoechiométrique tel que AB , AB_2 , A_2B , A_2B_3 , ou A_3B_2 .

Par exemple, dans le cas des alliages légers tels Al-Cu ou Al-Mg, les phases responsables du "durcissement structural" sont respectivement Al_2Cu et Al_3Mg_2 . Contrairement aux composés définis, ces alliages peuvent présenter des écarts à la stoechiométrie relativement importants.

2.2.3 Solutions solides d'insertion

Malgré la grande compacité des réseaux cristallins que nous venons de décrire, il existe des vides entre les sphères représentant les atomes. A condition que leur rayon atomique soit plus faible que celui des atomes constituant le réseau initial, des atomes supplémentaires peuvent venir occuper ces vides.

Il existe deux types d'insertion possibles (Figure I - 4 et Figure I - 5), l'insertion en **site tétraédrique** où l'atome inséré occupe le centre d'un tétraèdre dont les sommets sont formés par des atomes du solvant métallique, et l'insertion en **site octaédrique** où les atomes insérés occupent le centre d'un octaèdre.

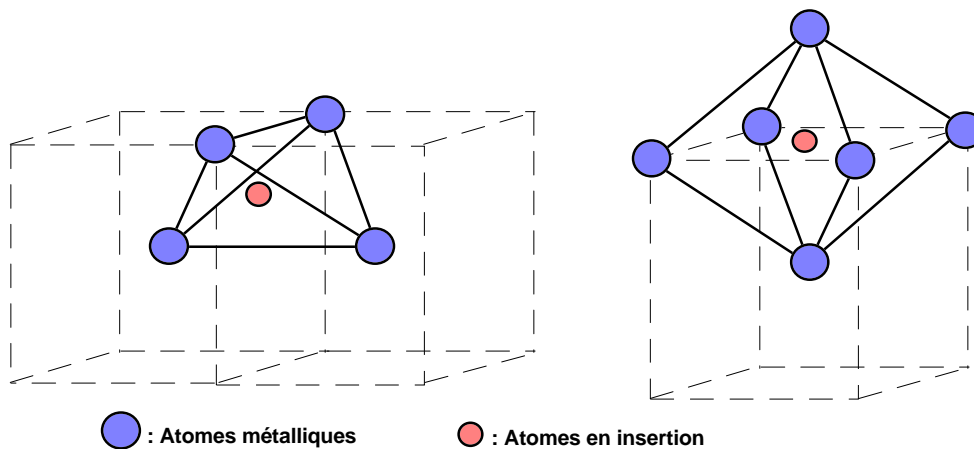


Figure I - 4 : Insertions tétraédrique et octaédrique dans le réseau cubique centré

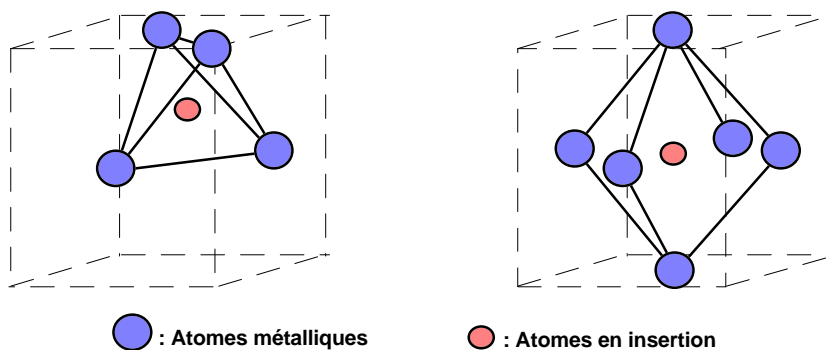


Figure I - 5 : Insertions tétraédrique et octaédrique dans le réseau cubique faces centrées

Seuls 4 éléments ont des rayons atomiques inférieurs à celui des atomes métalliques et sont donc susceptibles de s'insérer dans ces sites. Ce sont respectivement l'hydrogène, l'oxygène, le carbone et l'azote. Ces quatre éléments jouent en particulier un rôle prépondérant, même à des teneurs très faibles, dans les aciers inoxydables comme dans les aciers ordinaires.

2.2.4 Composés définis

De structure cristalline très différente de celle des métaux purs, ils se distinguent des autres types d'alliages par des liaisons interatomiques soit ioniques soit covalentes qui rappellent celles des composés définis de la chimie.

C'est le cas par exemple des carbures, des oxydes, ou des nitrures. Ainsi pour les aciers on trouvera la cémentite Fe_3C , les nitrures Fe_4N , et pour les aciers inoxydables les carbures $Cr_{23}C_6$. Ces composés peuvent en outre présenter de très faibles écarts à la stoechiométrie.

3. DEFAUTS DES RESEAUX CRISTALLINS

L'état cristallin a jusqu'ici été considéré comme un empilement parfait d'atomes régulièrement répartis selon un système propre au matériau considéré. Les cristaux métalliques sont en réalité imparfaits et présentent des défauts locaux.

Ces défauts peuvent être classés d'un point de vue géométrique en défauts ponctuels, défauts linéaires et défauts répartis sur une surface interne. Ils se séparent de plus en défauts thermodynamiquement stables et défauts thermodynamiquement instables.

