
EMP

Cours : Science des Matériaux

MAY Abdelghani

Laboratoire Génie des Matériaux/EMP

Table des matières

CHAPITRE I :	GENERALITES SUR LA SCIENCE DES MATERIAUX	1
I.1.	Introduction et historique	2
I.2.	Science des matériaux	2
I.3.	Notions d'échelles et d'élément de volume représentatif (EVR).....	4
I.4.	Familles de matériaux	5
I.5.	Utilisation des matériaux	6
I.5.1.	L'importance de la microstructure.....	7
I.5.2.	Principales propriétés des matériaux	9
I.5.3.	Connaissance et utilisation des matériaux	9
CHAPITRE II :	ANALYSE DES MICROSTRUCTURES	11
II.1.	Introduction et objectifs	11
II.2.	Observation des microstructures.....	12
II.2.1.	Microscopie optique (lumière visible).....	12
II.2.2.	Microscopie électronique.....	13
II.3.	Analyse de la microstructure par Diffraction des Rayons X (DRX)	17
II.3.1.	Rappel de la loi de Bragg.....	17
II.3.2.	Exemple de montage expérimental pour une analyse DRX	18
II.4.	Analyse des textures cristallographiques l'aide de l'EBSD	19
II.4.1.	Principe de l'EBSD	19
II.4.2.	Détermination de la texture.....	20
II.4.3.	Mesure de la texture.....	21
II.5.	Taille des grains et porosité	22
II.5.1.	La taille des grains	22
II.5.2.	La porosité	23
II.6.	Microstructures et propriétés des matériaux polymères.....	23
II.6.1.	L'échelle macroscopique	23
II.6.2.	L'échelle microscopique.....	24
II.6.3.	L'échelle nanométrique	24
II.6.4.	L'échelle atomique	24
II.7.	La métallurgie numérique microstructurale.....	25
II.8.	Étude de cas d'analyse microstructurale dans l'industrie	28
II.8.1.	Aciers pour l'industrie automobile.....	28
II.8.2.	Superalliages pour aubes de turbines	29
II.8.3.	Vitrocéramiques résistantes au choc thermique.....	30
CHAPITRE III :	FACTEURS INFLUENÇANT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES	32
III.1.	Introduction	32
III.2.	Déformation à haute température	33
III.2.1.	Fluage des alliages métalliques.....	34
III.2.2.	Caractéristiques générales du comportement viscoélastique des thermoplastiques	38
CHAPITRE IV :	PROPRIÉTÉS PHYSIQUES.....	43
IV.1.	Introduction	43
IV.2.	Conductivité électrique	43
IV.2.1.	Conductivité et résistivité électriques	43
IV.2.2.	Conductivité électrique des métaux	47
IV.3.	Conductivité thermique	48
IV.3.1.	Conduction thermique	48
IV.3.2.	Échelle de valeurs	49
IV.3.3.	Aspects macroscopiques de la conduction : lois de Fourier	50
IV.3.4.	Mécanismes de conduction thermique.....	51
IV.4.	Propriétés magnétiques	51
IV.4.1.	Notions de base sur le magnétisme	51
IV.4.2.	Induction magnétique, perméabilité et susceptibilité.....	53
IV.4.3.	Courbe d'aimantation, boucle d'hystérésis	53
IV.5.	Propriétés optiques	55
IV.5.1.	Les interactions des photons et des solides.....	55
IV.5.2.	Lumière, électrons et atomes	56
IV.5.3.	Les propriétés optiques des métaux et alliages	56
IV.5.4.	Les propriétés optiques des non métaux	57
IV.5.5.	Absorption de la lumière et coloration des matériaux	59
IV.5.6.	Effets des ions des métaux de transition sur la coloration des céramiques.....	60
CHAPITRE V :	DURCISSEMENT ET RENFORCEMENT DES MATERIAUX.....	62
V.1.	Introduction	62
V.2.	Durcissement de la solution solide.....	62
V.3.	Effet de taille de grains (loi de Hall et Petch)	63
V.4.	Effet de la densité de dislocations (écrouissage).....	64
V.5.	Durcissement et renforcement par des secondes phases	65
V.6.	Durcissement et microstructure	68

CHAPITRE I : *GENERALITES SUR LA SCIENCE DES MATERIAUX*

I.1. Introduction et historique

Un matériau est la forme marchande d'une matière première choisie en raison de propriétés d'usage spécifiques et mise en œuvre par des techniques appropriées pour l'obtention d'un objet de géométrie donnée à fonction préméditée.

Les objets qui nous entourent, que nous manipulons quotidiennement, sont tous constitués d'une matière choisie pour sa bonne adaptation à la fonction de l'objet en question et au procédé utilisé pour conférer à l'objet la forme souhaitée. La notion de matériau est donc rigoureusement indissociable de l'intérêt que peut présenter la substance en question pour l'obtention d'un objet fini.

La maîtrise de nouveaux matériaux a été à l'origine de plusieurs révolutions dans l'histoire des technologies. Les âges de la préhistoire sont d'ailleurs définis par les matériaux employés : Age de la pierre, Age du bronze où celui du fer. Aujourd'hui, le nombre de matériaux ou en tout cas le nombre de références est considérable et en constante augmentation. En effet, la science des matériaux permet d'étudier les matériaux adaptés à chaque nouvelle application. Selon leurs utilisations, on pourra distinguer deux grandes catégories de matériaux :

(A) Les matériaux de structure, qu'on utilise essentiellement pour leurs capacités à soutenir des sollicitations mécaniques et thermiques.

(B) Les matériaux fonctionnels, qu'on utilise pour leurs propriétés physiques, telles que : conductivité ou semi-conductivité électrique, magnétisme, propriétés optiques.

Certains matériaux se trouvent à la frontière entre les applications mécaniques et physiques, comme par exemple les matériaux piézo-électriques qui délivrent un effort lorsqu'on les soumet à une différence de potentiel électrique. Cependant, même en se restreignant aux matériaux de structure, le nombre de matériaux existant reste considérable. Dans ce cours, nous nous contentons de donner les éléments de compréhension permettant de trouver pour une application particulière la solution matériau la plus adaptée.

Une solution matériau pour une application comprend trois volets, le matériau constituant le composant, le procédé de mise en œuvre du composant, et la tenue en service de ce composant.

I.2. Science des matériaux

Les sollicitations auxquelles sont soumis les matériaux sont complexes et multiples. Leur comportement pour une utilisation déterminée est représenté par un ensemble de propriétés. On parle également du comportement des matériaux pendant leur fabrication ou leur mise en forme (par exemple, la coulabilité, la déformabilité...).

Le concept de la science des matériaux est né de la nécessité d'acquérir la maîtrise du comportement des matériaux par la connaissance des lois fondamentales qui déterminent leurs propriétés. La **science des**

matériaux a pour objectif d'établir les relations existantes entre la composition et l'organisation atomique ou moléculaire, la microstructure et les propriétés macroscopiques des matériaux. Cette science est complétée par le **génie des matériaux** qui s'occupe des procédés de fabrication, de transformation et de mise en forme.

Une connaissance fondamentale des matériaux n'était pas nécessaire lorsque l'homme se contentait de l'argile, du bois et de la laine... pour satisfaire la plupart de ses besoins. L'approche empirique et l'expérience accumulée par les métallurgistes et les céramistes depuis des milliers d'années ne sont plus suffisantes pour satisfaire aux besoins contemporains et s'adapter aux exigences complexes de la technologie moderne. *Une approche unifiée, quantitative et fondamentale de la description du comportement des matériaux de l'ingénieur est devenue indispensable.*

La science des matériaux a un caractère général et une approche multidisciplinaire qui fait appel aux connaissances du chimiste et du physicien du côté des sciences de base, et à celles de l'ingénieur (mécanicien, électricien, du génie civil) du côté des applications et des procédés de fabrication.

La science des matériaux émerge comme un ensemble cohérent. Elle est couplée au génie des matériaux qui a pour objectif la réalisation de matériaux aux propriétés déterminées.

La science des matériaux traite l'ensemble des matériaux, métaux, céramiques, polymères, composites de manière unifiée avec les mêmes concepts théoriques et les mêmes outils expérimentaux.

Comme le schématise la (**Figure 1**) la science et le génie des matériaux comportent quatre pôles principaux : synthèse, fabrication et transformation, composition et structure, propriétés et performances. Les différents comportements (à la fabrication comme à l'utilisation) ainsi que les facteurs économiques qui y sont associés caractérisent la performance d'un matériau.

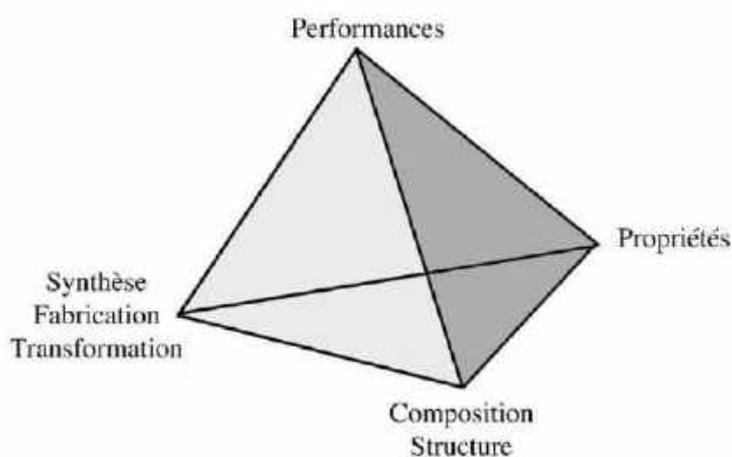


Figure 1: Les quatre pôles de base de la science et du génie des matériaux.

Ces quatre pôles sont étroitement associés. Le matériau est élaboré au cours de sa synthèse (polymère) ou de sa fabrication (métaux, alliages, céramiques, etc.). La transformation a comme objectif de mettre en forme le matériau élaboré et d'en préparer un objet fini caractérisé par son comportement. La transformation se fait, en règle générale, en plusieurs étapes. Par exemple, la préparation d'une pièce de carrosserie fait intervenir successivement le laminage de la tôle à partir du lingot d'acier, l'emboutissage de

la tôle pour former la pièce et une série d'opérations annexes de finissage (peinture, etc.). Pour atteindre des propriétés optimales, il est indispensable de maîtriser la structure et la composition du matériau et il faut par conséquent posséder une série de techniques d'analyse très sophistiquées.

Ce sont les contributions multiples de la science et du génie des matériaux qui ont complètement remodelé le monde qui nous entoure en libérant l'homme d'un grand nombre de contraintes liées à notre environnement. Notre mode de vie s'est radicalement transformé en quelques décennies et en majeure partie grâce à l'apport de la science et du génie des matériaux qui ont permis la création des outils de la vie moderne: voitures, avions, ponts, téléphériques, ordinateurs, équipements de télécommunications, satellites, substituts biomédicales...

I.3. Notions d'échelles et d'élément de volume représentatif (EVR)

En effet, on caractérise les propriétés d'un matériau à une échelle donnée. A cette échelle le matériau est considéré comme homogène et continu. Si l'échelle à laquelle est caractérisée la propriété est comparable à l'échelle de l'hétérogénéité interne du matériau, les résultats seront alors dispersés. Il faudra réaliser de nombreux essais pour déterminer une valeur moyenne et une distribution statistique de la propriété.

Prenons un exemple très simple, la détermination de la masse volumique du béton armé (**Figure 2**). La masse volumique peut-être caractérisée à l'échelle métrique. Elle est fonction de la fraction volumique de béton multipliée par la masse volumique du béton et de la fraction volumique d'acier multipliée par la masse volumique de l'acier. A une échelle inférieure au centimétrique, la masse volumique du béton sera fonction de la fraction volumique de granulats et de pâte cimentaire. Et ainsi de suite pour les échelles inférieures...

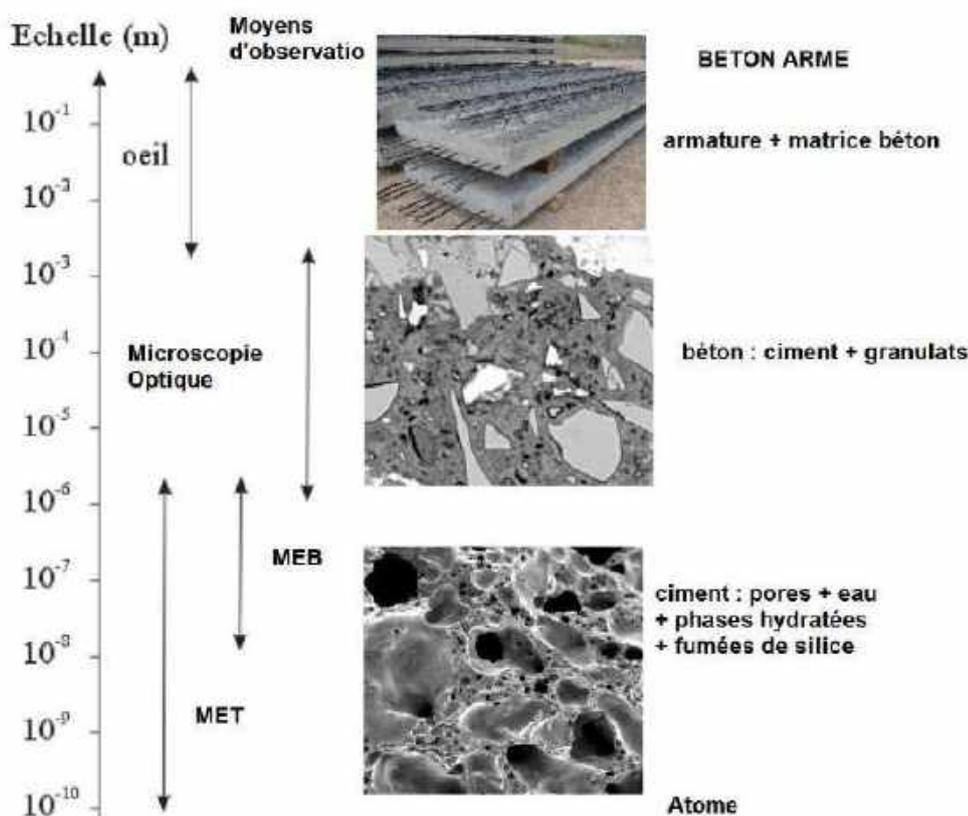


Figure 2: Notions d'échelle et d'élément de volume représentatif.

Ainsi, on peut étudier une propriété du matériau à une échelle donnée en fonction de la connaissance du comportement de ses constituants. Cette démarche de changement d'échelle, tantôt qualitative, tantôt quantitative est couramment employée en science des matériaux.

Chaque propriété est donc associée à une échelle caractéristique (volume ou surface élémentaires représentatifs) au-delà de laquelle elle peut être considérée comme une moyenne représentative du matériau. Il est à rappeler aussi, que chaque échelle est associée à des moyens de mesure et d'observation adaptés.

I.4. Familles de matériaux

L'objectif est donc d'établir les relations entre les propriétés mécaniques à une échelle donnée et la structure du matériau à une échelle inférieure. En effet, les matériaux de structure peuvent être classés en quatre grandes familles, selon la nature des liaisons entre les atomes, dont on peut résumer les propriétés principales comme suit :

(A) Les métaux (liaisons métalliques) : On les obtient soit par réduction à haute température de leurs oxydes en présence de carbone (ex : fer) ou par électrolyse à haute température (ex : aluminium). Ce sont les matériaux les plus employés pour les applications structurales (90% ferreux, les non-ferreux étant des alliages de Al, Cu, Ni et Ti). Ils sont capables de se déformer de manière permanente (ductiles) ce qui permet de réaliser des opérations de mise en forme par déformation plastique (emboutissage, forge, estampage...) ou d'assemblage par déformation plastique (rivetage, ...). Par ailleurs les matériaux métalliques sont denses, et bons conducteurs thermiques et électriques.

(B) Les céramiques (liaisons ioniques, solides inorganiques) : Ce sont les matériaux les plus anciens et les plus couramment utilisés en Génie Civil (pierre, brique, verre...). On peut (ex : béton) souvent les mettre en œuvre à l'état pâteux. Ils ne deviennent fragiles qu'après la prise de forme et le frittage. Ces matériaux sont résistants à l'abrasion, mais pas aux chocs, moins denses que les métaux, isolants thermique et électrique, généralement poreux et fragiles.

(C) Les polymères (liaisons covalentes + Van der Waals ou Hydrogène, solides organiques) : Ces matériaux sont récents. Ce sont de larges macromolécules organiques, comme par exemple le polyéthylène $-(C_2H_4)_n-$ dont le nombre de monomères n varie entre 100 et 1000 et la masse molaire de $M=1$ à 1000 kg/mol. Les matières plastiques ont l'avantage de pouvoir être mises en forme par déformation plastique ou injection à l'état liquide. Elles peuvent être thermoplastiques (recyclables et ductiles, comme les métaux) ou thermodurcissables. Elles sont en général mauvais conducteurs thermique et électrique et très peu denses.

(D) Les composites et matériaux structuraux, ce sont des combinaisons hétérogènes de matériaux issus de ces trois familles, mais dont la structure est définie en fonction de l'application (béton armé, composite carbone - époxy etc...) ou bien se développe naturellement sous l'effet des sollicitations mécaniques ou thermique (ex. bois : fibres de lignine dans une matrice de cellulose, ou métaux texturés par déformation plastique intense). La **Figure 3** présente la distribution du module de Young pour les différentes classes des matériaux.

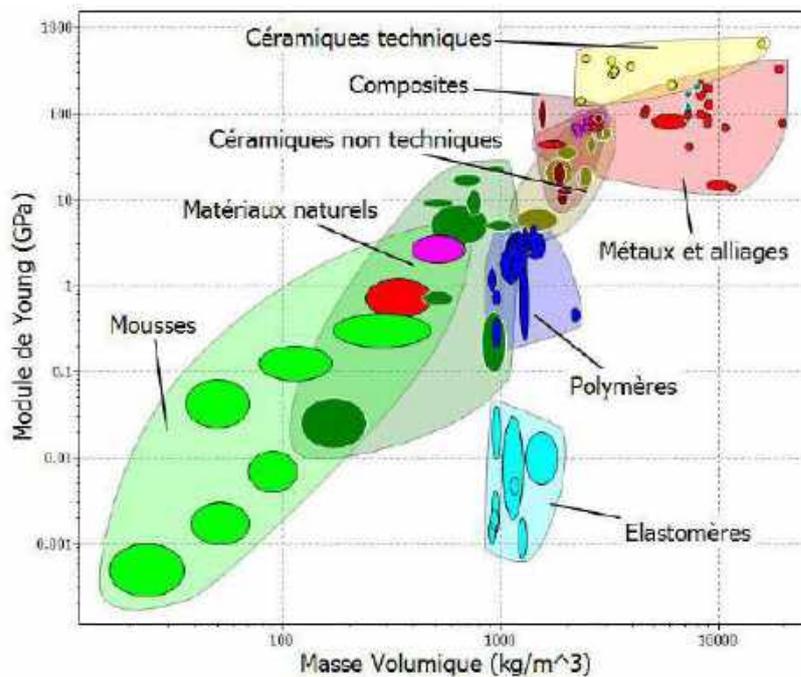


Figure 3: Distribution du module de Young pour les différentes classes des matériaux.