Ces derniers ne peuvent par définition exister dans des conditions d'équilibre et leur présence augmente l'énergie libre du système. Au contraire, les défauts stables augmentent l'entropie (dont l'influence s'oppose à l'augmentation de l'énergie). Leur nombre est déterminé par une concentration à l'équilibre qui dépend de la température.

3.1 Défauts ponctuels

Ils peuvent se répartir en quatre catégories selon leur géométrie :

- 1) Les lacunes ponctuelles (anglais : *vacancies*)
- 2) Les atomes interstitiels
- 3) Les atomes de substitution
- 4) Les défauts ponctuels complexes

Dans un cristal à l'équilibre thermodynamique il y a toujours des noeuds du réseau inoccupés qui constituent des lacunes.

Leur nombre dépend de la température mais, lorsque l'on fait varier cette dernière, il peut s'écouler un certain temps avant que le nombre de lacunes atteigne son nouvel état d'équilibre.

Toutefois, si le nombre de lacunes est susceptible de varier, il faut en conclure que ces "vides atomiques" sont capables de migrer à l'intérieur du réseau et d'en franchir les limites.

Ce mécanisme résulte de permutations successives entre une lacune et un atome voisin qui se déplace pour la combler, comme illustré à la figure ci dessous.

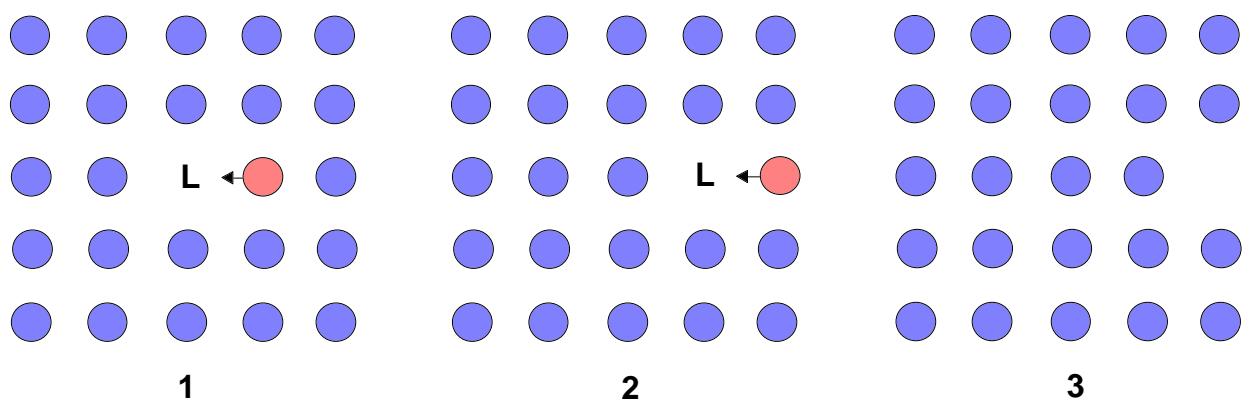


Figure I - 6 : Migration d'une lacune vers la surface par déplacements successifs d'atomes

Le second type de défaut ponctuel (atomes interstitiels) peut être représenté par le schéma de la Figure I - 7 ou l'on constate la présence d'un atome interstitiel dans la rangée L_1 qui comporte un atome de plus que la rangée L_2 .

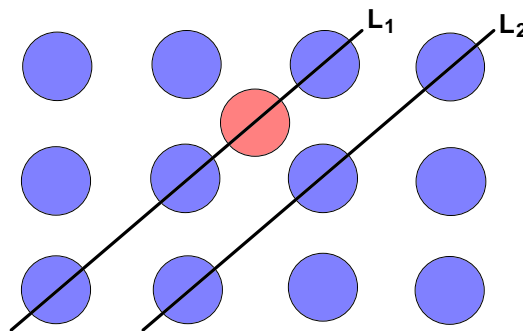


Figure I - 7 : Atome interstitiel dans un réseau

Les schémas de la Figure I - 6 et de la Figure I - 7 ne donnent en fait qu'une représentation incomplète des défauts ponctuels considérés car les imperfections correspondantes ne se limitent pas à une rangée atomique ou à un plan mais se font ressentir dans les plans voisins et affectent ainsi un certain volume. Chaque atome interstitiel en particulier provoque une déformation du réseau dans son voisinage. Une déformation analogue, mais de moindre importance, est causée par le troisième type de défaut ponctuel, à savoir la présence d'un atome étranger substitué à un atome du métal considéré (atome de substitution). Le quatrième type de défaut évoqué (défaut ponctuel complexe) est constitué par l'accumulation de deux défauts, par exemple lacune + atome interstitiel.

3.2 Défauts linéaires ou dislocations

3.2.1 Dislocation coin

La Figure I - 8.a représente un empilement atomique dans lequel on observe distinctement une imperfection. On remarque que cet empilement défectueux peut être déformé jusqu'à former un empilement correct (Figure I - 8.b) par un glissement représenté par le vecteur \vec{b} des rangées d'atomes situées à droite de A. Cette imperfection linéaire est appelée **dislocation coin** et représente la frontière séparant la zone ayant glissé de celle n'ayant pas encore glissé. La ligne passant par A et perpendiculaire au plan de la figure est appelée **ligne** ou **axe de dislocation**. Le vecteur \vec{b} représentant la grandeur et la direction du glissement (perpendiculaire à la ligne de dislocation dans le cas d'une dislocation coin) est le **vecteur de Burgers** de la dislocation.

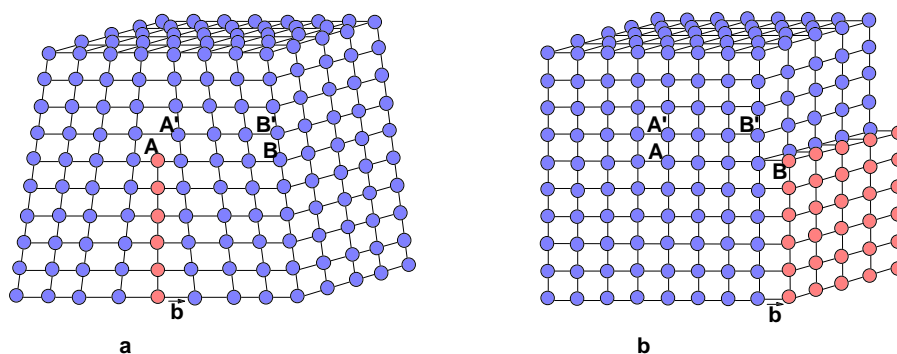


Figure I - 8 : Dislocation coin

3.2.2 Dislocation vis

Il existe une deuxième espèce de dislocation appelée **dislocation vis** et caractérisée par un vecteur de Burgers parallèle à la ligne de dislocation AD (Figure I - 9.b).

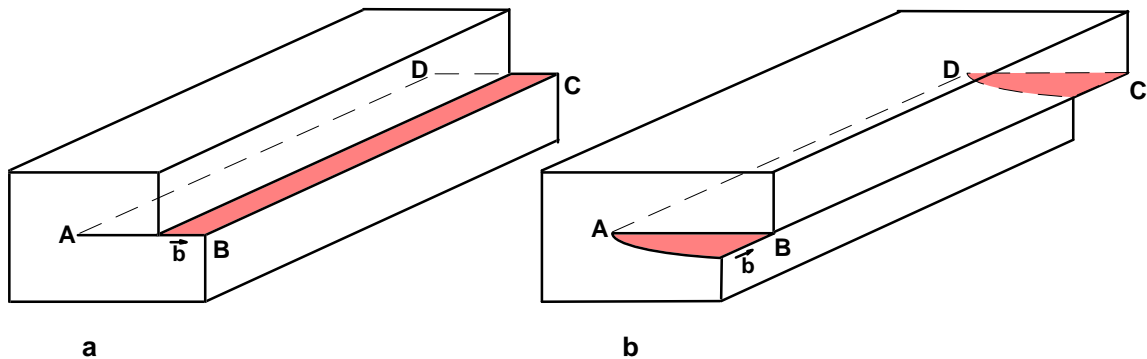


Figure I - 9 : Dislocation coin (a) et dislocation vis (b)

Dans ce cas, le glissement se produit perpendiculairement au plan de la figure de telle sorte qu'entre les droites AD et BC les plans réticulaires sont décalés d'une distance égale au paramètre de maille.

Une dislocation simple, soit en coin soit en vis, ne peut finir seule à l'intérieur du cristal. Soit elle en atteint la surface, soit elle s'enchaîne à une autre dislocation. On peut alors, par enchaînement de plusieurs dislocations, aboutir à l'intérieur du cristal à la formation d'une **boucle de dislocation** comme représenté à la Figure I - 10.

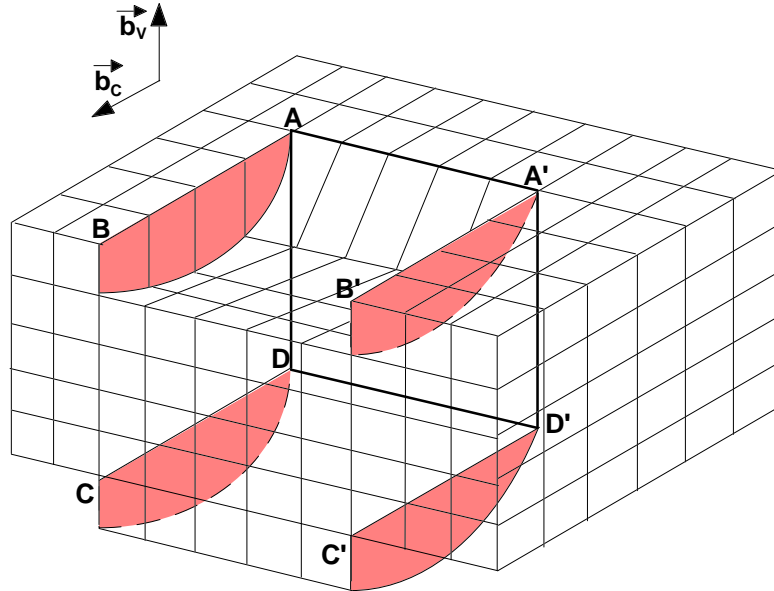


Figure I - 10 : Représentation schématique d'une boucle de dislocation

Sur ce schéma on a successivement une dislocation vis de ligne DA et de vecteur $-\vec{b}_v$, une dislocation coin de ligne AA' et de vecteur \vec{b}_c , une dislocation vis de ligne A'D' et de vecteur \vec{b}_v , et une dislocation coin de ligne DD' et de vecteur $-\vec{b}_c$.

Les dislocations vis et coin ne sont que les cas extrêmes d'une dislocation plus générale dont la ligne et le vecteur forment un angle quelconque.