I.5. Utilisation des matériaux

Il est primordial de choisir les matériaux les mieux adaptés aux applications envisagées. Les critères de choix doivent prendre en compte les facteurs suivants :

- Les **fonctions principales des objets et des structures** dont la réalisation est envisagée ; il est par exemple nécessaire de déterminer les modes de mise en charge, les températures ainsi que les conditions générales d'utilisation ;
- Le **comportement intrinsèque des matériaux** : résistance à la rupture, à l'usure, à la corrosion, conductibilité, etc. ;
- Le comportement des matériaux durant leur fabrication et leur transformation ;
- Le **comportement des matériaux** vis-à-vis de l'environnement ;
- Le **prix de revient** des diverses solutions envisageables ;
- Les possibilités de **recyclage** ou d'élimination par **incinération** avec récupération d'énergie.

Dans le développement d'une technologie, il est fréquent de substituer un matériau à un autre, soit pour des raisons de performance, soit pour des motifs économiques ou écologiques. Prenons l'exemple des carrosseries de voiture. Initialement, ces carrosseries étaient construites en bois. Progressivement, le bois a été remplacé par le métal, ce dernier étant à son tour partiellement supplanté par des polymères organiques.

Si le métal a été substitué au bois, c'est avant tout parce qu'il se prête mieux au formage et qu'il possède des propriétés contrôlables et moins sensibles à l'humidité ce qui facilite la fabrication d'objets en grande série et qui augmente la fiabilité.

On tend également à alléger les structures et les objets en mouvement pour réaliser des économies énergétiques. C'est pour ce motif que l'on a introduit dans la construction automobile des matériaux polymères qui ont une masse volumique ρ voisine de $1,5 \text{ g.cm}^{-3}$ alors que celle de la tôle d'acier, constituant

actuellement la majeure partie des carrosseries, est voisine de 8 g.cm^{-3} . On allège également les carrosseries en utilisant des tôles d'acier plus minces à haute résistance produites par une meilleure connaissance des mécanismes de durcissement (aciers à grains fins) ou par l'emploi de tôle d'aluminium à laminage répétitif. Cependant, les matériaux plus légers ont des propriétés mécaniques moins élevées que celles des matériaux traditionnels comme les aciers. Pour des applications qui font intervenir des contraintes mécaniques en traction, il faut prendre en considération le rapport E/ρ pour choisir le type de matériaux à utiliser. La valeur de ce rapport est pratiquement équivalente pour les aciers et pour l'aluminium. Par contre, pour les polymères thermoplastiques ce rapport E/ρ est environ 10 fois plus petit. Ce simple calcul nous montre que, malgré leur faible densité, l'emploi des polymères ne peut être utilisé lorsque les contraintes mécaniques sont importantes.

L'utilisation des matériaux fait intervenir d'autres critères de choix (résistance à la corrosion, apparence...) que celui de la résistance mécanique. Dès lors, les matériaux polymères organiques se développent à un rythme accéléré d'autant plus que grâce à l'introduction de fibres à haut module (carbone, verre, etc.) on obtient des propriétés mécaniques supérieures à celles des matériaux ferreux tout en gardant une masse spécifique inférieure à 2 g.cm^{-3} . Ces matériaux appelés matériaux composites s'introduisent progressivement dans divers marchés porteurs (aviation, construction automobile, articles de sport). Le développement des composites reste freiné par leur coût de production et de fabrication plus élevé que celui des matériaux classiques. Il pose également de sérieux problèmes de recyclage.

La fabrication des verres de montre a subi elle aussi, au fil des ans, une évolution considérable. On a d'abord remplacé le verre minéral fragile par un verre organique (polymère) résistant à l'impact mais rayable. Actuellement, on utilise également comme verre de montre une plaquette de monocristal de saphir synthétique qui est un matériau céramique qui associe transparence, résistance au choc et résistance au rayage.

Ces exemples montrent que les matériaux sont en développement constant.

Un matériau mis au point pour une application spécifique a souvent des retombées dans d'autres domaines de la technologie. Ce développement croissant des matériaux et qui est associé à une meilleure interprétation théorique de leur comportement a abouti, dans les années 50, à la naissance de la science des matériaux. Celle-ci est étroitement associée à la notion de microstructure.

I.5.1. L'importance de la microstructure

Actuellement, les aubes des turbines à gaz conservent des propriétés mécaniques élevées et résistent à l'oxydation jusqu'à une température légèrement supérieure à $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Celles-ci sont fabriquées en alliages métalliques à base de nickel contenant une dizaine d'éléments dont l'aluminium, le titane et le chrome. La résistance de ces alliages aux sollicitations mécaniques à température élevée résulte essentiellement de leur microstructure (Plus de détails dans le chapitre II). Cette dernière décrit l'ensemble des grains ou des particules de taille microscopique, qui caractérise la structure d'un grand nombre de matériaux. La **microstructure** d'un matériau est donc formée par l'ensemble des grains, des particules ou des défauts observables par microscopie (optique et électronique).

Pour comprendre le comportement des matériaux, il faut établir la liaison entre des phénomènes qui se déroulent à l'échelle microscopique et submicroscopique et les propriétés du matériau. Cette liaison met en relation des phénomènes qui se déroulent à des échelles faisant intervenir neuf ordres de grandeur du nanomètre (10^9 m) au mètre (**Figure 4**). Plusieurs étapes de grossissement sont donc nécessaires, pour passer de l'échelle de l'aube d'une turbine à gaz à l'observation de la microstructure et à la détermination de l'arrangement des atomes. Ces analyses mettent succes-sivement en jeu le microscope optique (observation du mm au μm), le microscope électronique (observation de $100 \mu\text{m}$ au nm) et la diffraction des rayons X pour l'analyse de l'arrangement à l'échelle atomique (observation à l'échelle du nm).

Les éléments de la microstructure d'un matériau sont en général définis par plusieurs paramètres :

- ✓ Composition ;
- ✓ Arrangement atomique ;
- ✓ Quantité relative ;
- ✓ Morphologie ;
- ✓ Taille.

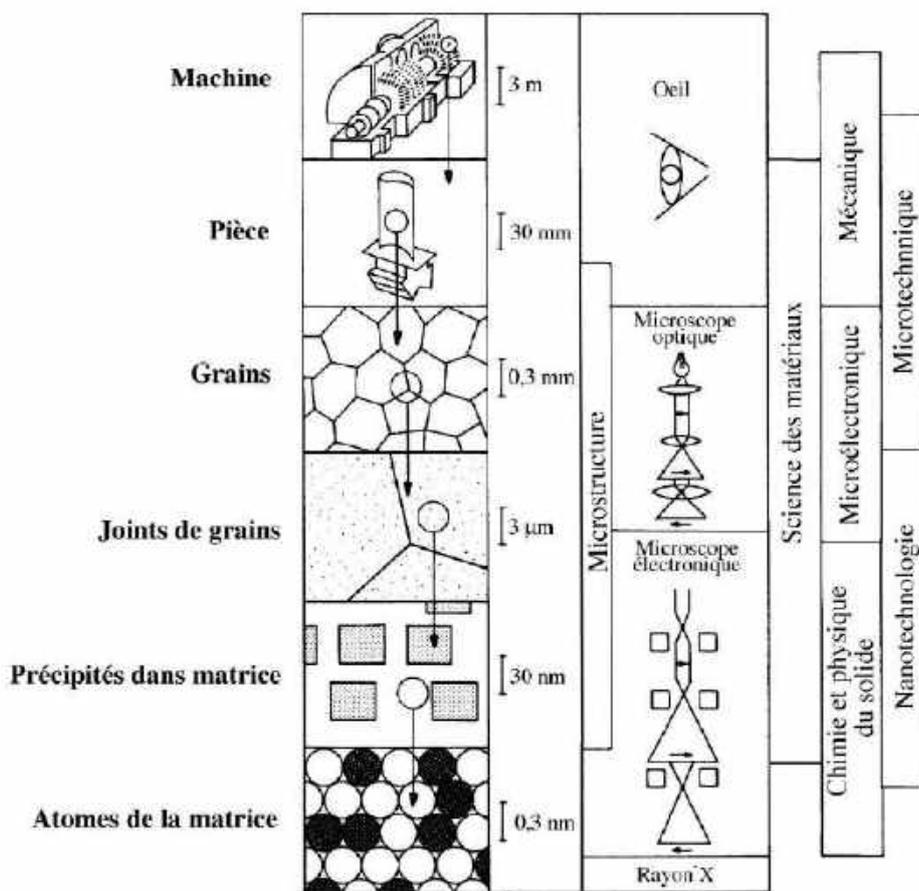


Figure 4: Rapport de grandeur entre les structures et les microstructures en relation avec quelques grands domaines de la science et de la technologie.

La microstructure détermine les propriétés d'un très grand nombre de matériaux.

C'est grâce à la modification contrôlée de la microstructure lors de la fabrication ou de la transformation que l'ingénieur en matériaux obtient une large gamme de propriétés. Une variation de la microstructure au

cours du temps lors de l'utilisation du matériau entraîne une modification importante de ses propriétés (phénomène de vieillissement). Pour obtenir des matériaux fiables, il est indispensable de maîtriser les phénomènes de vieillissement qui sont le résultat de modifications physiques ou de réactions chimiques.

I.5.2. Principales propriétés des matériaux

On distingue plusieurs types de propriétés des matériaux selon leurs utilisations. Par exemple, dans le cas du développement des ordinateurs, ce sont essentiellement les propriétés physiques qui sont en cause. Par contre, dans le cas du développement des moteurs d'avions, ce sont les propriétés mécaniques et chimiques qui sont déterminantes. Les principales propriétés des matériaux se regroupent donc en :

I.5.2.1. Propriétés mécaniques

- Modules d'élasticité,
- Limite d'élasticité, écrouissage, ductilité.
- Viscosité, vitesse de fluage, amortissement
- Charge à la rupture, résistance à la fatigue, à l'usure, ...

I.5.2.2. Propriétés physiques

- Conductibilité électrique, aimantation,
- Conductibilité thermique, chaleur spécifique,
- Température et chaleur latente de transformation,
- Energie de surface, de liaison,
- Transparence.

I.5.2.3. Propriétés chimiques

- Résistance à la corrosion, à l'oxydation,
- stabilité chimique,
- diagrammes d'équilibre.

En général, le choix d'un matériau pour une application donnée est la conséquence de propriétés adaptées dans un ou plusieurs des domaines indiqués (par exemple l'aluminium est parfois utilisé dans les culasses automobiles malgré sa faible température de fusion, en raison de son faible poids et de sa bonne conductibilité thermique). Il est aussi orienté par d'autres considérations, ce sont les performances du matériau, au rang desquelles vont se classer des éléments technologiques et économiques, en même temps que des caractéristiques moins facilement mesurables comme l'aspect :

Disponibilité, reproductibilité, fiabilité, usinabilité, aptitude à la mise en forme, soudabilité,

Absence de nocivité, possibilité de recyclage, coût, aspect, bonne caractérisation.

I.5.3. Connaissance et utilisation des matériaux

La bonne connaissance des matériaux et leur bonne utilisation font intervenir trois domaines d'activité.

- **Le développement du matériau lui-même :** (ce secteur étant absent dans le cas des géomatériaux). Là se jouent l'évolution du matériau, la découverte de nouvelles microstructures, qui concourent à l'amélioration des performances intrinsèques.
- **La caractérisation des propriétés d'emploi :** Ce point a pour but d'apporter une meilleure connaissance d'un matériau existant, (mécanismes physiques qui provoquent ou accompagnent la déformation, effets mécaniques macroscopiques), donc de réduire les incertitudes et d'augmenter la fiabilité des modèles utilisés.
- **Le travail sur les modèles numériques :** permet d'améliorer la représentation des pièces, structures ou domaines calculés (par amélioration des algorithmes, qui autorisent le traitement de modèles numériques plus importants, par exemple 3D au lieu de 2D).

II.1. Introduction et objectifs

Il est important de mettre en relation les mécanismes de transformation de phases des matériaux avec les diverses microstructures qui se forment, car ce sont celles-ci qui déterminent dans une large mesure les propriétés mécaniques, physiques et chimiques des matériaux.

On rencontre, dans les matériaux, un grand nombre de microstructures diverses : grains cristallins ou phases amorphes comportant souvent des précipités d'une ou de plusieurs phases dispersées, sphérolithes, structures eutectiques lamellaires ou fibreuses, etc.

Dans ce chapitre nous allons essayer d'étaler plusieurs points dans le domaine de la microstructure en science des matériaux, entre-autres :

- Décrire les principales méthodes de microscopies optique (lumière visible) et électronique.
- Donner un aperçu des méthodes de préparation utilisées pour étudier les microstructures des métaux et de leurs alliages en microscopie optique.
- Caractériser les microstructures des principaux matériaux et expliquer leur formation en fonction des diagrammes d'équilibre et des cinétiques de transformation de phases.

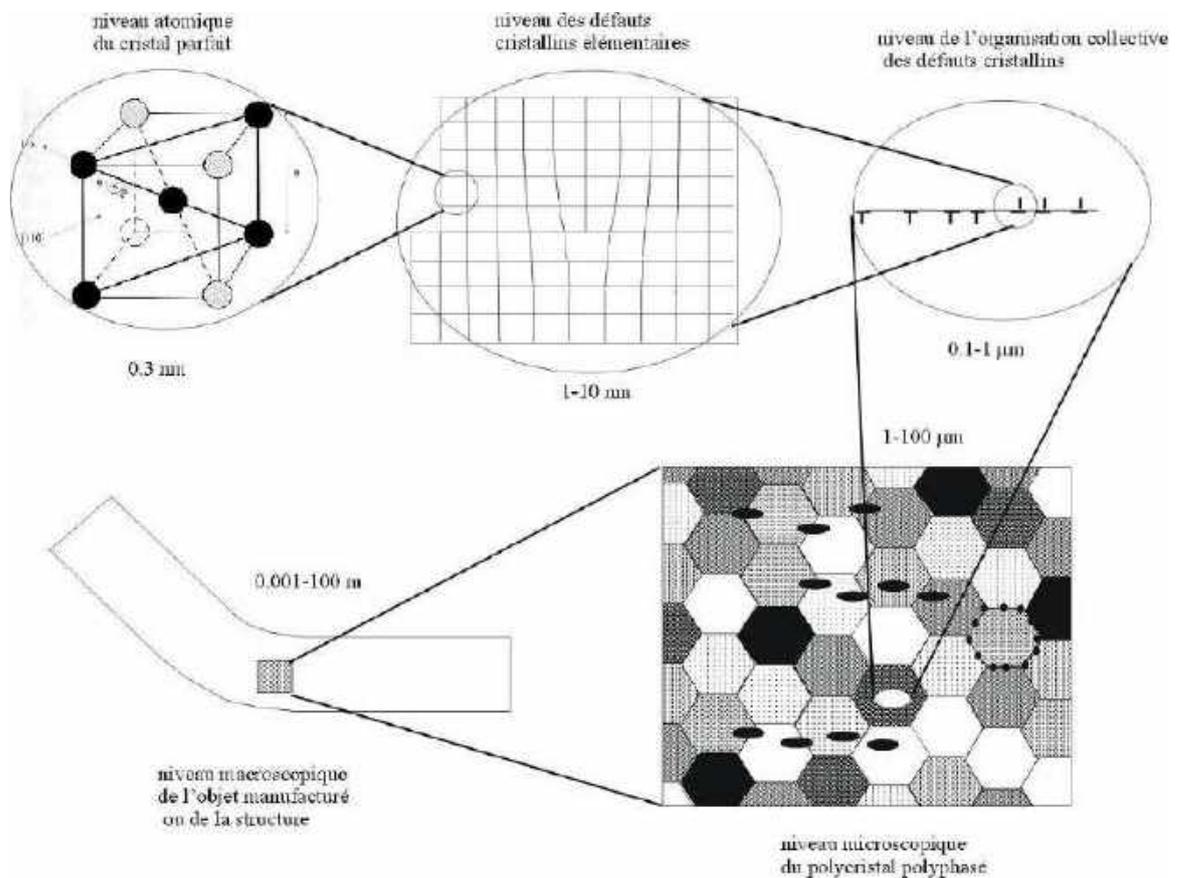


Figure 5: Niveaux d'interventions des études microstructurales en science des matériaux.

Il est à rappeler que le pouvoir séparateur d'une radiation électromagnétique est fixé par sa longueur d'onde. La limite de résolution du microscope optique est de l'ordre du μm . Le pouvoir séparateur des microscopes électroniques, qui utilisent des faisceaux d'électrons d'énergie élevée ($\lambda \approx 0,005 \text{ nm}$), est de l'ordre de grandeur des rayons atomiques, c'est-à-dire inférieur au nm. La méthode la plus utilisée pour étudier la structure des solides à l'échelle de l'atome est la microscopie électronique. Nous résumons dans la **Figure 5** l'objectif principal à étaler dans ce présent chapitre où nous tenons compte fortement de la notion d'effet d'échelle.

II.2. Observation des microstructures

II.2.1. Microscopie optique (lumière visible)

Le microscope optique est un instrument qui est connu de la plupart des scientifiques. C'est notamment cet instrument qui est à la base des découvertes les plus importantes de la biologie. Depuis la fin du dix-neuvième siècle, il est largement employé pour l'étude des matériaux. On utilise deux techniques expérimentales principales : la microscopie à transmission lorsque la lumière traverse l'échantillon et la microscopie à réflexion dans le cas d'échantillons opaques où l'on observe la lumière qui est réfléchiée à la surface. La microscopie optique à réflexion a surtout été développée pour les matériaux métalliques. Par contre, la microscopie optique à transmission est exclusivement utilisée pour étudier les matériaux transparents.

La microstructure des matériaux opaques, comme les métaux, s'étudie au microscope optique à réflexion après polissage de l'échantillon et attaque chimique. Le polissage produit un état de surface comparable à celui d'un miroir et l'attaque chimique de la surface polie révèle les différences d'orientation cristallographique et de composition chimique. Les joints de grains sont matérialisés par des sillons. Les joints de grains et autres inhomogénéités apparaissent sous forme de traits ou de zones noirs (**Figure 6**).

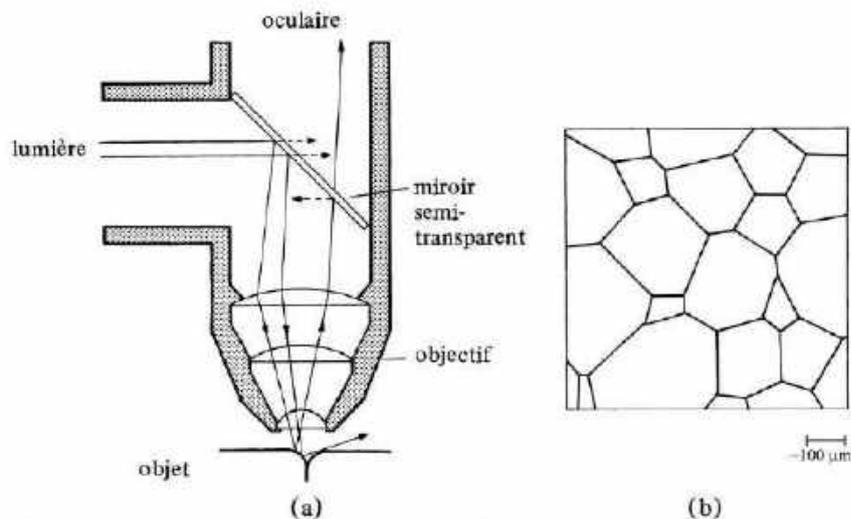


Figure 6: Observation des microstructures au microscope optique à réflexion d'une surface polie et attaquée chimiquement : (a) les joints de grains attaqués plus fortement que les cristaux forment des sillons qui ne réfléchissent pas la lumière à travers l'objectif du microscope ; (b) joints de grains d'un métal pur observés au microscope optique en lumière réfléchiée.

Un des avantages de la microscopie optique est de permettre d'étudier en direct le développement des microstructures, ce qui est plus difficile en microscopie électronique bien que certaines techniques récentes de microscopie électronique à balayage permettent ce genre de détermination.

II.2.2. Microscopie électronique

Pour l'observation de certains détails de la microstructure des matériaux, il est nécessaire d'utiliser des grossissements supérieurs à 2000 (limite de la microscopie optique) et de recourir aux techniques de la microscopie électronique. La structure en grains des alliages métalliques, dont les dimensions caractéristiques sont en général inférieures au micron, est presque toujours étudiée par microscopie électronique. Les structures des métaux après trempe et des céramiques fabriquées à partir de poudres de taille sub-microscopique sont aussi mises en évidence par les techniques de microscopies électroniques.

Parmi toutes les particules utilisables pour construire une image (protons, photons, rayons X, électrons, etc.), les électrons constituent le meilleur choix. Ils sont, en effet, faciles à obtenir par chauffage sous vide d'un filament métallique, ils sont accélérés par un champ électrostatique et leur charge électrique les rend capables d'être déviés, c'est-à-dire focalisés par les champs électrostatiques ou électromagnétiques.

Avec des électrons accélérés par une différence de potentiel de 100 kV et ayant une longueur d'onde associée de 3,7 pm, on obtient une résolution d'environ 0,3 nm qui est de l'ordre de grandeur des distances interatomiques. Cependant, comme les électrons sont fortement absorbés par la matière, les échantillons doivent être extrêmement minces (0,1 μm environ). Leur préparation pour la microscopie électronique à transmission est souvent très délicate et fait appel à toute une série de techniques particulières comme par exemple l'amincissement électrochimique ou le bombardement ionique.

La **Figure 7** donne une vue schématique générale d'un **microscope électronique à transmission** (MET). Il est composé d'une source d'électrons, d'un condenseur (lentille électromagnétique L1) qui sert à focaliser le faisceau électronique sur l'objet AB, d'une lentille-objectif L2 agrandissant l'image de l'objet et de lentilles L3, L4 (projecteur) qui agrandissent et projettent l'image (A3B3) sur un écran fluorescent, similaire à celui d'un écran TV ou sur une plaque photographique. Il faut noter que le schéma de principe du microscope électronique à transmission correspond pratiquement à celui du microscope optique.

Examinons succinctement le mécanisme de formation de l'image en microscope électronique à transmission. Celui-ci fait intervenir des processus de diffraction ou de diffusion des électrons alors qu'en microscopie optique à transmission, ce sont des phénomènes d'absorption plus ou moins importants de la lumière qui sont à la base du processus de formation de l'image.

Examinons ce qui se passe lors de l'observation d'un matériau cristallin. Une partie des électrons, qui traversent la préparation microscopique, interfère avec les atomes des plans cristallins et est diffractée suivant des directions déterminées de l'espace prévues par **la loi de Bragg**. La fraction des électrons non diffractée est transmise dans la même direction que celle du faisceau incident. La diffraction d'une fraction du faisceau électronique incident induit une atténuation de l'intensité électronique dans la direction du faisceau incident. Cette atténuation plus ou moins importante du faisceau électronique apparaît sur l'écran détecteur. Dans le cas d'un matériau amorphe, le mécanisme de formation de l'image reste sensiblement le

même mis à part le fait que dans ce cas, le faisceau d'électrons est non plus diffracté dans des directions spécifiques mais plus ou moins diffusé dans l'ensemble des directions de l'espace.

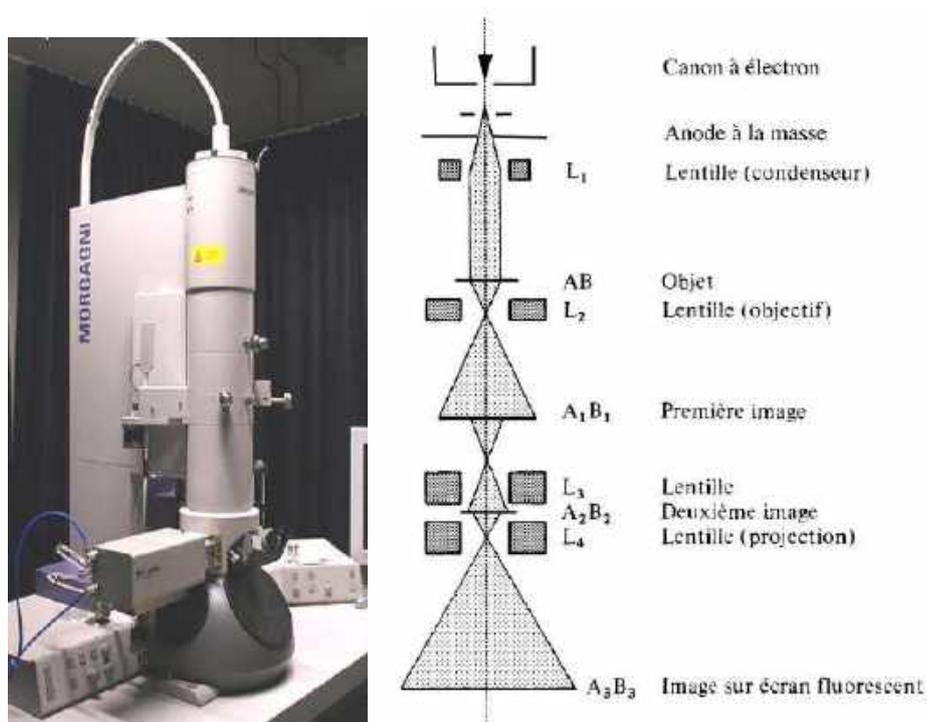


Figure 7: Vue schématique des éléments d'un microscope électronique à transmission.

C'est grâce au microscope électronique à transmission qu'on a réellement mis en évidence l'existence des défauts dans la structure cristalline des matériaux. À titre d'exemple, examinons le cas des dislocations. On montre à la **Figure 8(a)** une distribution volumique des dislocations qui traversent un matériau cristallin (une reconstitution numérique en 3D). L'image de ce matériau observée au microscope électronique à transmission est représentée à la **Figure 8(b)**. On voit que les dislocations apparaissent sous forme de lignes sombres.

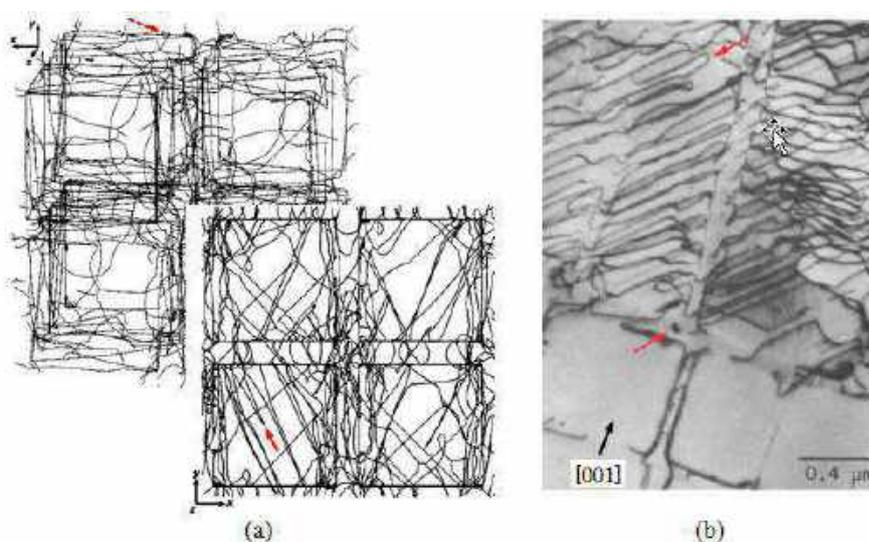


Figure 8: Image de dislocations obtenue par un microscope électronique à transmission : (a) Représentation volumique des défauts dans la lame mince ; (b) Image obtenue par MET.

Lorsqu'un échantillon est soumis à l'effet d'un faisceau incident d'électrons, il est le siège de divers phénomènes secondaires (émission **d'électrons secondaires** ou **d'électrons Auger**, **rayons X**, ... etc.) qui peuvent servir à former une image à l'aide d'un détecteur approprié à chacune de ces réflexions. Ces phénomènes ont donné naissance à un type de microscopie électronique, appelée **Microscopie Electronique à Balayage (MEB)**. Dans l'image suivante (**Figure 9**), nous présentons un exemple type d'un MEB, qui est celui du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP.



Figure 9: Microscope Électronique à Balayage QUANTA 600 du LGM/EMP.

Lors de l'analyse, la surface de l'échantillon est balayée par un faisceau très fin d'électrons focalisé sur une surface d'environ 10 nm de diamètre et le détecteur est placé latéralement, ce qui permet l'analyse de la surface de l'échantillon. On s'affranchit ainsi en grande partie des difficultés liées à la préparation d'échantillons minces et on utilise pratiquement toujours des échantillons épais. Cette technique a connu récemment une série de développements très spectaculaires. Ainsi, il est à présent possible de travailler en maintenant la chambre du microscope sous une pression contrôlée de vapeur d'eau (Environmental Scanning Electron Microscopy) et d'effectuer des mesures sur des matériaux hydratés comme le bois sans en modifier la microstructure originale. Par analyse simultanément des RX, on obtient aussi une analyse ponctuelle ou encore mieux un relevé topographique de la composition chimique de l'échantillon. Dans la figure suivante (**Figure 10**), nous donnons quelques exemples de microstructures obtenue par MEB.

Dans la **Figure 11**, nous présentons un exemple d'analyse de la composition chimique d'un alliage ferreux.

Un grand nombre de techniques d'analyse microscopique ont vu le jour durant ces dernières années. Citons, en particulier, le microscope à force atomique (Atomic Force Microscope-AFM) qui permet l'étude des matériaux non conducteurs électriques. Cette technique est basée sur l'étude du déplacement, en surface de l'échantillon, d'une pointe très fine. Celle-ci est fixée sur une lamelle flexible qui est déformée par les forces atomiques superficielles. Cette méthode permet de déterminer la topographie de la surface à l'échelle atomique, avec une très grande précision.

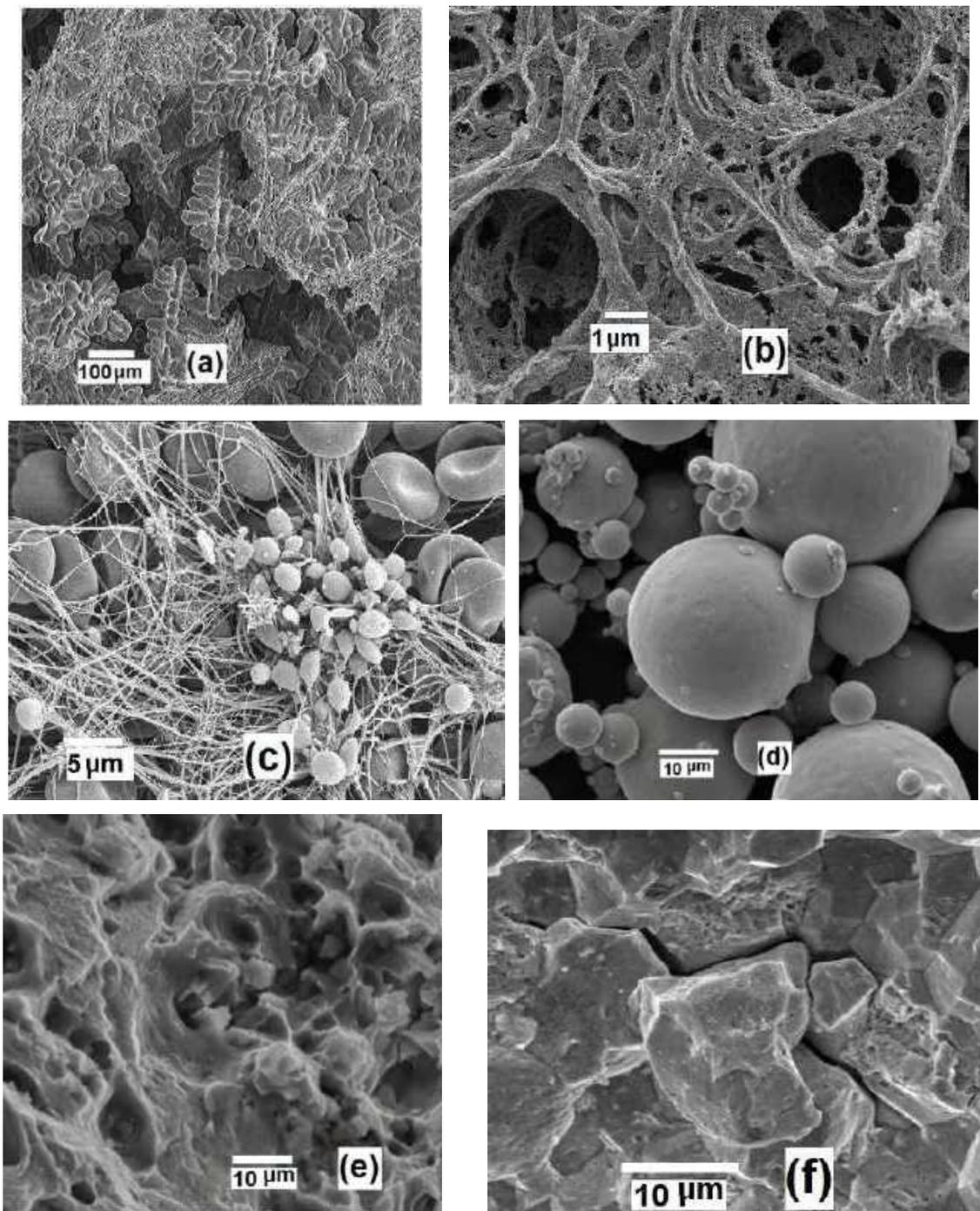


Figure 10: Quelques exemples de microstructures obtenue par Microscope Electronique à Balayage : (a) Dendrites avec porosité dans l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi₉, (b) Une nanomousse d'un alliage ferreux, (c) Un caillou de sang qui bloque le passage des globules rouges, (d) Poudre métallique CuCrZr, (e) Faciès de rupture ductile en traction d'un aluminium de série 2000, (f) Faciès de rupture fragile inter-granulaire (à travers les joints de grains).

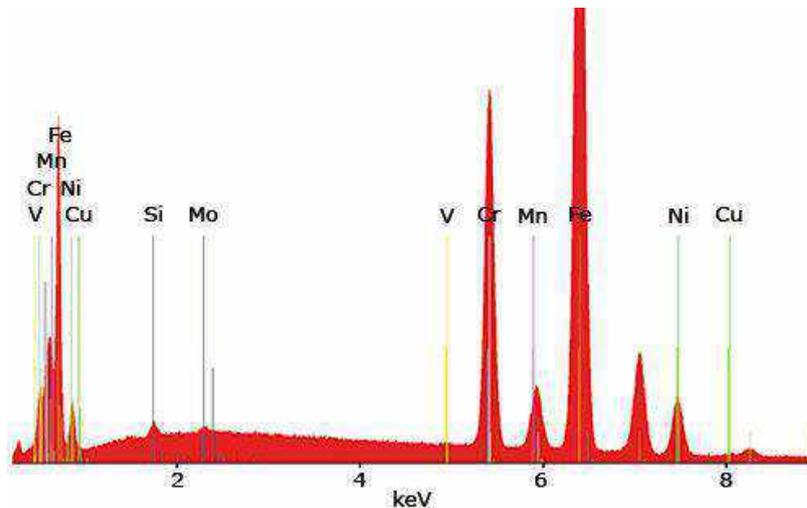


Figure 11: Exemple du résultat d'analyse ponctuelle de la composition chimique d'un alliage ferreux.

II.3. Analyse de la microstructure par Diffraction des Rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X est une méthode universellement utilisée pour identifier la nature et la structure des produits cristallisés. Cette méthode ne s'applique qu'à des milieux cristallins (Métaux et alliages métalliques, roches, cristaux, minéraux, pigments, argiles...) présentant les caractéristiques de l'état cristallin, c'est-à-dire un arrangement des atomes constitutifs de façon périodique, ordonné et dans des plans réticulaires tridimensionnels. Les domaines d'application de la diffraction par Rayon X sont très variés et peuvent concerner aussi la recherche (valider un nouveau matériau, une réaction chimique ou physique, étudier des roches, ou des structures protéiques...), l'industrie (contrôle qualité d'un produit) ou l'art (analyse de peinture).

II.3.1. Rappel de la loi de Bragg

Le rayonnement X diffusé élastiquement par un échantillon cristallin présente des interférences constructives dans un nombre très limité de directions. Ce phénomène de diffraction est modélisé par la loi de Bragg : $2d_{hkl} \sin\theta = \lambda$, où

- d_{hkl} désigne la distance inter-réticulaire des plans de la famille (hkl),
- θ est l'angle d'incidence pris à partir de la surface des plans (hkl)
- λ la longueur d'onde des photons diffusés.

Cette loi exprime le fait que la diffraction a lieu quand la différence de marche entre les rayons réfléchis par deux plans consécutifs est égale à λ (d'interférences constructives entre les ondes diffusées). Lorsqu'une famille de plans (hkl) est en condition de diffraction, les faisceaux de rayons X incident et diffracté se trouvent dans une géométrie de réflexion sur ces plans (**Figure 12**).

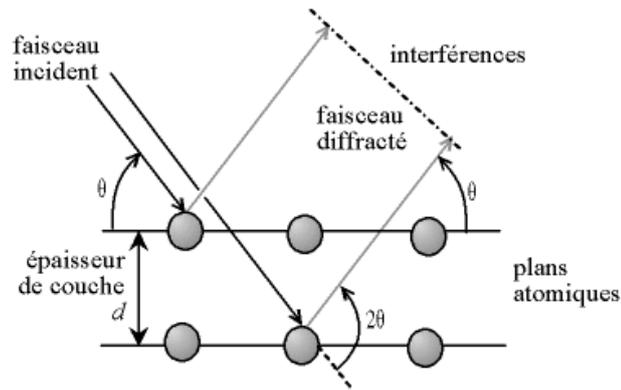


Figure 12: Deux plans de la famille des plans hkl représentés en condition de diffraction.

II.3.2. Exemple de montage expérimental pour une analyse DRX

Le montage expérimental est constitué d'un diffractomètre deux cercles (θ - 2θ) utilisé en spectromètre à l'aide d'un monocristal analyseur (**Figure 13**).