4. DIAGRAMMES D'EQUILIBRE

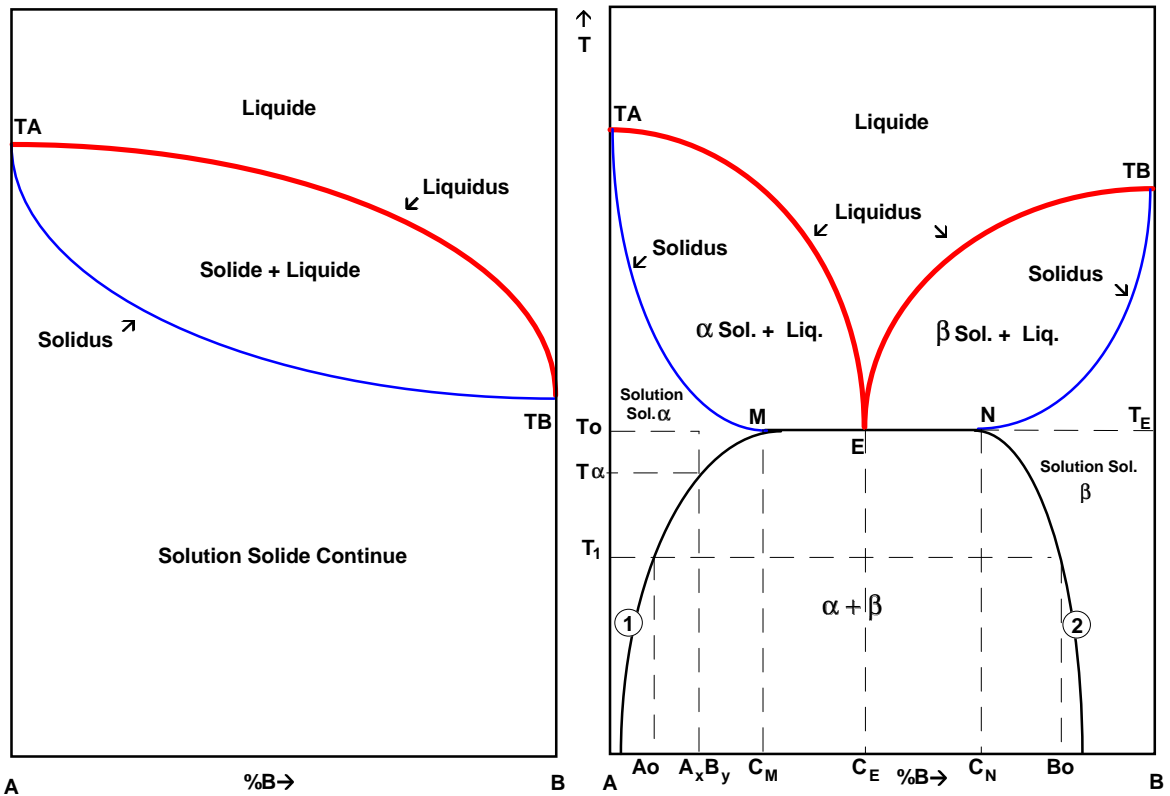
Quel que soit le type d'alliage, la solubilité de l'élément "B" dans le métal "A" va dépendre de la température. Les diagrammes d'équilibre ont pour objet de définir, en fonction de cette dernière, l'état physique liquide, solide, ou solide + liquide de l'alliage dans des conditions où la cinétique de transformation est suffisamment lente pour qu'à chaque instant soit réalisé l'équilibre thermodynamique. Ces diagrammes ne donnent donc pas d'information directe sur les transformations de phase susceptibles d'intervenir lors d'une variation rapide de la température. C'est le cas de la trempe des alliages Al-Cu qui donne naissance à des solutions solides de substitution métastables sursaturées en cuivre dont l'évolution par formation d'amas riches en cuivre (zones de Guinier-Preston) provoque le durcissement structural. 5 types de diagrammes "binaires" (à deux composants) peuvent être associés aux 4 types d'alliages décrits au § 2.2, deux diagrammes correspondant aux solutions solides de substitution primaire selon que la solubilité est ou n'est pas complète.

4.1 Diagramme binaire à solubilité mutuelle complète (Figure I - 11.a)

Ce diagramme est caractérisé par un "fuseau de solidification" délimité par deux courbes correspondant l'une au début de solidification (liquidus) et l'autre à la fin de solidification (solidus). Ces deux courbes aboutissent aux températures T_A et T_B qui correspondent aux températures de solidification (ou de fusion) des deux métaux purs. Le fuseau compris entre le liquidus et le solidus correspond à la coexistence de deux phases constituées l'une par un liquide et l'autre par des cristaux formés par une solution solide de substitution de structure cristalline identique à celle des métaux A et B.

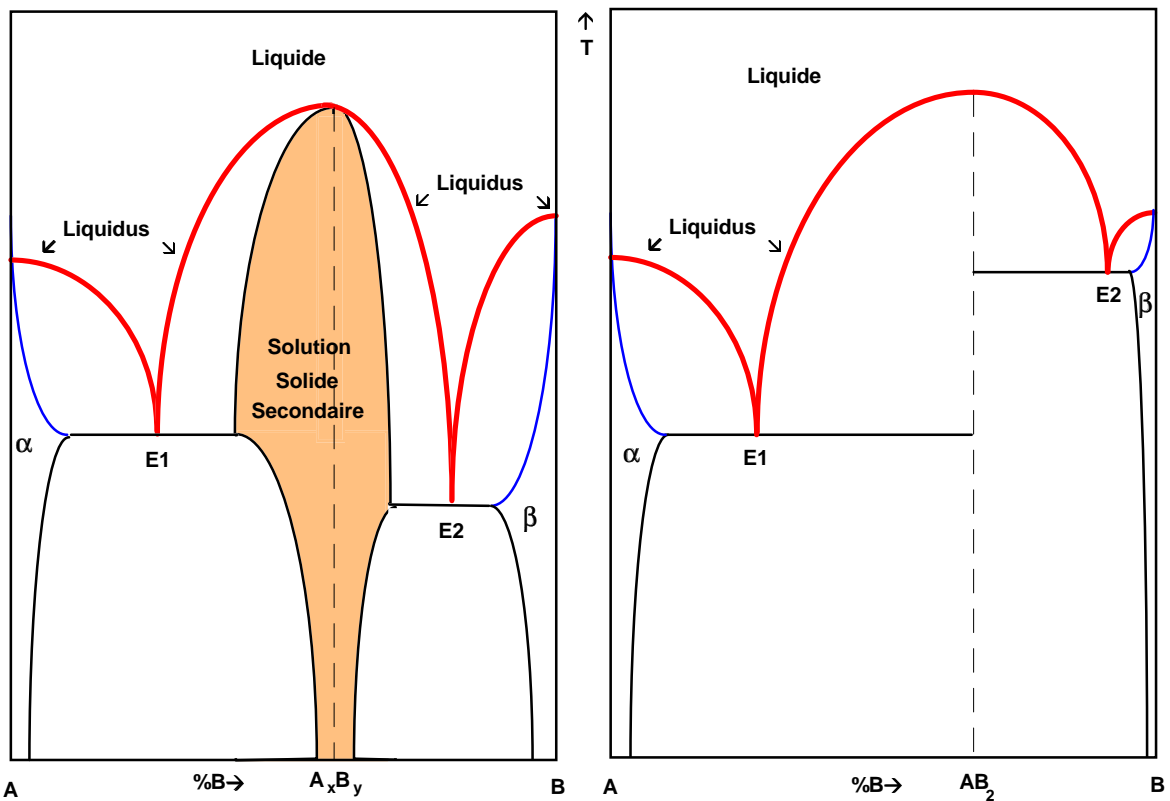
4.2 Diagramme binaire à solubilité limitée avec transformation eutectique (Figure I - 11.b)

Aux extrémités de ce diagramme existent deux domaines limités en composition et en température par les courbes ① et ② correspondant à des solutions solides de substitution primaires, l'une de B dans A (solution solide α) ayant la structure de A, et l'autre de A dans B (solution solide β) ayant la structure de B. Si l'on s'intéresse par exemple à un alliage de composition A_xB_y à l'état solide, à la température T_0 il se présente sous la forme d'une seule phase formée par la solution solide α . Lorsque la température diminue pour atteindre la valeur T_1 , le maximum de solubilité du métal B dans A est franchi lors du passage par la température T_α et l'alliage présente alors deux phases. L'une, majoritaire, est formée par la solution solide α de composition définie par le point A_0 et l'autre, riche en B, est formée par la solution solide β et de composition définie par le point B_0 . Cette seconde phase précipite en général aux joints de grains de la solution solide α . Les points M et N correspondent aux extrémités d'un palier horizontal dit de transformation eutectique passant par le point d'eutexie E où se rejoignent les deux liquidus partant des points de fusion des métaux purs A et B. L'alliage de composition C_E dénommé "eutectique" est caractérisé par une température de solidification constante comme les métaux purs, et présente une microstructure caractéristique constitué par des lamelles alternées des phases α et β de compositions respectives correspondant aux points M et N du palier eutectique. Cette constance du point de solidification est explicable par la **règle des phases** ou **règle de la variance V** qui, à pression atmosphérique constante, s'exprime par $V = C + 1 - \Phi$, ou C est le nombre de constituants de l'alliage (2) et Φ le nombre de phases distinctes par leur état physique ou leur composition. Pour l'alliage C_E à T_E trois phases de compositions C_E (liquide), C_M et C_N (solides) coexistent, la variance est donc nulle et le système n'ayant plus de degré de liberté la température est parfaitement déterminée.



a) : Solubilité mutuelle complète

b) : Solubilité partielle



c) : Solution Solide Secondaire

d) : Composé Défini AB_2

Figure I - 11 : Diagrammes d'alliages binaires A B

4.3 Diagramme binaire avec solution solide secondaire (Figure I - 11.c)

La courbe du liquidus présente un ou plusieurs maxima correspondant en général à des compositions définies telles que AB, A₂B, AB₂, etc. Autour de ces compositions existent des intervalles correspondant à des alliages monophasés de structure cristalline en général différente de celle de A et B, d'où le nom de solutions solides secondaires ou intermédiaires.

Si par exemple le maximum correspond à la composition A₂B, Les solutions solides secondaires situées autour de ce maximum (zone grisée) auront des compositions correspondant à gauche à A₂B_{1-x} et à droite à A_{2-x}B, notées A_xB_y sur le diagramme, et présentant donc des écarts à la stoechiométrie.