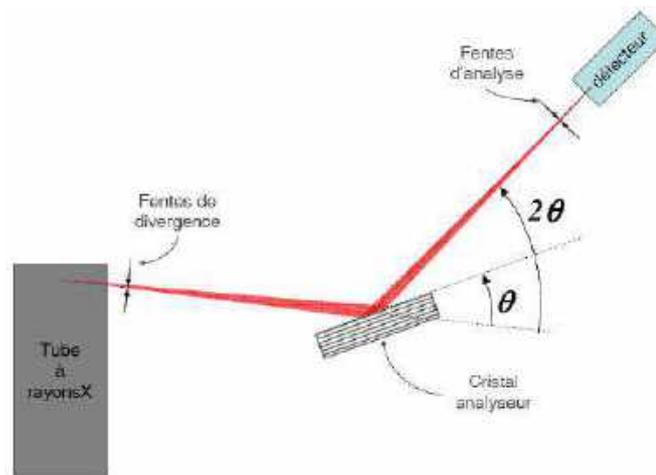


Figure 13: Schéma de principe du montage utilisé pour étudier le spectre d'un tube à rayons X. Le cristal analyseur est taillé parallèlement à la famille de plans (0 0 2) dans le cas du NaCl par exemple, représentée schématiquement par des hachures.

On cherche à étudier le spectre du rayonnement d'un tube à rayons X, c'est-à-dire la distribution d'intensité du rayonnement en fonction de l'énergie des photons. Comme il n'existe pas souvent de détecteur suffisamment sensible à l'énergie des photons, on utilise un **cristal analyseur** placé sur un support plan entraîné par l'axe de rotation θ . Il s'agit d'un cristal connu dont la surface est taillée parallèlement à une famille de plans réticulaires. **Un dispositif de comptage des photons X** est placé sur l'axe de rotation 2θ , concentrique avec l'axe θ . Le mouvement de l'ensemble analyseur/détecteur est tel que le détecteur tourne à une vitesse angulaire rigoureusement double de celle du cristal analyseur. Ainsi, **les rayons incidents et émergents sont maintenus en géométrie de réflexion sur le cristal analyseur**.

Pour un angle d'incidence θ sur le cristal, on observera de la diffraction à l'angle 2θ pour la composante du rayonnement de longueur d'onde λ vérifiant la loi de Bragg $2d_{002} \sin\theta = \lambda$ (**Figure 12**) :

- d_{002} est la distance inter-réticulaire de la famille des plans (0 0 2) parallèles à la surface du cristal analyseur. On ne mesure que la diffraction par ces plans, puisque le montage maintient une

géométrie de réflexion entre faisceaux incident et mesuré par rapport à la surface du cristal analyseur.

- Soit n l'ordre de diffraction. Une même composante λ du rayonnement du tube peut ainsi générer de la diffraction à plusieurs angles θ_n , tant que $\theta_n < 90^\circ$.

Les fentes de divergence et d'analyse permettent d'améliorer la résolution instrumentale, c'est-à-dire la capacité du montage à séparer deux composantes diffractées à des angles θ différents.

II.4. Analyse des textures cristallographiques l'aide de l'EBSD

La texture cristalline, c'est-à-dire l'orientation cristallographique des grains, tout comme leur taille et leur forme, sont des paramètres qui déterminent les propriétés des matériaux polycristallins. La diffraction des rayons X ou des neutrons permet d'accéder à cette texture, alors que celle des électrons rétrodiffusés dans un microscope électronique à balayage est à même de caractériser simultanément la microtexture et la microstructure, ceci est l'objectif de l'EBSD. Ces différentes techniques de caractérisation sont succinctement décrites, et plusieurs exemples sont présentés afin d'illustrer l'intérêt de la caractérisation de la texture pour une bonne maîtrise des propriétés d'usage des matériaux.

II.4.1. Principe de l'EBSD

La technique EBSD (**E**lectron **B**ack-**S**cattered **D**iffraction) permet de déterminer l'orientation cristallographique des grains dans le matériau, connaissant leur structure cristallographique. Il s'agit de focaliser un faisceau d'électrons sur un grain. Les électrons incidents qui frappent l'échantillon sont diffusés dans un large domaine angulaire. Les électrons rétrodiffusés par le matériau sont en condition de Bragg pour une famille de plans donnée et forment deux cônes de diffraction (**Figure 14**).

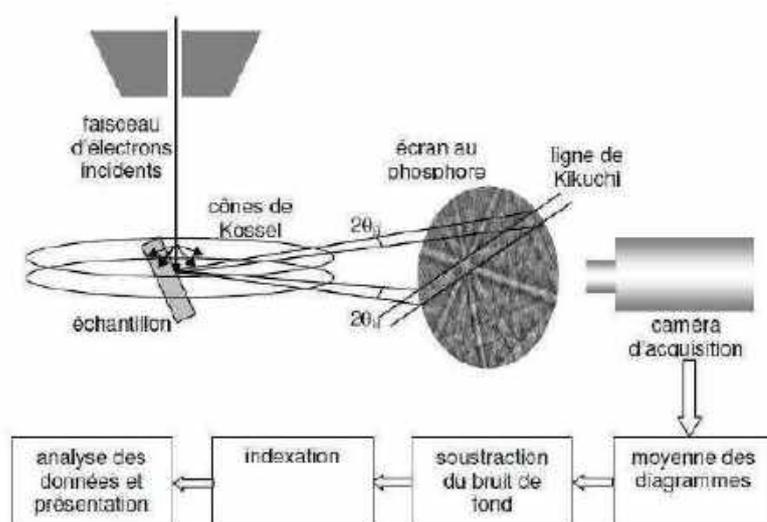


Figure 14: Schéma du principe de formation des diagrammes de Kikuchi applicatif de l'EBSD

L'intersection de ces cônes avec l'écran de phosphore, placé face à l'échantillon, forme des hyperboles assimilables à des droites. L'ensemble des droites superposées constitue un **diagramme de Kikuchi** comme illustré **Figure 14**. L'indexation cohérente des différentes bandes de Kikuchi, en respectant les angles entre les plans cristallographiques et en déterminant leurs axes de zone, permet de déterminer l'orientation cristallographique du grain par rapport au repère de l'échantillon.

Dans la pratique, l'échantillon est placé dans un Microscope Électronique à Balayage (MEB). Lors des mesures, l'échantillon doit être incliné de sorte que la normale à sa surface et le faisceau d'électrons forment un angle de 70°. Une caméra numérique permet d'enregistrer en temps réel les lignes de Kikuchi obtenues (**Figure 14**). Le dispositif est complété par un logiciel d'indexation automatique des bandes de Kikuchi qui détermine l'orientation cristallographique correspondante.

Une attention particulière doit être portée sur la préparation des échantillons destinés à l'EBSD. En effet, les échantillons ne doivent pas présenter de relief ou d'érouissage en surface induit par la préparation métallographique afin d'obtenir des diagrammes de Kikuchi de bonne qualité. Le système EBSD est utilisé ici en mode « **cartographie** ». Le faisceau d'électrons balaye la zone de l'échantillon à analyser en suivant une grille prédéfinie. À chaque position de la grille, le système effectue l'acquisition et l'indexation du diagramme de Kikuchi. Pour chaque point analysé, il est alors possible d'obtenir les informations suivantes:

- ✓ Les coordonnées du point.
- ✓ La nature de la phase détectée.
- ✓ L'orientation correspondante.
- ✓ L'indice de qualité (ou contraste de bande) du diagramme de Kikuchi.

Pour les analyses EBSD, la surface à analyser doit être bien polie légèrement (à la pâte diamant de 6 µm jusqu'à 1 µm) puis de manière électrolytique. Les données EBSD sont obtenues sur MEB utilisant une tension d'accélération de 15 à 20 kV et une distance de travail de 10 à 15 mm pour l'acquisition des données. Des cartographies d'orientations sont ainsi acquises avec différents pas de déplacement allant de 50 nm à 200 nm. Les données sont corrigées avant exploitation (suppression d'éventuelles erreurs d'indexation et extrapolation de points non indexés sur un nombre limité de pixels).

II.4.2. Détermination de la texture

En cristallographie, le terme « **texture** » désigne une orientation préférentielle des cristallites d'un matériau polycristallin (une poudre, une céramique, une couche mince composé d'une multitude de petits cristaux, des cristallites agrégés les uns aux autres, ...etc.). Il n'y a, a priori, aucune relation entre les orientations relatives de ces cristallites les uns par rapport aux autres ; elles sont distribuées de manière complètement aléatoire. On dit d'un matériau pour lequel c'est effectivement le cas, qu'il n'a pas de texture, ou encore qu'il est « **équiaxe** » ou « **atexturé** ».

Sous l'influence de différents facteurs, il peut arriver que les cristallites s'orientent, non pas de manière totalement aléatoire, mais préférentiellement selon une ou plusieurs directions particulières. On dit alors, que le matériau présente une **texture**. Selon le cas et les applications visées, on cherchera à créer une texture, ou au contraire à l'éliminer.

La texture peut résulter :

- ✓ Du mode de croissance des cristaux (solidification, précipitation) ;
- ✓ De la déformation plastique imposée au matériau (comme le laminage ou l'extrusion). La texture de fibre désigne la texture typique obtenue par extrusion.

Pour obtenir un matériau sans texture, on peut :

- Contrôler sa solidification, en ayant une solidification lente ou en ajoutant un **floculant** (Un floculant est un polymère qui emprisonne les matières colloïdales agglomérées et forme ainsi des flocons volumineux qui se déposent par sédimentation et peuvent être plus facilement arrêtés par les filtres.) ;
- Dans le cas d'un matériau déformé, on peut faire un recuit de recristallisation.

II.4.3. Mesure de la texture

La texture s'évalue par diffractométrie de rayons X ou de neutrons (méthode globale), ou bien par microscopie électronique à balayage avec EBSD en déterminant l'orientation des cristallites un par un (méthode locale). On peut représenter la texture selon deux procédures :

- ✓ Par la **fonction de distribution des orientations**, FDO, ou ODF (orientation distribution function), une fonction de densité dans l'espace d'Euler (**Figure 15**).

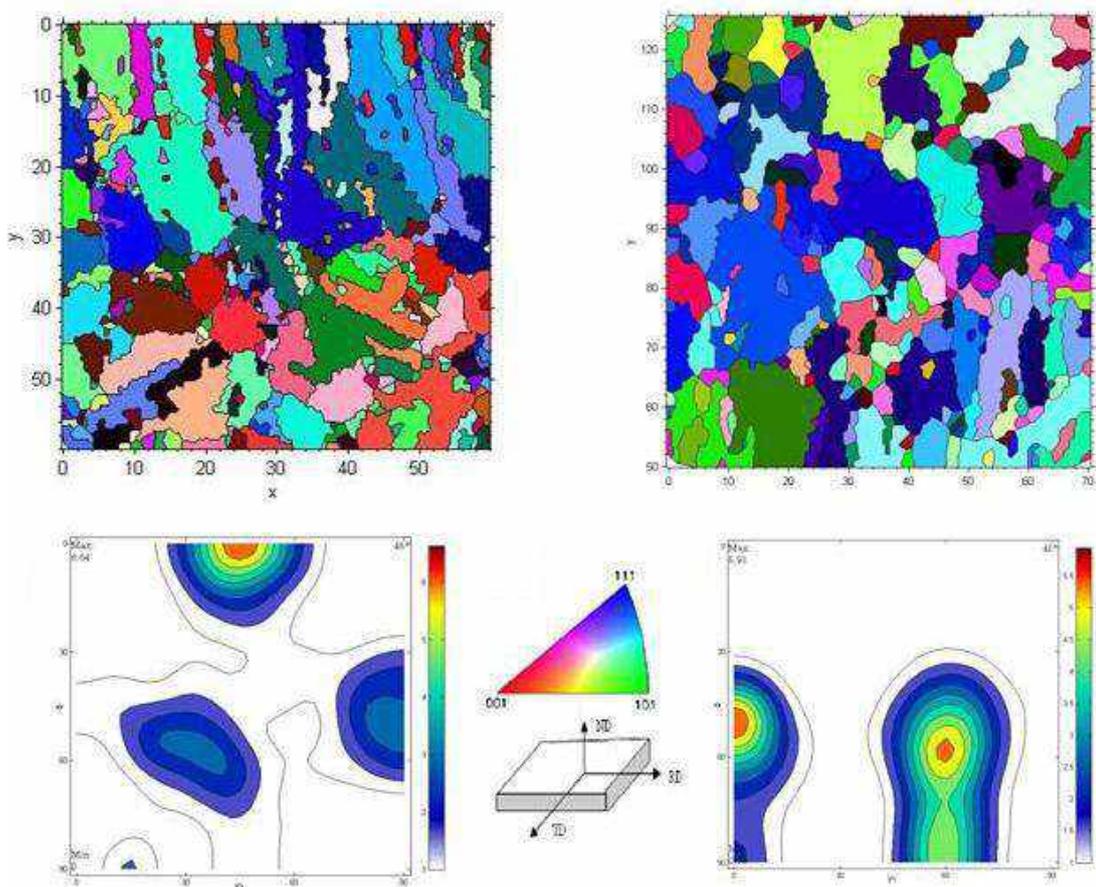


Figure 15 : Cartes d'orientation EBSD et ODF de l'échantillon d'un acier pour pipeline laminé et trempé après un maintien pendant une heure à 700 °C.

- ✓ Par au moins deux figures de pôles correspondant aux densités de plans cristallographiques de distances interréticulaires différentes (**Figure 16**) ;

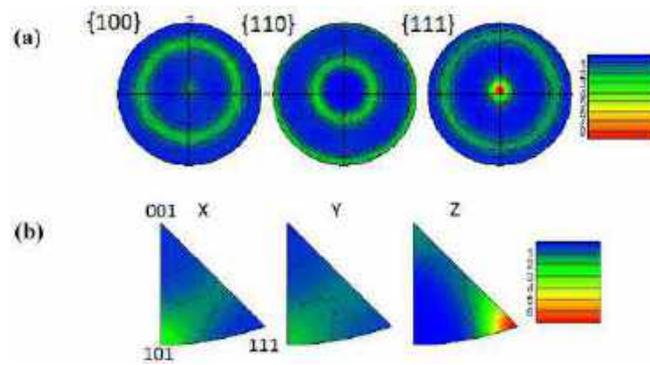


Figure 16: (a) figures de Le pôle et (b) figures de pôles inverses mesurés par EBSD d'un superalliage.

II.5. Taille des grains et porosité

II.5.1. La taille des grains

On parle de plus en plus de « nanomatériaux », ce qui montre à quel point les propriétés mécaniques dépendent de la taille des grains ou des phases. Parmi les matériaux à grains fins, on trouve les aciers de nouvelle génération pour l'automobile. Un autre exemple plus remarquable est l'aluminium des boîtes de boisson qui est de haute technologie (la paroi d'une cannette de soda ayant une épaisseur de 100 μm et contenant un liquide sous pression). On trouve aussi les vitrocéramiques et certaines céramiques (alumine...) à hautes performances (**Figure 17**).

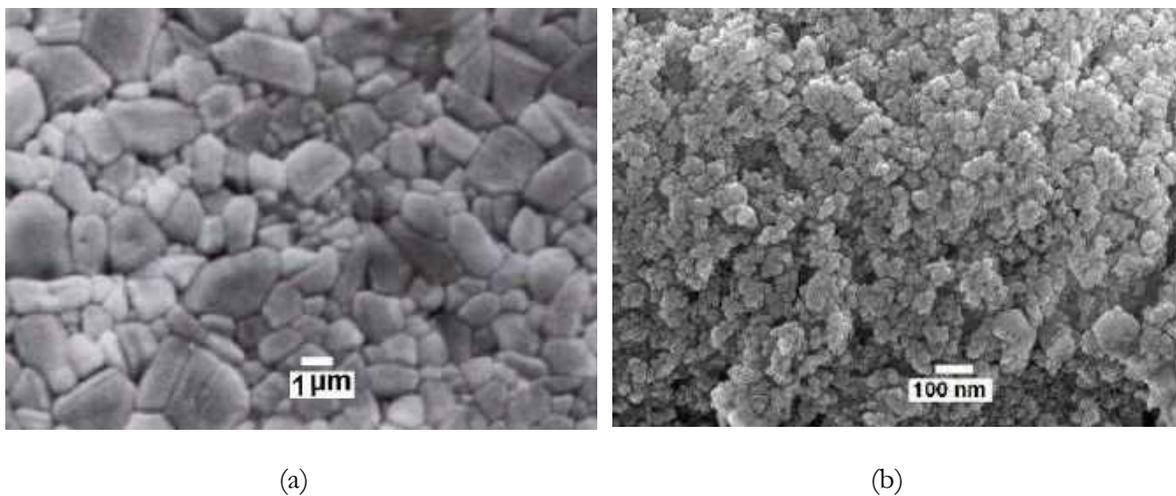


Figure 17: Différentes tailles de grains d'alumine (a) Poudre micrométrique compactée et frittée, (b) Poudre nanométrique agglomérée avant compactage.

Un grain fin renforce les propriétés mécaniques de dureté, de ductilité (déformabilité) et de résistance à la fatigue (solicitations mécaniques alternées). Pour les matériaux utilisés à haute température, on cherche souvent à obtenir de gros grains, les joints de grains étant des courts-circuits de diffusion. Lorsque la taille de grains devient inférieure à quelques dizaines de nanomètres, il en résulte des propriétés surprenantes telles qu'une certaine ductilité des céramiques. Les propriétés de surface sont également modifiées (vitrages hydrophobes, anti-réfléchissants ou autonettoyants...)

II.5.2. La porosité

Un grand nombre de matériaux sont poreux à des degrés divers, en particulier lorsqu'ils sont fabriqués à partir de poudres. Ci-dessous, nous présentons quelques exemples largement utilisés :

- ✓ Porosité ultra-fine des zéolites qui les destine au filtrage moléculaire,
- ✓ Porosité multi-échelles des bétons (dans le gel de ciment et entre les différents constituants),
- ✓ Porosité des briques, qui leur permettent de résister aux gradients thermiques et aux contraintes induites par le mortier (« déformabilité »),
- ✓ En métallurgie des poudres, les céramiques à haute résistance : la porosité résiduelle limite les propriétés mécaniques et on cherche à la réduire (frittage à haute température et sous charge, vitrocéramiques...),
- ✓ Mousses : d'aluminium (absorption de chocs), de nickel (pour batteries de téléphones mobiles), de polyuréthane...

D'une manière générale, la porosité peut être ouverte (sur le milieu extérieur) ou fermée (**Figure 18**). On la caractérise généralement par sa fraction volumique (ou par la densité du matériau poreux), son caractère ouvert ou fermé et la distribution de taille des pores. La porosité ouverte contrôle notamment les propriétés d'accrochage des revêtements sur la surface du matériau.

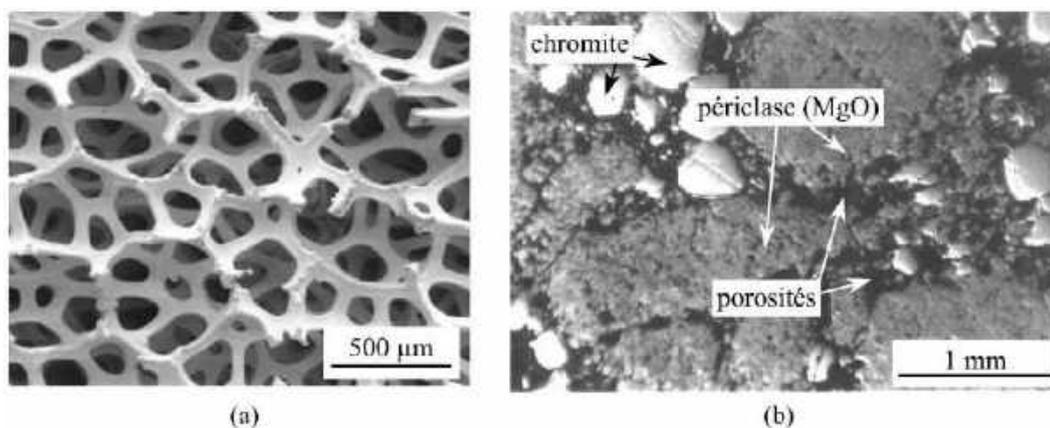


Figure 18: Exemples de matériaux poreux : (a) Mousse de nickel à porosité ouverte, pour batteries de téléphones mobiles (microscopie électronique à balayage), (b) Brique réfractaire chromite-magnésienne pour fours industriels (microscopie optique).

II.6. Microstructures et propriétés des matériaux polymères

Dans cette partie, on se donne pour but de relier la microstructure et le comportement mécanique dans le cas des matériaux polymères. Cette démarche se décline à différentes échelles illustrées ci-dessous :

II.6.1. L'échelle macroscopique

À cette échelle centimétrique, la microstructure intervient de façon sous-jacente dans la formulation de lois de comportement en viscoélasticité ou en élasticité en grandes transformations (**Figure 19a**). Par exemple, la connaissance de mécanismes de déformation des polymères guide la définition de temps de relaxation dans le comportement viscoélastique. Autrement dit, le rôle joué par l'adhésion entre particules

et matrice polymérique guide la description de l'effet Mullins dans les élastomères. Remarque : L'effet Mullins est un aspect particulier de la réponse mécanique des polymères dont la courbe contrainte-déformation dépend de la charge maximale précédemment atteinte.

II.6.2. L'échelle microscopique

Le meilleur exemple à étudier dans cette échelle est celui des renforts du matériau composite notamment, la fraction volumique, la forme et l'orientation des renforts influent fortement sur le comportement macroscopique du composite (**Figure 19b**). Les méthodes d'homogénéisation peuvent alors être mises en œuvre pour décrire cette relation entre microstructure et comportement. On peut alors, typiquement, prédire les propriétés élastiques et dilatométriques anisotropes qui expliquent le retrait d'une pièce obtenue par injection dans un moule d'une matrice chargée de fibres.

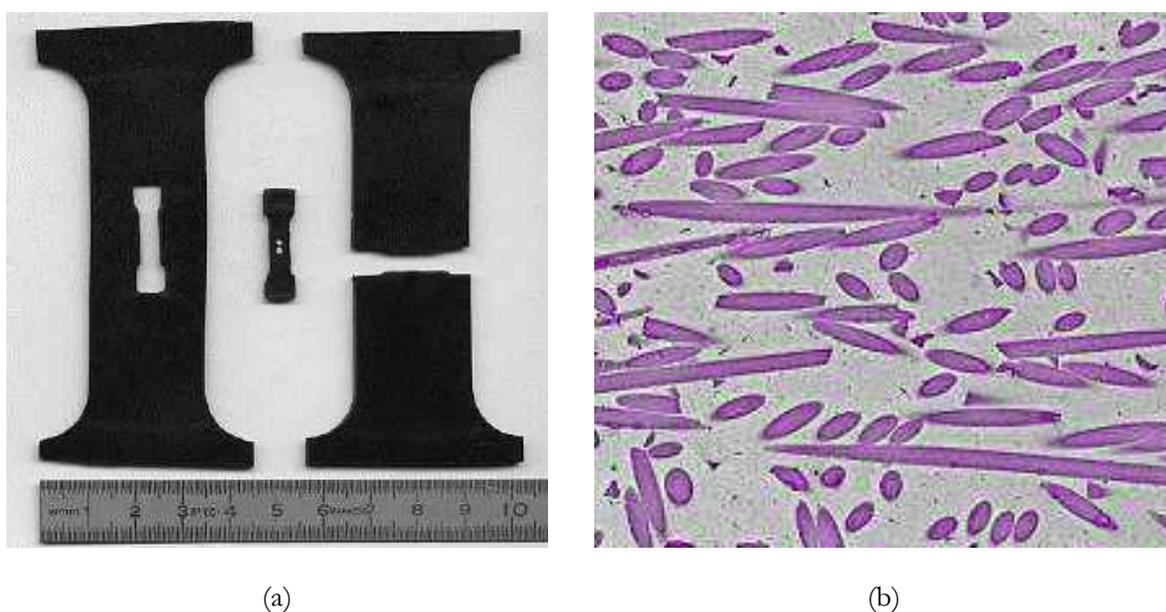


Figure 19: (a) Mesure et comportement des polymères à l'échelle centimétrique, (b) Distribution des renforts micrométrique dans une matrice polymérique dans les matériaux composites.

II.6.3. L'échelle nanométrique

A titre d'exemple, les lamelles cristallines dans un polymère semi-cristallin, dont la connaissance de la nature de la microstructure, de la teneur en phase cristalline, de la géométrie des cristallites, peut permettre de comprendre le comportement observé à l'échelle supérieure (**Figure 20a**). Ici encore, les rôles joués par la phase cristalline et par la phase amorphe peuvent être combinés dans des modèles d'homogénéisation, mais avec la difficulté supplémentaire de connaître au préalable le comportement de la phase amorphe. Confinée entre les lamelles cristallines à une échelle nanoscopique, elle ne se comporte pas comme une phase amorphe libre. Actuellement, des techniques de mesure spécifiques sont mises en œuvre pour déterminer la morphologie de la phase cristalline, par diffusion des rayons X aux petits angles et par diffraction aux grands angles.

II.6.4. L'échelle atomique

La chaîne macromoléculaire peut être décrite atome par atome, ce qui permet de comprendre, par la simulation, le rôle joué par différents paramètres sur le comportement à la transition vitreuse d'un polymère,

par exemple (**Figure 20b**). La dynamique moléculaire permet alors, au moyen de potentiels d'interaction adéquats et en résolvant les équations de la mécanique newtonienne, de suivre l'évolution d'un ensemble de macromolécules sous l'effet, typiquement, d'un changement de température ou de pression. Si ce thème de recherche privilégie la simulation numérique intensive, les activités expérimentales n'en restent pas moins indispensables pour calibrer les calculs.

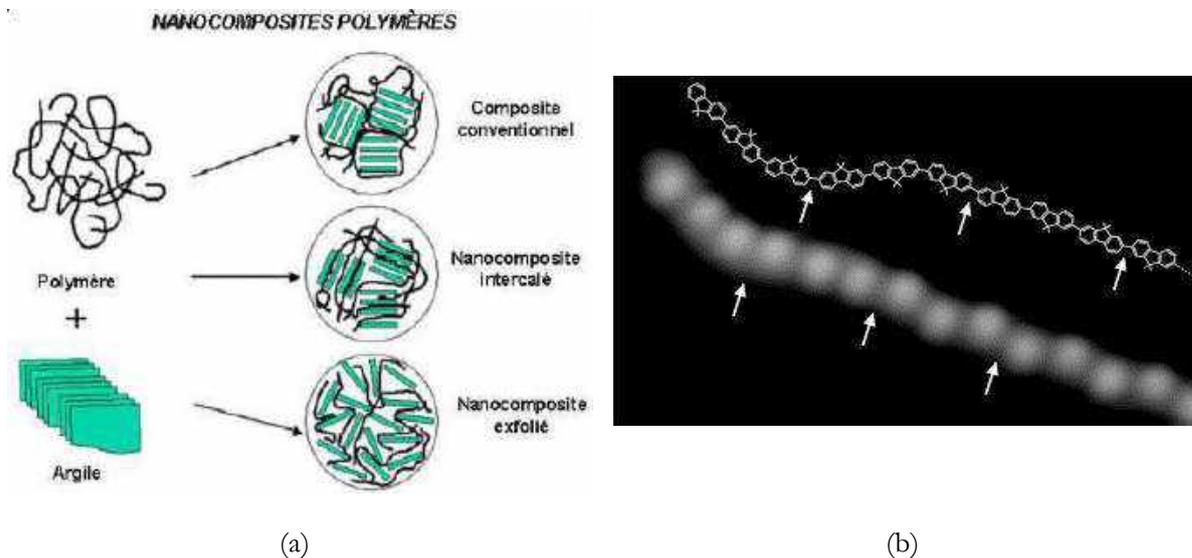


Figure 20: (a) Nanocomposites polymères (b) Résolution à l'échelle atomique obtenue avec un microscope à effet tunnel.

II.7. La métallurgie numérique microstructurale

Modéliser les microstructures des matériaux permet de simuler leur comportement mécanique en fonctionnement et donc d'optimiser et fiabiliser la conception des pièces. Le meilleur exemple à donner dans cette partie est celui des moteurs d'avions, où les matériaux utilisés pour réaliser les organes internes d'avions doivent être particulièrement résistants (**Figure 21**).

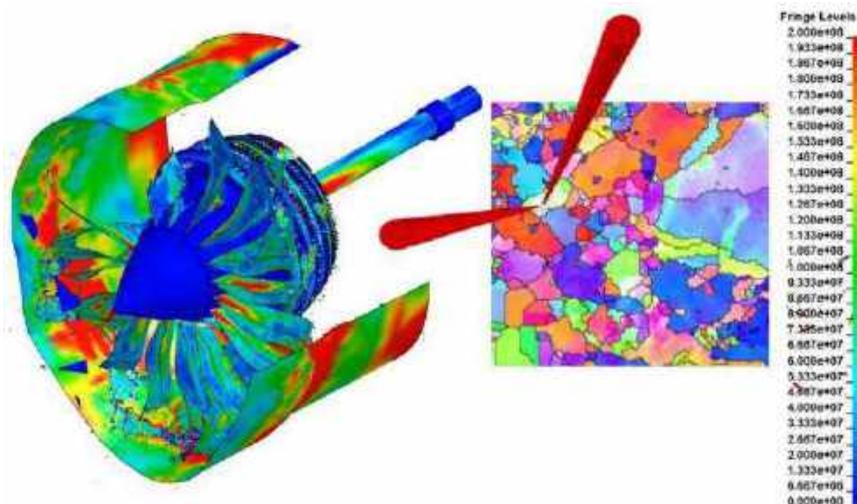


Figure 21: L'optimisation des matériaux utilisés dans les réacteurs d'avions passe par la modélisation de leurs microstructures.

C'est surtout le cas pour les pièces « critiques », comme les disques ou les aubes des turbines qui sont soumises à de fortes sollicitations mécaniques à hautes températures et qui, en cas de rupture, risquent de compromettre l'intégrité du moteur, voire celle de l'avion. De plus, améliorer le rendement des moteurs passe par une augmentation de la température des gaz de combustion et requiert en conséquence une optimisation poussée du comportement mécanique à haute température des matériaux.

Modéliser finement le comportement et l'endommagement de ces matériaux en lien avec leurs microstructures est donc crucial pour la conception de matériaux et de pièces de futurs moteurs plus performants et plus fiables (diminution des coûts de maintenance et amélioration de la sûreté des avions). Les matériaux actuels, métalliques, utilisés pour ces pièces, sont des superalliages renforcés par la formation de particules durcissant et présentant une microstructure complexe, constituée d'un **seul grain** (cristal formé par les atomes de l'alliage) pour les applications aubes et d'un **poly cristalline** (agrégats de grains) pour les disques.

Il est donc important d'établir les liens entre la chimie, le procédé d'élaboration, la microstructure et le comportement mécanique, notamment lorsque la pièce est soumise à des variations de température et de contrainte mécanique.

La réponse mécanique de ces matériaux est intimement liée à la répartition des précipités durcissant et à la taille des grains dans le cas des disques. De plus, la microstructure de ces matériaux est susceptible d'évoluer au cours du fonctionnement de la turbomachine. La prévision de durée de vie nécessite donc la modélisation de la microstructure et le développement de modèles de comportement et d'endommagement intégrant des informations sur les microstructures (**Figure 22**).

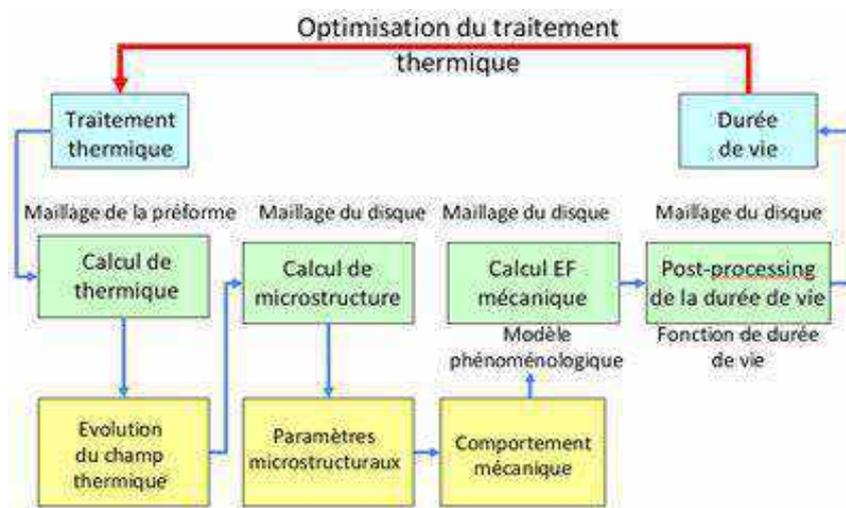


Figure 22: Chaîne de calculs du traitement thermique à la durée de vie du disque de turbine.

Il est donc important de comprendre comment la répartition, la morphologie et la taille des précipités et des grains jouent sur la résistance mécanique et conditionnent la durée de vie de la pièce en service. En effet, pour augmenter la durée de vie d'une pièce, ces modélisations permettent de trouver la microstructure la mieux adaptée.

Ces idées rassemblent des chercheurs métallurgistes, qui s'attachent à étudier la microstructure des alliages métalliques, et des mécaniciens du solide, qui étudient le comportement de ces matériaux lorsqu'on

les déforme. Aujourd'hui, il existe des modèles de mécanique intégrant certains paramètres microstructuraux qui permettent de mieux prédire la réponse du matériau à la déformation, mais beaucoup reste à faire pour établir et modéliser les liens entre microstructure et résistance à la fatigue. Les modélisations sont validées par l'observation au microscope des matériaux, afin de vérifier que la microstructure est bien celle prévue, et par des essais mécaniques sur différentes microstructures (**Figure 23**).

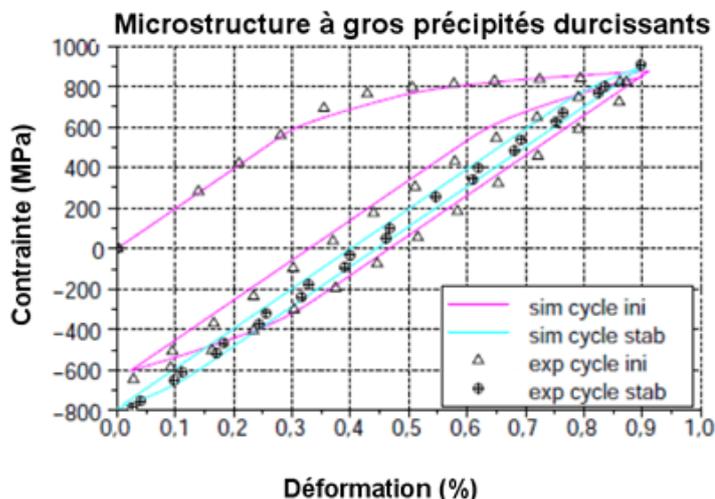


Figure 23: Simulation de la réponse mécanique du superalliage à une déformation cyclique répétée.

Enfin, les essais « technologiques » sur pièces se rapprochent des conditions d'utilisation en service, notamment les échauffements et refroidissements subis par les pièces pendant un vol, afin de valider sur structure la chaîne de calcul de la durée de vie (**Figure 24**).

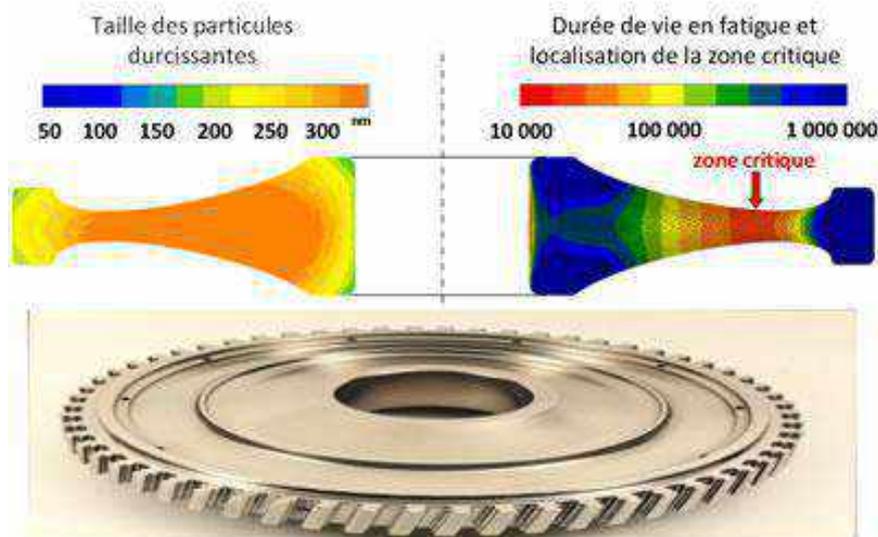


Figure 24: Calculs du gradient de microstructure et de la durée de vie d'un disque de turbine.

Les métallurgistes et les mécaniciens travaillent actuellement sur l'optimisation des superallages de nouvelle génération qui pourront remplacer celui utilisé aujourd'hui dans les disques des turbines des anciens moteurs d'avions. Ils développent une chaîne complète de calculs de cet alliage afin d'optimiser la microstructure de chaque zone de la pièce, en jouant sur la préforme du disque et les traitements thermiques.

II.8. Étude de cas d'analyse microstructurale dans l'industrie

II.8.1. Aciers pour l'industrie automobile

Pourquoi les aciers sont-ils encore le matériau le plus utilisé par l'industrie automobile ?

Les coûts, la disponibilité des aciers par rapport aux matériaux composites, la connaissance du matériau, le savoir-faire qui lui est associé, la confiance des ingénieurs dans son utilisation sont autant de paramètres qui font nettement pencher la balance vers l'utilisation des aciers.

Qui plus est, le monde de l'acier n'a pas assis les bras croisés à regarder le marché des matériaux composites lui ravir d'importantes parts de marché. En effet, les dernières années ont vu apparaître de nouveaux types d'acier tels les aciers micro-alliés, les aciers TRIP et TWIP qui présentent des propriétés mécaniques nettement améliorées. Ces derniers permettent ainsi de diminuer les poids des structures sans avoir à changer les chaînes de fabrication et de montage. En résumé, les aciers sont peu coûteux, sont facilement disponibles et leurs propriétés de même que leurs méthodes de mise en œuvre sont très bien connues.