Suivant les alliages, le domaine d'existence de la solution secondaire peut atteindre de un à plusieurs %. De part et d'autre d'un maximum se trouvent de plus deux domaines de transformation eutectique E₁ et E₂.

4.4 Diagramme binaire à composé défini (Figure I - 11.d)

La courbe de liquidus présente aussi un ou plusieurs maxima correspondant à des compositions définies, mais contrairement au cas précédent l'écart à la composition stoechiométrique est très réduit. Ces composés sont appelés **intermétalliques** si A et B sont des métaux et ont une liaison de type ionique ou covalente qui définit leur structure cristalline.

Par exemple, beaucoup de composés répondant à la formule AB ont une structure de type NaCl avec alternance des atomes A et B sur un réseau cubique à faces centrées. C'est le cas des carbures TiC et NbC qui jouent un rôle important dans les aciers inoxydables.

4.5 Diagramme binaire à transformation péritectique

Dans certains alliages la solidification s'effectuant par une transformation invariante entre trois phases comme dans le cas de la transformation eutectique peut conduire à une microstructure de l'alliage solidifié complètement différente. Cette transformation, dite **péritectique**, peut se définir par :



La solidification débute par la formation des cristaux α . Lorsque la température décroît, le nombre de ces cristaux augmente et le liquide résiduel s'enrichit en composé B. Lorsqu'une teneur critique est atteinte, le liquide transforme les cristaux α en cristaux β .

C'est le cas par exemple des aciers dont la teneur en carbone est inférieure à 0,5% pour lesquels la solidification se termine par une réaction péritectique à 1495°C conduisant à la formation de ferrite δ (Figure I - 12).

5. ACIERS ET FONTES NON ALLIÉS

Les aciers et les fontes non alliés industriels contiennent, du fait de leur mode d'élaboration, d'autres éléments que le fer et le carbone. Ces éléments sont principalement Mn, Si, P, S, Cu, N, O...qui peuvent influencer parfois de manière prépondérante sur les propriétés mécaniques de ces alliages. Cependant, il est commode d'utiliser, pour décrire qualitativement la constitution de ces alliages, les diagrammes d'équilibre Fe-C. Ceci est valable lorsque les vitesses de refroidissement sont suffisamment faibles pour que la nature des constituants ne soit pas

différentes de celle de l'équilibre. A partir de ces diagrammes, des distinctions peuvent être faites permettant de séparer les alliages Fe – C en différentes familles.

Une première distinction concerne les **aciers et fontes à cémentite** (ou blanches) d'une part , et les **fontes à graphite** (ou grises) d'autre part. Pour les aciers et les fontes blanches, les conditions sont telles que les transformations à partir de l'état liquide sont décrites uniquement par le diagramme métastable de la Figure I - 12. Dans ces alliages, la phase riche en carbone est uniquement la **cémentite Fe₃C**. Pour les fontes à graphite, les conditions sont telles que la solidification à lieu selon un diagramme légèrement différent de celui de la Figure I - 12, appelé diagramme stable, et conduisant à la précipitation du carbone sous forme de **graphite C_{gr}** au lieu de cémentite à partir de 1150 °C. Lorsque le refroidissement se poursuit, une transition vers le diagramme métastable de la Figure I - 12 se produit et l'on assiste à la précipitation de la cémentite. Dans les fontes grises, les phases riches en carbone sont donc Fe₃C et C_{gr} présentes simultanément et en proportions variables selon les cas.

Une deuxième distinction peut être faite entre les aciers et les fontes à cémentite : du point de vue métallurgique, les aciers sont caractérisés par la non intervention de la transformation eutectique. Leur teneur en carbone est donc limitée par celle du point B de la Figure I - 12., soit un maximum de 2%, tel que défini par la norme NF A 02-025.

Tous les aciers (alliages Fe - C de teneur en carbone inférieure à 2%) parcourent lors de leur refroidissement le domaine de la phase γ et se composent alors d' un seul constituant, **austénite** (du nom de Sir Roberts Austin). Tous les constituants observables à température ambiante résultent donc de la transformation de cette austénite. Le diagramme de la Figure I - 12 montre que l' on peut considérer deux phénomènes, la diminution de la solubilité du carbone dans l' austénite lorsque la température décroît (courbe AE₂), et la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (courbe BE₂).

Ces transformations se produisant à l' état solide, le système met beaucoup de temps à atteindre l' équilibre et la diffusion y joue un rôle primordial. Lorsque l' austénite a une teneur en carbone supérieure à 0,85%, la **cémentite** Fe₃C précipite aux joints de grains de l' austénite selon la ligne BE₂. L' austénite contenant moins de 0,85% de carbone se transforme selon la réaction $\gamma \rightarrow \alpha$ dès que la ligne AE₂ est atteinte. La phase α obtenue est appelée **ferrite**. Au point E₂, il y a précipitation simultanée de ferrite et de cémentite formant un constituant complexe dénommé **perlite**. Si la vitesse de refroidissement est très élevée, la formation de perlite peut être plus ou moins empêchée et la transformation se produit alors sans diffusion de carbone avec cisaillement du réseau cristallin. Quand la teneur en carbone dépasse une certaine limite, le réseau cubique centré se change en réseau tétragonal et il y a alors formation de **martensite**.

5.1 Aciers industriels non alliés

Comme nous venons de le voir, ce sont des alliages fer – carbone à moins de 2% de carbone (en pratique moins de 1,5 %) dans lesquels les teneurs des autres éléments sont inférieures à des limites fixées par la norme NF A 02-025. Le Tableau I - 1 ci dessous donne la composition typique d'un acier de type XC38 :

Elément	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Fe
% masse	0,36	0,66	0,27	0,02	0,015	0,02	0,21	0,02	0,22	0,06	bal.

Tableau I - 1 : Analyse chimique typique d'un acier XC38

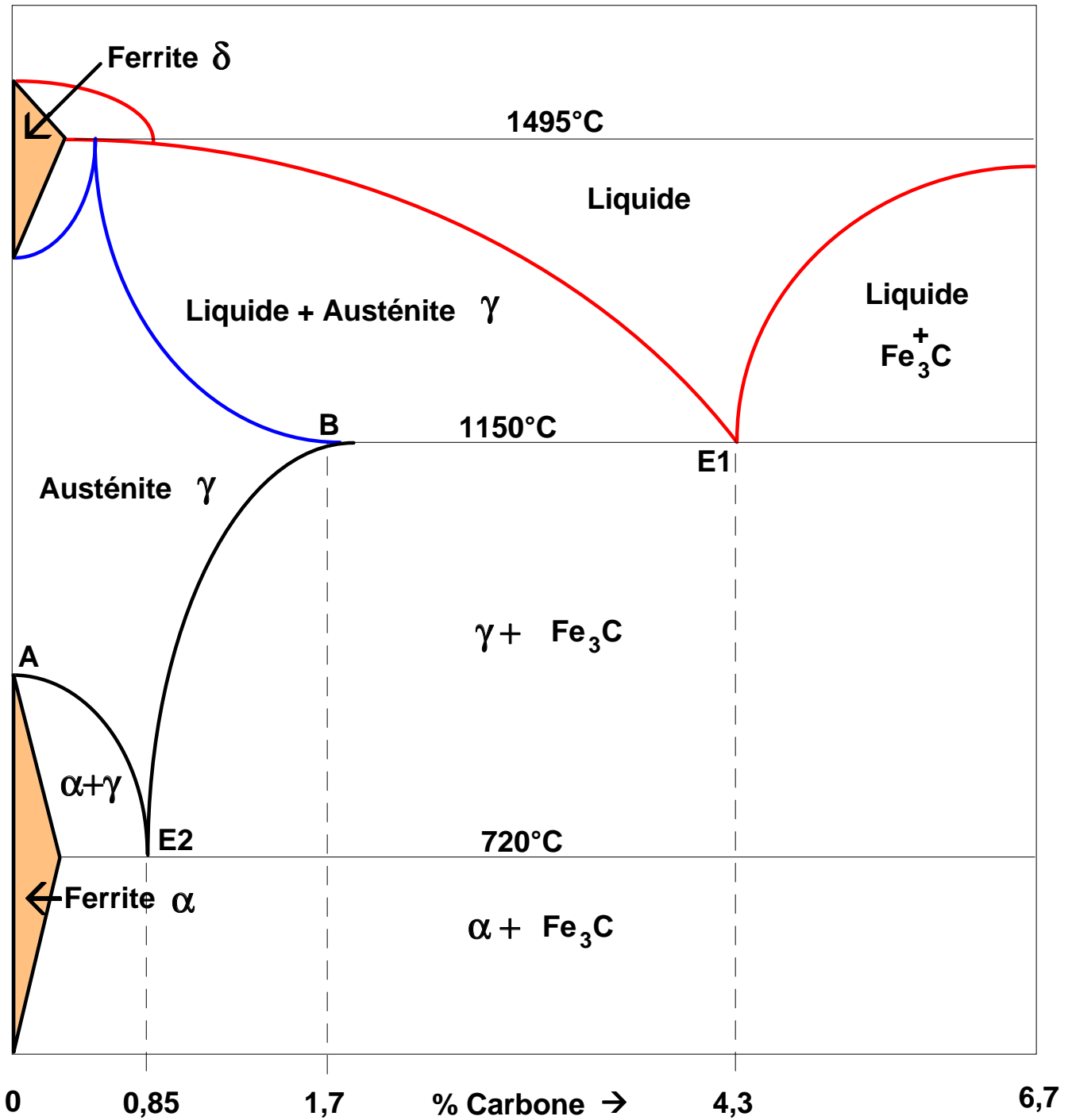


Figure I - 12 : Diagramme d'équilibre Fer – Carbone métastable à cémentite

On constate que les teneurs en éléments normaux d'élaboration (Mn, Si, P, Cu, Al, ainsi que N et O, présents à quelques 10^{-3} %) sont relativement faibles. Ils se trouvent soit sous la forme de solution solides (P, Si, Mn) soit en combinaison dans des inclusions (MnS, FeS, SiO₂, FeO, Al₂O₃...). Comme que nous l'avons déjà signalé, et malgré leur faibles teneurs, ces éléments "résiduels" affectent notablement les propriétés mécaniques de l'alliage. Ainsi :

- Le phosphore diminue la ductilité et la ténacité. Sa ségrégation aux joints de grains, ainsi que celle de Sn, Sb, ou As, est la principale cause de la fragilité de revenu (Cf. § 6.3) de certains aciers ;
- Le soufre, sous la forme d'inclusions allongées de MnS, diminue les propriétés selon le sens travers court de certains produits ;
- L'azote diminue lui aussi la ductilité et la ténacité. Sa migration intersticielle vers le cœur des dislocations peut conduire au vieillissement de certains aciers à température ambiante.