Le cahier des charges de ces matériaux est le suivant :

- Résistance la plus élevée possible (allègement du véhicule),
- Emboutissabilité : bonne capacité de durcissement au cours de la déformation, sans localisation de celle-ci (en particulier dans l'épaisseur) ; maîtrise de l'anisotropie, en particulier par la texture cristallographique ; réduction de la teneur en inclusions (particules incorporées involontairement lors de la mise en œuvre),
- Ductilité suffisante même après emboutissage,
- Compatibilité avec les procédés d'assemblage actuellement utilisés : prohiber les hautes teneurs en carbone et en éléments d'alliage qui fragiliseraient le matériau au voisinage des soudures,
- Coût faible (marché très concurrentiel) : éviter les éléments chimiques chers (Ni, Cr, Mo...) et les traitements thermiques complexes,
- Tenue à la corrosion : bon accrochage de la couche de zinc (galvanisation), ce qui requiert une haute pureté et limite l'utilisation de certains éléments (Si).

Depuis des décennies, on a recours à de l'acier pour la carrosserie, mais des polymères et des alliages d'aluminium sont récemment apparus sur certaines pièces, malgré les problèmes d'assemblage (matériaux non soudables). Face à cette concurrence, les aciers ont profondément évolué. On trouve maintenant sur le marché une gamme très diversifiée, proposant pour chaque pièce, selon sa géométrie et ses fonctions dans la carrosserie, le compromis adapté entre résistance mécanique et formabilité.

Dans les aciers à haute formabilité, on demande à ce que le matériau se déforme uniformément, tandis que la quasi-absence d'éléments d'alliage garantit les autres propriétés demandées, au détriment toutefois de la résistance mécanique (éviter de casser les presses d'emboutissage !). Dans l'état actuel de la pratique industrielle, on aboutit ainsi à la microstructure suivante (**Figure 25**) :

- Matériau monophasé, ferritique (cubique centré), comme le fer pur à la température ambiante

- Piégeage des interstitiels (éviter la localisation de la déformation) ; très bas taux de carbone et d'azote, piégés par un ajout de titane et/ou de niobium, ce qui suppose, lors de l'élaboration, de savoir produire des aciers à très bas carbone (dégazage sous vide) à de faibles coûts
- Grain fin si l'on demande une bonne résistance : formation de carbonitrides de Nb, V, Ti pour limiter la taille des grains, contrôle de la transformation de phase (austénite → ferrite) après laminage à chaud
- Maîtrise de l'anisotropie par la texture de recristallisation après recuit : favoriser les orientations des grains dans un plan {111} est parallèle au plan de la tôle.

Les tailles de grains de plus en plus fines et la complexité des mécanismes de recristallisation imposent l'utilisation de méthodes de caractérisation de moins en moins traditionnelles : microscopie à balayage avec EBSD, microscopie électronique en transmission...etc.

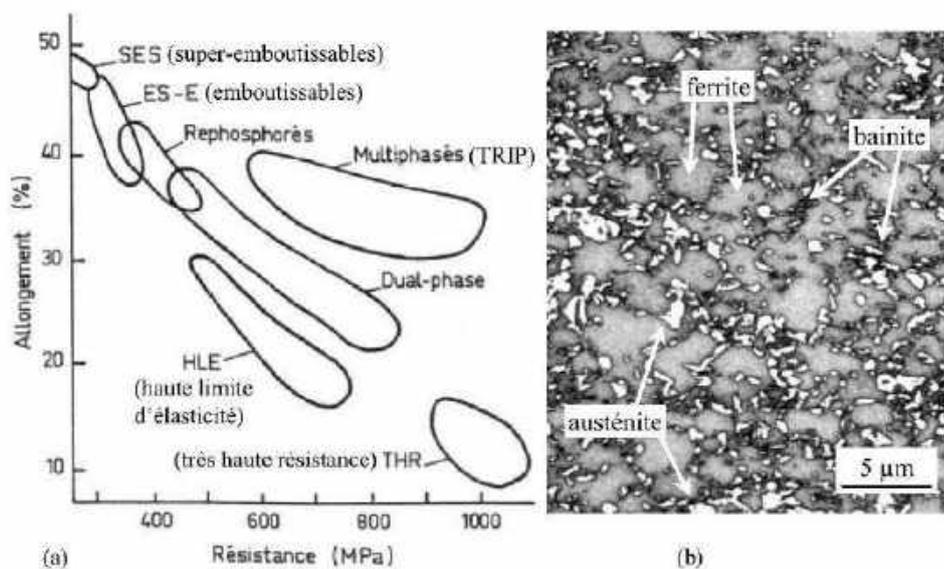


Figure 25: Aciers pour pièces automobiles : (a) compromis déformabilité mécanique ; (b) Microstructure d'un acier TRIP : matrice ferritique et particules de bainite (en gris) et d'austénite, en blanc (microscopie optique).

Pour les pièces de sécurité (comme les renforts de portières) la résistance mécanique et la ductilité sont privilégiées grâce à des microstructures multiphasées très fines : ferrite-martensite (dual-phase), voire rétention d'austénite qui se transformera en martensite au cours de la déformation, consommant ainsi de l'énergie et assurant une bonne ductilité (aciers TRIP). L'ajout d'éléments d'alliage (Mn, Cr, Mo, ou Si) limite cependant la soudabilité et la tenue à la corrosion (emploi impératif d'autres méthodes de revêtement que la galvanisation).

II.8.2. Superalliages pour aubes de turbines

Il est généralement imposé de ces matériaux un cahier des charges très exigeant, entre-autres : Résistance à haute température aux sollicitations mécaniques (force centrifuge) et chimiques (oxydation, corrosion par les gaz de combustion du moteur), ceci à plus ou moins long terme selon le type de turbine (génération d'électricité, aéronautique civile ou militaire). Une élévation de 100 °C de la température d'entrée des gaz permet par exemple de gagner un point en rendement thermodynamique du système.

Les céramiques étant pour le moment trop fragiles, on utilise des alliages métalliques. La tenue à la corrosion est assurée par un ajout de chrome. Tous les moyens sont bons pour renforcer la tenue mécanique:

- Durcissement de la solution solide par des éléments tels que Cr, Co, Mo et maintien d'une structure cubique à faces centrées dans laquelle la diffusion est lente (structure compacte).
- Précipitation durcissante : γ' (intermétallique ordonné $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$) et/ou γ'' (intermétallique ordonné Ni_3Nb) plus ou moins fins selon l'application visée,
- Réduction des joints de grains qui nuisent à la résistance à chaud : suppression des joints perpendiculaires à la force centrifuge (solidification dirigée), voire suppression de tous les joints (aubes monocristallines composées d'un seul grain), ce qui impose une mise en forme par fonderie (éviter alors les ségrégations et la porosité),
- Réduction de la température par rapport à la température d'entrée des gaz : multi perforation, revêtement par une barrière thermique céramique multicouche (pour optimiser l'accrochage avec le métal et la stabilité chimique à long terme),

Grâce à une maîtrise sans cesse croissante de la métallurgie de ces alliages les progrès ont été spectaculaires (**Figure 26**).

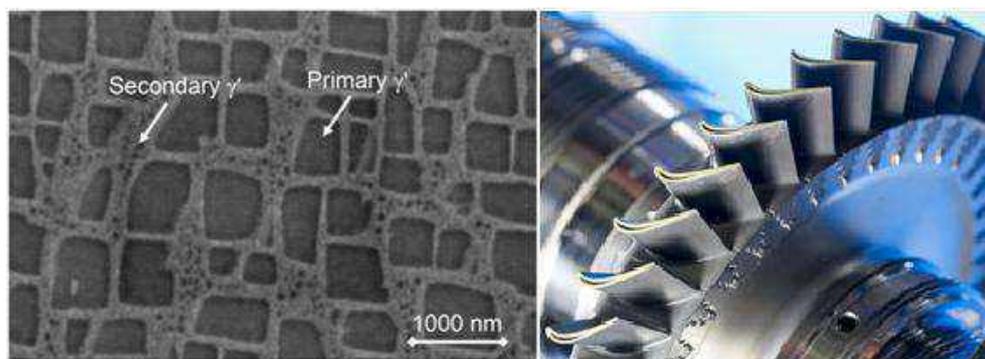


Figure 26: Microstructure et utilisation des superalliages en aéronautique.

II.8.3. Vitrocéramiques résistantes au choc thermique

Dans cet exemple de matériau, on exige un cahier des charges :

- Ils sont destinés au marché de grande diffusion donc ne doivent pas être chers ni en matière première ni en mise en forme,
- Matériaux les plus résistants possible au choc thermique (casserole chaude sur plaque froide ou l'inverse) : le coefficient de dilatation thermique doit être le plus faible possible en valeur absolue,
- Réglage facile des propriétés par la composition chimique et le traitement thermique,
- Excellente résistance à la corrosion.

Le choix s'est porté sur les vitrocéramiques (**Figure 27**), pour lesquelles la mise en forme est aisée (à l'état de verre fondu) et les propriétés sont réglées par la composition chimique et une cristallisation contrôlée qui peut atteindre 95 à 98% du matériau. Le passage par l'état de verre assure en outre une porosité nulle donc une bonne résistance mécanique. La fabrication comporte les étapes suivantes :

- Fusion des constituants du verre et ajout des agents de germination,

- Mise en forme par coulée et refroidissement jusqu'à la température ambiante
- Premier palier de revenu : réchauffage lent et germination, en quelques heures, de cristaux nanométriques sur les agents de germination ; on utilise une température relativement basse pour obtenir une force motrice thermodynamique élevée et une grande densité de germes (un tous les 20 à 100 nm),
- Second palier de revenu : on fait croître les phases cristallines majeures à haute température (le plus vite possible, compte tenu de la stabilité des phases et des contraintes thermiques).

Les microstructures obtenues, à grains très fins (0,02 à 1 µm contre 10 à 20 µm pour les céramiques traditionnelles), ne comportent pas de porosité. D'autres applications des vitrocéramiques : Céramiques facilement usinables (comportant un réseau serré de micas), résistance mécanique, isolation électrique.

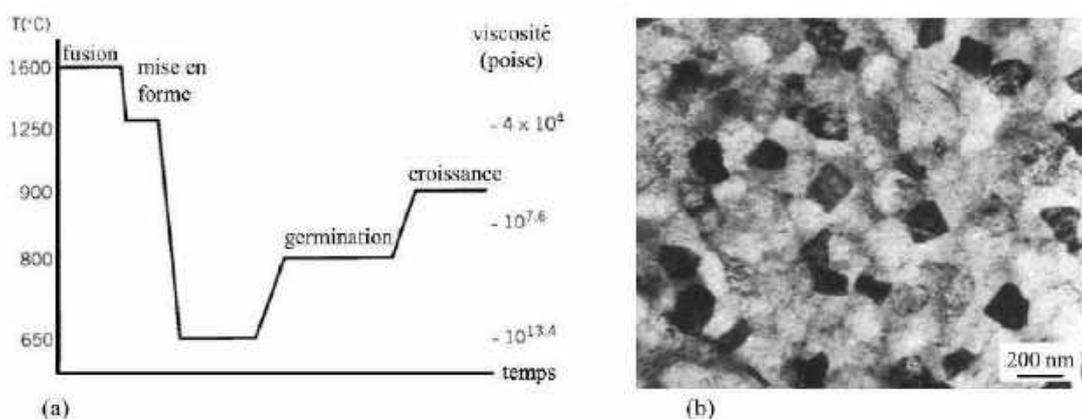


Figure 27: Contrôle de la mise en forme et de la microstructure des vitrocéramiques : (a) Traitement thermique d'un exemple d'une vitrocéramique (b) Microstructure après 2 min à 975°C puis 2 h à 775°C (microscopie électronique en transmission).

CHAPITRE III : FACTEURS INFLUENÇANT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

III.1. Introduction

Divers facteurs influencent les propriétés mécaniques des matériaux, les deux plus importants sont la température et la microstructure.

Le concept de haute ou de basse température qui joue un rôle important en science des matériaux n'a rien à voir directement avec la notion de haute ou de basse température telle qu'elle intervient dans la vie courante. Cette notion, qui résulte principalement de notre expérience physiologique personnelle, est liée surtout au point de fusion et d'ébullition de l'eau qui sont des repères importants dans la vie courante. Pour les matériaux, cette notion de haute ou basse température est un concept lié au point de fusion ou à la vitesse de réorganisation des atomes induite par l'agitation thermique.

Aux basses températures, il existe deux grands types de déformation dans les matériaux : la déformation élastique et la déformation plastique. *La déformation élastique* caractérise le comportement des matériaux dans *les conditions normales* d'utilisation. Par contre, durant la mise en forme, la limite élastique est toujours dépassée. La capacité de *déformation plastique*, appelée ductilité, joue un rôle important dans *le formage* des métaux. Cette propriété intervient aussi dans la caractérisation dans le cas de structures devant absorber l'énergie d'un impact comme les carrosseries des nouvelles voitures.

- À température ambiante, la capacité de déformation plastique (déformation permanente) est :
- Pratiquement nulle pour les verres minéraux, les céramiques, les polymères fortement réticulés (thermodurcis) et les élastomères ;
- De l'ordre de quelques pourcents pour les alliages durcis et de plusieurs dizaines de pourcent pour les métaux purs ;
- De plusieurs centaines de pourcent pour un certain nombre de polymères thermoplastiques. Il faut noter que les thermoplastiques sont les seuls matériaux polymères ayant une déformation plastique.

La capacité de déformation plastique augmente fortement à température élevée. On tire parti de cette caractéristique pour mettre en forme, à haute température, des lingots d'acier ou des plaques de thermoplastiques (thermoformage). En général on considère qu'une température est élevée lorsque $T \geq 0,5 T_f$ (T, T_f en Kelvin), où T_f est la température de fusion du matériau. À température élevée, la déformation plastique est observée pour pratiquement tous les matériaux, à l'exception des polymères **réticulés thermodurcis** qui ne peuvent subir de déformation plastique en raison de leur structure chimique.

À haute température, des déformations mécaniques importantes peuvent être induites par des faibles contraintes. Celles-ci résultent d'une déformation dépendante du temps. Ce comportement, *appelé viscoélastique, est intermédiaire entre celui du solide élastique et celui du liquide visqueux*. Il se rencontre dans beaucoup de thermoplastiques à des températures voisines ou supérieures à celle du **T_g** (*la température de transition vitreuse*). Le fluage des métaux constitue un autre exemple de comportement viscoélastique. Il n'intervient

en général qu'à des températures élevées ($> 0,5 T_f$). C'est cette caractéristique qui limite actuellement la température de travail et le rendement des turbines à gaz utilisées en aviation.

III.2. Déformation à haute température

Les différents matériaux donnés au **Tableau 1** couvrent un domaine de température très vaste. Ils sont utilisés pour des applications extrêmement variées. On peut tirer de ce tableau une série d'indications des plus intéressantes, et on se rend compte que la notion de haute température varie fortement d'un matériau à l'autre. Ainsi, on constate que l'aluminium à $T > 100$ °C est à haute température, et qu'il ne convient pas pour réaliser la structure portante des grands bâtiments. Il est à exclure de cette application à cause du risque de fluage en cas d'incendie.

Tableau 1: Limite entre basse et haute température pour différents matériaux.

Matériaux	T_m K	T_g K	Métaux	Céramiques	Polymères
			$0,4 T_m$ K (°C)	$0,5 T_m$ K (°C)	$0,6 T_m$ K (°C)
W	3680		1472 (1199)		
SiC	3110			1555 (1282)	
MgO	3073			1537 (1264)	
Mo	2880		1152 (879)		
Al ₂ O ₃	2323			1162 (889)	
Si ₃ N ₄	2173			1087 (814)	
Ti	1943		777 (504)		
Fe	1809		724 (451)		
Ni	1726		690 (417)		
Cu	1356		542 (269)		
Al	933		373 (100)		
PA aromatique	913	648			548 (275)
Kevlar ^{®(a)}					
PEEK ^(a)	613	423			368 (95)
Pb	600		240 (-33)		
PC ^(a)	573	423			344 (71)
PETP ^(b)	543	343			326 (53)
iso-PS ^(a)	513	373			308 (35)
iso-PP ^(a)	443	258			266 (-7)
PE (HD) ^(a)	413	153			248 (-25)
Hg	235		94 (-179)		

Le carbure de silicium (SiC) résiste à de très hautes températures et il est utilisable pour fabriquer les corps de chauffe des fours atteignant 1500 °C. A ces températures, le rôle de l'oxydation devient prépondérant. Seuls les matériaux formant des couches d'oxyde stables (SiO₂ dans le cas du SiC) s'opposant à la diffusion de l'oxygène vers la surface du matériau offrent un intérêt. (Dans les alliages métalliques, il y a trois éléments principaux qui protègent contre l'oxydation : Si, Cr, Al).

Bien que le tungstène soit aussi un matériau réfractaire, il ne présente pas d'intérêt pour un emploi à haute température en atmosphère oxydante, car l'oxyde de tungstène qui se forme dans ces conditions est volatil, et ne forme pas de couche protectrice. On rencontre ce phénomène avec la plupart des métaux réfractaires (molybdène, niobium et titane). En atmosphère protégée, par contre, le tungstène est utilisable à très haute température. Le filament d'une ampoule électrique peut atteindre une température de 3000 °C dans une atmosphère d'argon.

D'autres métaux ou alliages sont à température élevée à la température ambiante ; c'est le cas des alliages d'argent et de mercure (amalgames) utilisés en dentisterie. Ainsi, Ag_3Hg_4 qui est un des principaux constituants des amalgames dentaires, se trouve dans la bouche à haute température (78% de la température de fusion). Il en est de même du plomb qui peut être déformé et travaillé facilement, grâce au mécanisme de déformation à haute température existant à l'ambiance dans ce matériau.

Il est possible de restreindre dans certains cas, la déformation plastique des matériaux travaillant à température élevée. C'est le cas des superalliages utilisés pour les aubes de turbines. Ces alliages ont une microstructure complexe et contiennent une dizaine d'éléments dont les plus importants sont : Ni, Cr, Co, Al et Ti. Un choix judicieux de leur composition, des traitements thermiques et des procédés de cristallisation permettent d'atteindre une température d'utilisation de 1000 °C. Cette température correspond à une température relative de 0,8 par rapport à la température de fusion ($T_f = 1250^\circ\text{C} - 1300^\circ\text{C}$).

Il est également très important de constater qu'un grand nombre de polymères, dont la température d'utilisation dépasse rarement 200 °C, ne sont pratiquement utilisés qu'à haute température. Ceci explique le comportement viscoélastique plus ou moins généralisé de ces matériaux. Ce comportement justifie également le développement actuel des polymères renforcés, et qui sont capables de résister à de très hautes contraintes grâce aux fibres à haute résistance qui composent leur charpente.

III.2.1. Fluage des alliages métalliques

Lorsque la température dépasse $0,4 T_f$, les mouvements des atomes deviennent importants en raison de l'augmentation du nombre des lacunes avec la température et de la vitesse de diffusion des atomes. Dans ces conditions de température, on observe que lorsqu'on applique une contrainte constante, il se produit une déformation plastique fonction du temps, même dans le cas où la contrainte est très faible. Sous contrainte élevée, ce processus résulte surtout de la montée des dislocations qui peuvent ainsi contourner les obstacles et produire un glissement. Dans ce cas, on parle **de fluage par dislocations (Figure 28)**. À faible contrainte, le fluage se produit plutôt par un réarrangement atomique suivant le champ de contrainte : c'est le **fluage par diffusion**.

L'analyse des mécanismes de déformation pour une sollicitation thermomécanique σ - T donnée peut être faite à l'aide des diagrammes à coordonnées adimensionnelles appelés cartes de déformation (**Figure 28**). Ces cartes doivent être établies pour chaque matériau et différentes tailles de grains. Il est intéressant de constater que la limite élastique relative R_e/G ne diminue pas avec la température à cause du comportement identique du **module de cisaillement G** auquel elle est rapportée. En effet, **G** varie dans les mêmes proportions que R_e . La limite élastique R_e varie fortement avec les mécanismes de durcissement et le rapport R_e/G peut être plus faible ou plus élevé que la valeur indiquée sur la **Figure 28**.

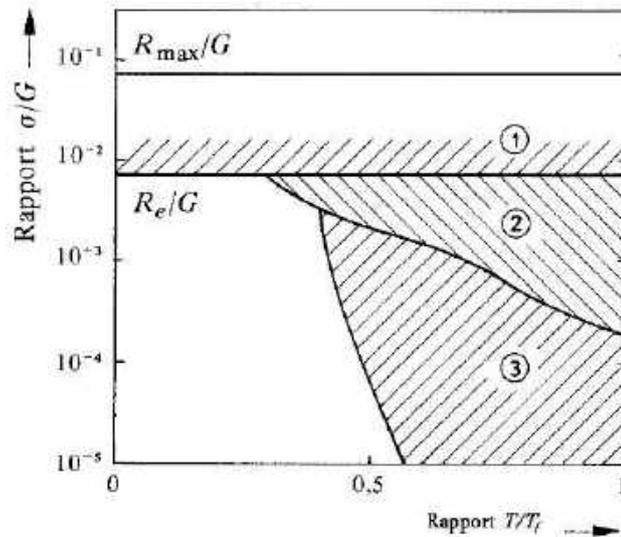


Figure 28: Carte des mécanismes de déformation des métaux en fonction de la contrainte relative σ/G et de la température relative T/T_f : Zone 1 : Déformation plastique ou viscoélastique par glissement de dislocations. Zone 2 : fluage par montée des dislocations.

La fonction déformation $\mathcal{E}=f(t)$, à contrainte constante, est appelée *courbe de fluage*. La **Figure 29** donne deux courbes de fluage à charge constante pour deux températures ($T_2 > T_1$). Au temps $t = 0$, lors de la mise en charge de l'éprouvette, on observe une déformation élastique instantanée \mathcal{E}^e . On distingue trois domaines distincts en fonction du temps. Dans le stade I, la vitesse de fluage $\dot{\mathcal{E}} = \frac{d\mathcal{E}}{dt}$ diminue constamment pour atteindre une valeur constante (stade II). C'est la région de fluage secondaire.

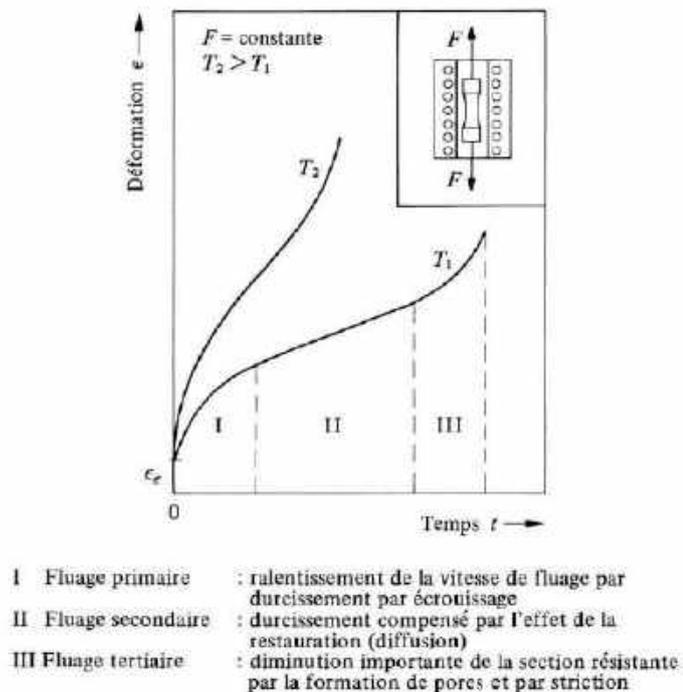


Figure 29: Deux courbes de fluage pour une force appliquée F constante, aux températures $T_2 > T_1$. En encart, le four est schématisé.

Dans le stade III (fluage tertiaire), il se produit des phénomènes de cavitation dans le matériau. Dans cette troisième phase, la contrainte réelle supportée par l'échantillon augmente considérablement en raison de la formation de pores aux joints des grains et d'un processus de striction. De ce fait, les expériences à contrainte réelle sont difficiles à réaliser. En pratique, on travaille souvent à contrainte nominale constante (charge constante).

Les principaux mécanismes microscopiques responsables du fluage sont les suivants :

- Le glissement des dislocations (comme à basse température).
- La montée des dislocations qui diminue ou annihile l'effet des précipités sur la propagation des dislocations.
- Le glissement des joints de grains.
- La diffusion des atomes et des lacunes.

Parmi tous ces mécanismes, c'est **la montée des dislocations** qui joue le rôle le plus important dans la pratique. La **Figure 30** représente schématiquement le mécanisme par lequel les dislocations peuvent monter et contourner les précipités à haute température. Ce mécanisme met en jeu le déplacement des lacunes par diffusion sur la ligne de dislocation, ce qui provoque un déplacement de la dislocation perpendiculairement à son plan de glissement (formation d'un cran, **Figure 30**). Ce phénomène est appelé **montée des dislocations**. Il permet de comprendre pourquoi les précipités sont moins efficaces à haute température. Le mécanisme de déplacement des dislocations par diffusion des lacunes permet également d'expliquer l'annihilation des dislocations lors d'un recuit à haute température.

Dans une sollicitation en fluage, deux phénomènes sont en compétition (**Figure 30**) : un phénomène de durcissement par multiplication des dislocations (écrouissage) et un phénomène d'affaiblissement de la résistance du matériau par disparition des dislocations (recuit).

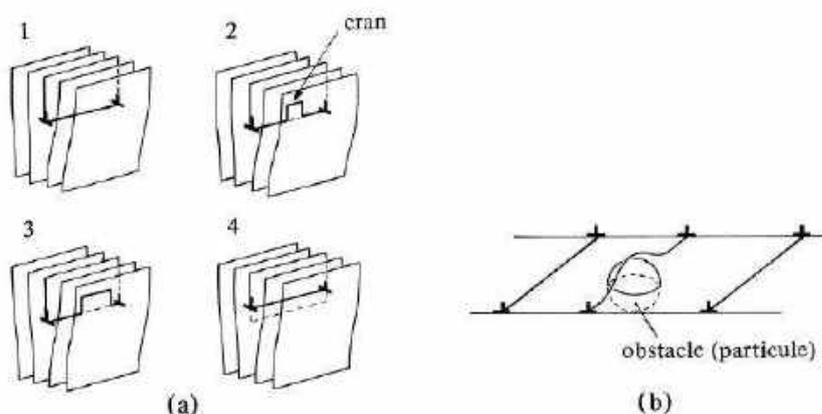


Figure 30: Mécanisme de diffusion des lacunes sous l'effet de la température provoquant (a) la montée des dislocations, par crans successifs, perpendiculairement au plan de glissement ; (b) déviation autour d'un obstacle par *montée* des dislocations.

Dans le stade I, le nombre de dislocations créées par la déformation plastique augmente plus rapidement que leur disparition par l'intermédiaire de mécanismes de diffusion dans ce cas la vitesse de déformation plastique diminue. Lorsqu'une certaine densité de dislocations est atteinte, les deux mécanismes se compensent, et le fluage se produit à vitesse constante (stade II, **Figure 29**).

Le glissement des joints de grains joue également un rôle important, car la concentration des lacunes y est très élevée. De manière générale, les matériaux métalliques à *grains fins* ont une *mauvaise résistance au fluage*, et les matériaux résistants au fluage, comme ceux utilisés dans les aubes de turbines à gaz, sont des matériaux à gros grains ou des monocristaux, de préférence allongés dans le sens de la contrainte maximum comme dans l'exemple illustratif.

Les métaux et alliages fortement déformés (écrouis) contiennent une densité élevée de dislocations, ce qui augmente l'énergie du cristal. Un niveau d'énergie élevé tend toujours à être réduit. Dans le cas d'un polycristal écroui, cette réduction d'énergie est obtenue par plusieurs mécanismes :

- Restauration ;
- Recristallisation ;
- Croissance des grains (maturation).

Dans la restauration, les dislocations se regroupent sous forme d'un réseau de sous-joints plus stables qu'un ensemble de dislocations enchevêtrées. Dans la recristallisation, il y a germination de nouveaux grains à faible densité de dislocations, lesquels ensuite croissent pour reformer complètement la structure des grains. La maturation de la structure polycristalline est un phénomène qui réduit la surface interne du matériau par un grossissement des grains. Ce phénomène peut être régulier (avec formation des grains de taille semblable) ou irrégulier (avec formation de quelques très grands grains parmi des petits). Dans ce dernier cas, on parle de recristallisation secondaire.

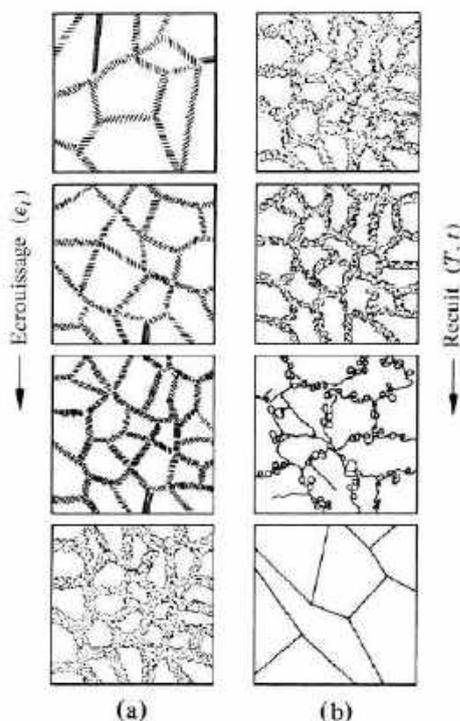


Figure 31: Représentation schématique des processus de renforcement et d'affaiblissement en compétition dans un alliage métallique soumis au fluage : (a) augmentation de la densité des dislocations par écouissage, c'est-à-dire formation de réseaux à haute densité de dislocations ; (b) diminution de la densité des dislocations par diffusion et montée de dislocations à haute température (recuit)

La mauvaise tenue au fluage d'un matériau métallique à grains très fins peut être exploitée pour la mise en forme à chaud. Un grain très fin (diamètre de quelques μm) conduit à la *superplasticité*. Il devient alors possible de déformer un échantillon de plusieurs centaines de pourcent de manière plastique. Il faut cependant bloquer le grossissement des grains pendant cette opération.

La vitesse de fluage, qui dépend fortement de la température, varie proportionnellement au coefficient de diffusion, et pour le second stade de fluage, on observe généralement la relation suivante :

$$\dot{\epsilon}_{II} = A \cdot D \cdot \sigma^n \dots\dots\dots \text{Équation (1)}$$

Où :

- **A** est une constante,
- **n** un exposant dont la valeur pour le fluage des métaux est comprise entre 3 et 8 pour le fluage par montée des dislocations, et de 1 pour le fluage par diffusion sous faible contrainte (**Figure 29**).
- Comme le coefficient de diffusion **D** est donné par $D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$:

$$\dot{\epsilon}_{II} = A' \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots \text{Équation (2)}$$

On remarque que la vitesse de fluage augmente sensiblement avec la température et avec la contrainte (**Figure 29**), ce qui influence la durée de vie des pièces. Les pièces qui subissent un fluage à haute température doivent être changées périodiquement. Ce sont des pièces à durée de vie limitée par déformation cumulée.

Les matériaux céramiques ayant, en général, des températures de fusion élevées, il serait intéressant de les utiliser dans des constructions exigeant une bonne résistance à haute température. Cependant, leur ténacité trop faible surtout à température ambiante limite encore actuellement leur utilisation.

III.2.2. Caractéristiques générales du comportement viscoélastique des thermoplastiques

Les polymères se trouvent en général, à haute température, dans leur domaine d'utilisation. En raison de cette caractéristique, ils manifestent d'une manière quasi généralisée, un comportement viscoélastique. À des températures de l'ordre de « **T_g - 50 °C** », le comportement viscoélastique est négligeable en première approximation. Celui-ci ne devient important qu'à des températures supérieures à « **T_g - 20 °C** ».

On peut caractériser le comportement viscoélastique d'un polymère par une étude de la variation isotherme du module de relaxation **E_r** en fonction du temps à plusieurs températures. À titre d'exemple, nous avons représenté les isothermes de relaxation du module **E_r(t)** du polystyrène atactique linéaire de haute masse moléculaire (> 100 000) dans le domaine de transition vitreuse (**Figure 33**).

On trouve dans les courbes de relaxation de contraintes quatre régions viscoélastiques caractéristiques :

- ✓ Un plateau vitreux caractérisé par un module d'élasticité supérieur à 1000 MPa,
- ✓ Une région de transition où le module varie rapidement en fonction du temps et de la température,

- ✓ Un plateau qui est caractérisé par un module compris entre 0.1 et 1 MPa. Dans ce domaine, le polymère est hautement déformable et c'est dans cette zone de température que l'on effectue le thermoformage des plaques.
- ✓ Une zone d'écoulement dans laquelle le module diminue très rapidement (écoulement visqueux).

On peut également identifier les quatre zones de comportement viscoélastique dans la courbe de variation du module en fonction de la température (**Figure 32**).

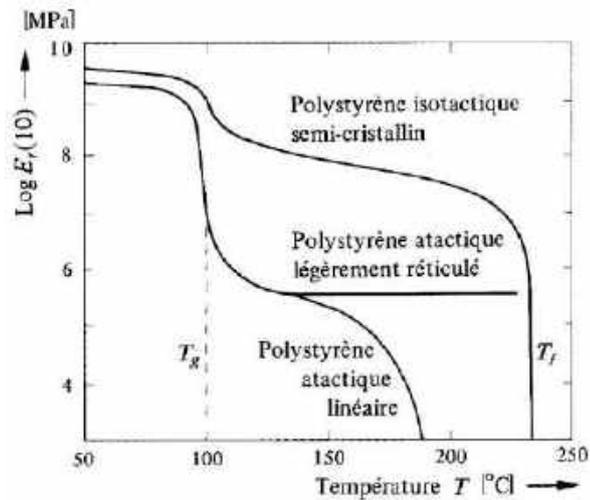


Figure 32: Courbe de variation de module d'élasticité, $E_r(10)$, du polystyrène atactique linéaire et réticulé et du polystyrène isotactique semicristallin

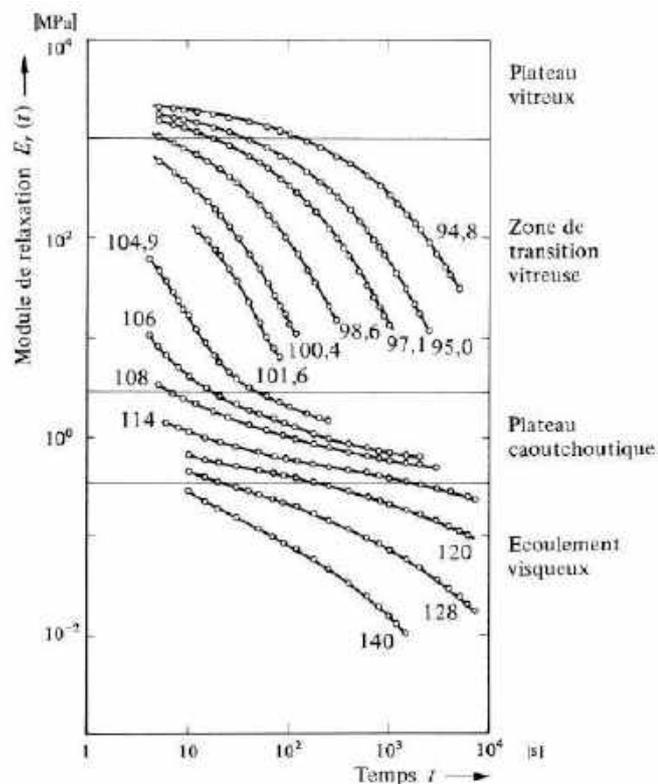


Figure 33: Isothermes de relaxation du polystyrène. La température est indiquée (°C) sur chaque isotherme.

On peut superposer les isothermes du module $E_r(t)$ obtenues à diverses températures en leur faisant subir une translation parallèle à l'axe des temps. On obtient ainsi une courbe pilote représentant le comportement viscoélastique du polymère à la température T_0 choisie comme référence. Cette transformation est illustrée à la **Figure 34**. On voit que l'on peut glisser les isothermes obtenues respectivement à 105,3 - 104,9 - 100,4 et 98,6 °C sur l'isotherme à 101,6 °C, ce qui permet de construire la courbe pilote à 101,6 °C.

À la **Figure 35**, on a représenté la courbe pilote construite en combinant l'ensemble des isothermes de relaxation des **Figure 33** et **Figure 34**. La courbe pilote est censé représenter l'isotherme complète couvrant la totalité du domaine viscoélastique.

Comme une telle courbe couvre un intervalle de temps s'étendant sur plus de 10 ordres de grandeur, on conçoit aisément qu'elle soit, dans sa totalité, inaccessible à l'expérience et qu'elle ne puisse s'obtenir que par la construction schématisée à la **Figure 34**.

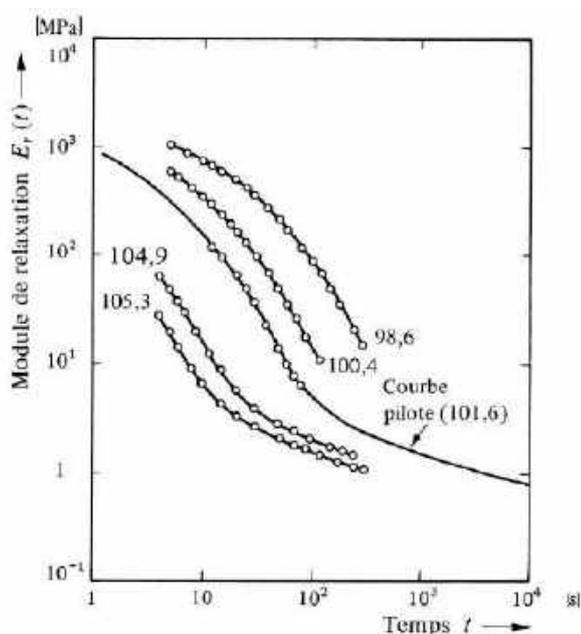


Figure 34 : Principe d'équivalence des effets du temps et de la température et procédé de construction de la courbe pilote, illustrés à l'aide de 5 isothermes de relaxation du polystyrène ($T_0 = 101,6$ °C). La température en °C est indiquée sur chaque isotherme.

Il est possible de résumer la méthode de construction de la courbe sous une forme mathématique très concise. Dans un diagramme logarithmique module–temps (**Figure 36**), on considère une série des courbes isothermes de relaxation déterminée aux températures $T_0, T_1, T_2, \dots, T_n$.