5.2 Fontes industrielles non alliées

Les fontes, dont la teneur en carbone est supérieure à celle du point B de la Figure I - 12, sont caractérisées par une transformation eutectique qui leur confère une aptitude particulière au moulage. Dans les fontes, les teneurs en éléments normaux d'élaboration Mn, Si, P, S, sont en général nettement plus importantes que dans les aciers. De ce fait, la description de leurs transformations à l'aide du diagramme Fe - C est encore plus approximative. Toutefois, ce dernier permet quand même de dégager l'essentiel de leurs propriétés constitutives.

La constitution d'une fonte ne dépend pas uniquement de sa teneur en carbone. Ainsi que nous l'avons vu précédemment, à partir d'une même coulée on pourra obtenir une fonte blanche (fonte à cémentite) ou une fonte grise (cémentite + graphite), en fonction notamment de la vitesse de refroidissement : Plus cette dernière (liée à la nature de la paroi du moule et à la massivité de la pièce) est lente, plus la graphitisation sera aisée.

De plus, les éléments normaux d'élaboration, en teneur non négligeable, vont eux aussi intervenir dans la constitution de la fonte : le manganèse, qui tend à piéger le carbone sous la forme de carbures plus stables que Fe₃C est un élément antigrahitisant, alors que le silicium favorise la graphitisation.

L'examen des diagrammes ternaires Fe - C - Si et Fe - C - P montre de plus que le silicium et le phosphore conduisent à une diminution de la teneur en carbone correspondant à l'eutectique (déplacement vers la gauche du point B de la Figure I - 12). En d'autres termes, ces éléments d'additions permettent d'obtenir la transformation eutectique pour une teneur en carbone inférieure à 2%. Afin de pouvoir tenir compte de l'influence de ces éléments d'addition tout en ne se référant qu'au diagramme binaire Fe - C, on a introduit et normalisé la notion de **carbone équivalent** définie par :

$$\%C_{\text{éq}} = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P)$$

Il convient toutefois de limiter les teneurs en C et Si pour éviter les structures ferritiques à graphite grossier. La teneur en carbone doit cependant être au moins égale à environ 3%, car en dessous de cette valeur l'intervalle de solidification devient trop important et la coulabilité diminue.

6. TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS

Les traitements thermiques des aciers consistent à mettre en application les nombreux changements structuraux qui peuvent découler des transformations de phase ainsi que des phénomènes de recristallisation et de diffusion. On peut les subdiviser en trois groupes :

- 1) Les recuits ;
- 2) Les trempes ;
- 3) Les traitements d'amélioration (revenus).

6.1 Les traitements de recuit

Suivant le but recherché, on distingue le recuit de diffusion, le recuit d'adoucissement, le recuit de normalisation et le recuit de détente.

Le recuit de diffusion a pour but de diminuer l'hétérogénéité chimique résultant de ségrégations produites au cours de la solidification de l'acier. Comme la vitesse de diffusion est une fonction croissante de la température, ce type de recuit se fera à la température la plus élevée possible. Le résultat obtenu dépendra de la vitesse de diffusion des éléments, des différences de concentration et des distances de diffusion. Les hétérogénéités dues à la précipitation au cours du refroidissement de phases solides insolubles ne seront pas éliminées par un tel traitement.

Le recuit d'adoucissement a pour objet de conférer à l'acier la structure correspondant à la dureté minimale, par exemple des carbures globulaires dans une matrice de ferrite. On obtiendra ainsi les meilleures conditions pour le formage par pliage, laminage à froid et, dans le cas des aciers à plus de 0,5% de carbone, la meilleure usinabilité.

Le recuit de normalisation (ou perlisation) a pour but de produire une structure à grains fins régulièrement répartis dans un acier perlitique. On élimine ainsi les hétérogénéités mécaniques et cristallographiques qui proviennent du laminage ou de l'hétérogénéité du grain caractérisant l'état brut de coulée.

Le recuit de détente est destiné à supprimer les contraintes produites par la solidification, le refroidissement, la déformation à froid ou des traitements thermiques spécifiques. Ce traitement s'effectue donc toujours à une température inférieure à 720° C (voir Figure I - 12). Le résultat est fonction de la température choisie qui peut être très variable et de la durée de maintien.

6.2 Le traitement de trempe

La trempe d'un acier consiste en un refroidissement rapide à partir du domaine austénitique afin d'éviter la formation de constituants intermédiaires et de faire apparaître la martensite. On cherche généralement dans ce cas à obtenir la dureté maximale pour la nuance d'acier considérée. Lorsque l'on désire une dureté moindre, il est possible de jouer sur la vitesse de refroidissement en modifiant la nature du bain de trempe (l'huile par exemple a un pouvoir refroidisseur inférieur à celui de l'eau).

6.3 Les traitements d'amélioration

Ce sont des traitements spécifiques visant à conférer à l'acier les meilleures propriétés mécaniques pour une application déterminée. Comme en général la meilleure résistance correspond à la structure la plus fine et la plus homogène, ces traitements auront d'abord pour

but d'affiner la structure de l'acier, c'est à dire non seulement d'affiner le grain mais aussi d'obtenir la plus fine dispersion des carbures dans la ferrite.