Le temps t nécessaire à l'éprouvette pour se relaxer jusqu'à une valeur déterminée du module (10^2 MPa par exemple) dépend uniquement de la température et on peut écrire :

$$\log t_1 = \log t_0 + \log a(T_1)$$

$$\log t_2 = \log t_0 + \log a(T_2)$$

.

$$\log t_n = \log t_0 + \log a(T_n)$$

Ou, d'une manière générale :

$$\log t = \log t_0 + \log a(T) \dots\dots\dots \text{Équation (3)}$$

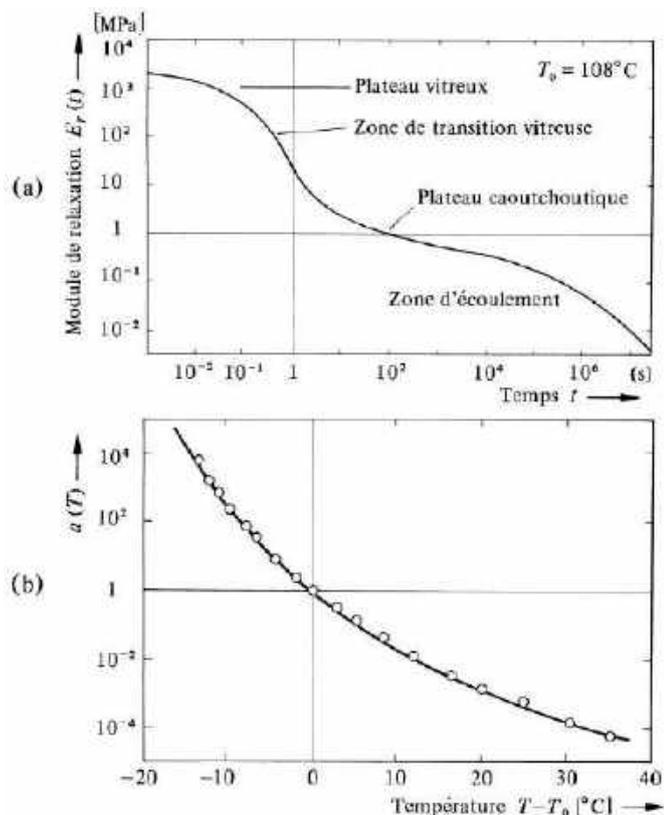


Figure 35: Polystyrène amorphe : (a) courbe pilote ; (b) courbe du facteur de temps $a(T)$ à T_0 .

Comme les isothermes de relaxation sont superposables, la fonction $\log a(T)$ ne dépend que de la température de référence T_0 . $\log a(T)$ représente la valeur algébrique du vecteur dont il faut glisser l'isotherme à la température T_0 pour l'amener à correspondre avec l'isotherme à la température T . $\log a(T)$ est une fonction décroissante de la température. L'équation (3) peut alors s'écrire :

$$t = t_0 a(T) \dots\dots\dots \text{Équation (4)}$$

La fonction $a(T)$ est le quotient de deux temps ; elle n'a pas de dimension physique et on lui donne le nom de facteur de temps (**Figure 35**).

Le principe d'équivalence des effets du temps et de la température peut s'énoncer de la manière suivante: Les fonctions viscoélastiques obtenues à une température se transforment à une autre température par une simple multiplication de l'échelle des temps. Si on exprime le temps sous forme de la variable $t/a(T)$, les isothermes obtenues à diverses températures se superposent pour former une courbe unique qui est la courbe pilote à la température de référence T_0 . Les matériaux qui obéissent au principe d'équivalence des effets du temps et de la température ont un comportement que l'on qualifie de thermo-rhéologiquement simple.

Le principe d'équivalence des effets du temps et de la température constitue une grande simplification pour l'étude des matériaux viscoélastiques. Deux fonctions simples : la courbe pilote $E_r [t/a(T)]$ et la fonction du facteur de temps $a(T)$ résument, de manière condensée, l'ensemble des résultats obtenus pour l'étude de la relaxation de la contrainte pour un type de déformation qui est ici l'extension uni-axiale.

On peut également appliquer le principe d'équivalence à d'autres modes de déformation tels que le fluage. On constate expérimentalement que la valeur de l'équation du facteur temps **ne dépend, ni du mode de déformation** (relaxation, fluage, etc.), **ni du type de déformation** (élongation, cisaillement, etc.) pourvu que la température de référence T_0 reste la même.

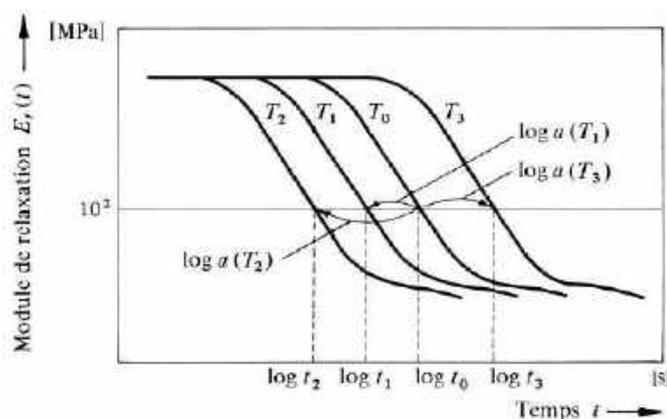


Figure 36: Représentation schématique des isothermes de la relaxation.

Comme on peut le voir à la **Figure 35**, le comportement mécanique d'un polymère thermoplastique dépend fortement de la durée d'application de la contrainte. Si celle-ci est brève, la réponse du matériau à la sollicitation est celle d'un corps élastique. Lorsque le temps d'application de la contrainte augmente, la réponse du polymère tend de plus en plus vers celle d'un fluide visqueux. Ce comportement dépend fortement de la température.

Le comportement viscoélastique est en relation directe avec le coefficient d'autodiffusion des segments du polymère. La constante d'autodiffusion ne dépend que du nombre des lacunes, qui varie de manière exponentielle avec la température. Le principe d'équivalence des effets du temps et de la température ne s'applique strictement qu'à des matériaux en état d'équilibre volumique et pour les petites déformations (viscoélasticité linéaire).

Le comportement des métaux en fluage ne peut être assimilé à un comportement thermorhéologique simple, car il y a souvent modification de la microstructure du matériau durant la déformation. On peut cependant, dans le cas du fluage résultant d'un processus diffusif, obtenir un paramètre dit de Larson-Miller (LM) qui donne une relation d'équivalence entre T et t :

$$LM = T (\text{constante} + \log t) \dots\dots\dots \text{Équation (5)}$$

Le paramètre LM peut être considéré comme une température de référence pour un alliage déterminé. L'**équation (5)** est applicable uniquement dans le cas où il n'y a pas de modifications importantes de la microstructure lors du fluage.

Une différence essentielle entre le comportement au fluage des métaux et des polymères se situe au niveau du **caractère réversible de la déformation viscoélastique**. Dans les polymères il existe, en raison de la structure caténaire, des forces d'action à grande distance qui entraînent une certaine réversibilité de la déformation lorsque l'application de la contrainte cesse. Ces forces de rappel à grande distance sont absentes dans le cas des métaux et de leurs alliages.

IV.1. Introduction

Les propriétés mécaniques des matériaux font intrinsèquement partie des propriétés physiques. Si on a coutume de les séparer, c'est surtout pour des motifs de commodité didactique car les concepts de base de ces matières diffèrent quelque peu de ceux utilisés dans les études traitant les propriétés mécaniques. Ces matières font intervenir des concepts traditionnels de la physique du solide, fondés notamment sur l'étude du mouvement des électrons. L'importance de ces théories en science des matériaux résulte du fait que l'ensemble des propriétés physiques y compris les propriétés mécaniques peuvent être interprétées de manière unifiée. Ce modèle traditionnel tient compte des principaux développements de la mécanique quantique.

Dans ce cours, qui constitue une introduction à l'étude des matériaux, le sujet de ce chapitre est volontairement limité aux propriétés physiques les plus importantes pour l'ingénieur en Génie Mécanique.

IV.2. Conductivité électrique

IV.2.1. Conductivité et résistivité électriques

La conduction électrique est une propriété des matériaux d'une grande importance technique. Comme exemples importants de ce type de phénomène, il faut citer le transport de l'énergie électrique sur des grandes distances et le chauffage électrique par résistance.

Dans le premier cas, il faut réduire au maximum les pertes d'énergie en utilisant, dans la fabrication du conducteur électrique, des matériaux ayant une conductivité élevée comme le cuivre ou l'aluminium. Cet objectif explique l'immense intérêt pour la recherche de supraconducteurs utilisables à des températures proches de l'ambiance. Dans le cas du chauffage électrique, il faut adapter la composition du matériau pour transformer le maximum d'énergie électrique en énergie thermique. Un troisième exemple tout aussi important est donné par les semiconducteurs sur lesquels est basée toute l'électronique moderne (Hi-Fi, ordinateurs, informatique etc.). Les phénomènes de conductivité électrique peuvent être expliqués à l'aide des concepts physico-chimiques, ce sera le but de ce chapitre.

Un **conducteur électrique** est un matériau qui possède des électrons libres permettant le transport d'un courant électrique. Lorsqu'un courant électrique d'intensité « **I** » traverse un conducteur de résistance « **R** », on observe aux extrémités du conducteur une différence de potentiel « **V** » donnée par la loi d'Ohm :

$$\mathbf{V} = \mathbf{R} \cdot \mathbf{I} \dots\dots\dots \text{Équation (6)}$$

Les unités utilisées pour V, R et I sont le volt (V), l'Ohm (Ω) et l'ampère (A). Connaissant les dimensions géométriques du conducteur, c'est-à-dire, la section (**S**) et la longueur (**L**), on calcule la résistance spécifique ou résistivité électrique ρ du conducteur :

$$\rho = \frac{R \cdot S}{L} = \frac{1}{\sigma} \dots\dots\dots \text{Équation (7)}$$

La résistivité ρ , qui s'exprime en $\Omega \cdot m$, caractérise la résistance opposée au passage d'un courant électrique dans le matériau, pour une section et une longueur unitaire. Son inverse est **la conductivité électrique σ** qui est donc une mesure de la facilité de passage du courant électrique dans la matière.

Le transport du courant électrique à travers un conducteur s'accompagne toujours d'un dégagement de chaleur, ce phénomène est appelé « **effet Joule** » :

$$P = V \cdot I = R \cdot I^2 \dots\dots\dots \text{Équation (8)}$$

Où « **P** » est la puissance thermique dégagée. Celle-ci s'exprime en Watt ($1 \text{ W} = 1 \text{ J} \cdot \text{s}^{-1}$).

La conductivité et la résistivité électriques des matériaux varient très fortement en fonction de la nature de leurs liaisons chimiques, de la composition et de la température (**Figure 37** et **Figure 38**). Ainsi, à température ambiante, la conductivité électrique varie de $10^8 \Omega^{-1}m^{-1}$ pour les meilleurs conducteurs métalliques (Cu, Ag) jusqu'à $10^{-16} \Omega^{-1}m^{-1}$ pour les isolants électriques les plus performants comme le Polytetrafluoroéthylène (PTFE).

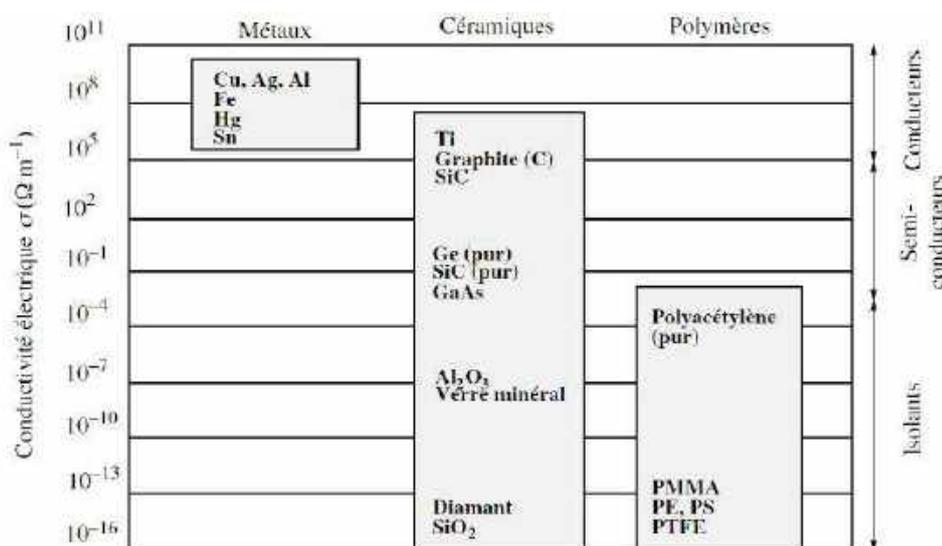


Figure 37 : Tableau comparatif des valeurs de la conductivité électrique intrinsèque σ pour les différentes

Dans certains cas (**matériaux supraconducteurs** à basse température), la résistance devient nulle en dessous d'une température critique. En pratique, pour les matériaux supraconducteurs, la conductivité dépasse $10^{27} \Omega^{-1}m^{-1}$.

Les métaux possèdent une très grande conductivité électrique à température ambiante et celle-ci augmente lorsque la température diminue. L'emploi du cuivre et de l'aluminium comme matériaux pour le transport de l'énergie électrique est bien connu. Les céramiques représentent le groupe de matériaux qui a la plus grande variation de conductivité électrique. Ils peuvent être classés en trois groupes : conducteurs, semiconducteurs et isolants. Ainsi, certains carbures (SiC, TiC) ont des liaisons partiellement métalliques. Ils possèdent dans un certain nombre de cas (TiC) une conductivité électrique voisine de celle des métaux. Le graphite pyrolytique possède une conductivité électrique élevée suivant les plans de base de sa structure

hexagonale. Certaines céramiques à base d'oxydes d'yttrium, de cuivre, de barium sont **supraconductrices** à la température de l'azote liquide ($-197\text{ }^{\circ}\text{C}$).

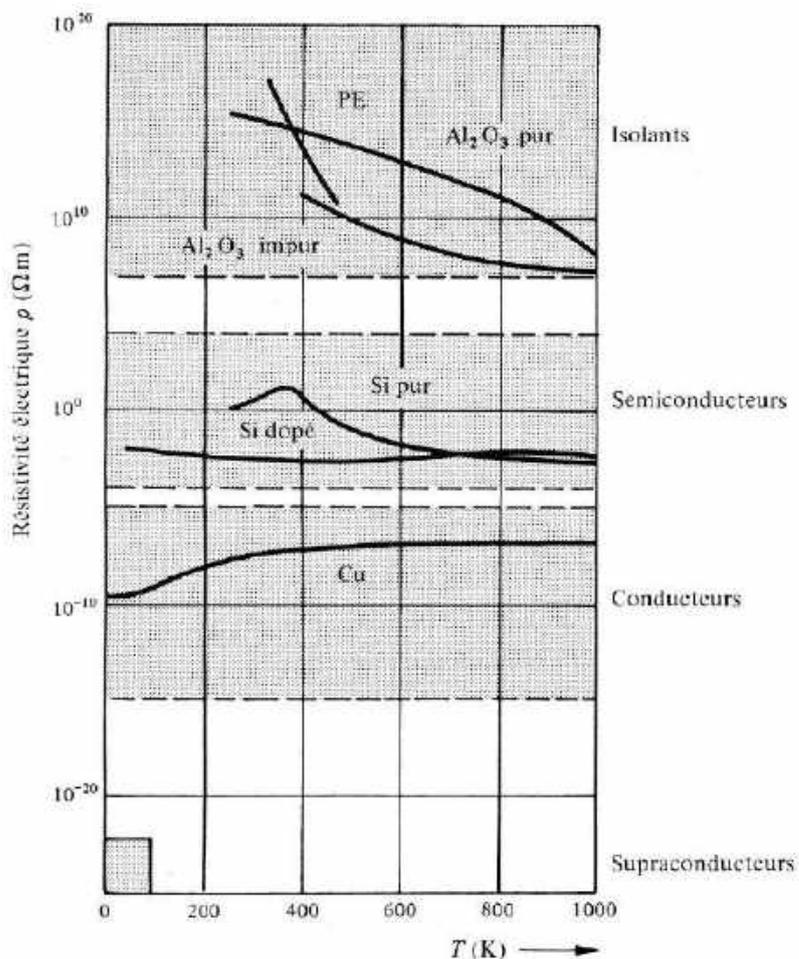


Figure 38: Variations de la résistivité électrique des matériaux (ρ) en fonction de la température T .

Certains matériaux possèdent une conductivité électrique intermédiaire ($\sim 10^{-2}$ à $10^4 \Omega^{-1}\text{m}^{-1}$) entre celle des métaux et celle des isolants ; ces matériaux sont appelés **semiconducteurs**. Les semiconducteurs les plus courants (Si, Ge) sont des matériaux à liaisons covalentes. Leur conductivité électrique intrinsèque est de l'ordre de 10^{-2} à $1 \Omega^{-1}\text{m}^{-1}$. Celle-ci est très sensible à la présence d'impuretés.

Parmi les matériaux céramiques isolants, on distingue un grand nombre de composés à liaison ionique, covalente ou covalente polaire comme la silice amorphe, le quartz, le mica (phyllosilicate) et le diamant qui est caractérisé par une conductivité électrique environ 10^{21} fois plus faible que celle du graphite.

Les polymères sont dans leur grande majorité des isolants électriques. Ainsi, on connaît l'emploi du polyéthylène (PE) comme isolant électrique pour les câbles à haute et basse tensions (jusqu'à 200 kV).

On développe actuellement certains **polymères conducteurs** comme le polyacétylène. Ces polymères conducteurs sont caractérisés par la présence de double liaisons conjuguées qui confèrent une certaine mobilité aux électrons. Les semi-conducteurs organiques font actuellement l'objet d'une recherche intensive.

Du point de vue de leur structure électronique, on ne distingue que deux classes de matériaux : les **conducteurs et les isolants**. Les conducteurs (métalliques surtout) sont des matériaux dont la dernière bande occupée est incomplète. Par contre, dans les isolants et les semiconducteurs, tous les niveaux

énergétiques des bandes de valence sont occupés par des électrons. **A zéro degré Kelvin**, sous l'action d'un champ électrique modéré et en l'absence de toute autre excitation extérieure comme la lumière par exemple, on observerait qu'un déplacement électronique (*courant électrique*) se produit chez les conducteurs, tandis que dans le cas des isolants et des semiconducteurs, il ne se produirait aucun mouvement d'électrons. Il n'existe donc pas de différence qualitative entre un isolant et un semiconducteur, ce qui les différencie est uniquement la largeur de la bande interdite entre la bande de valence et la bande de conduction.

Remarques :

- ✓ On appelle « **bande interdite** », la différence d'énergie E_D (ou parfois E_g) qui sépare la dernière bande occupée de la première bande vide, car aucun électron ne peut avoir une énergie comprise entre celle du niveau supérieur de la bande de valence et celle du niveau inférieur de la bande de conduction.
- ✓ Si la largeur de la bande interdite est voisine de 1 eV, un certain nombre d'électrons sont excités, à température ambiante et au-dessus de la bande de valence vers la bande de conduction. On aura alors affaire à un semiconducteur. Quand la largeur de la bande interdite est supérieure à 2 eV, l'excitation des électrons n'est plus possible à l'ambiance et l'on parle alors d'un isolant.

Si on compare la variation de la conductivité électrique dans les métaux et les semiconducteurs en fonction de la température, on observe une allure très différente. Ainsi, dans les métaux purs (**Figure 39**) à très basse température ($T < 10$ K), la conductivité ne varie pratiquement pas avec T. A plus haute température, elle diminue fortement avec la température.

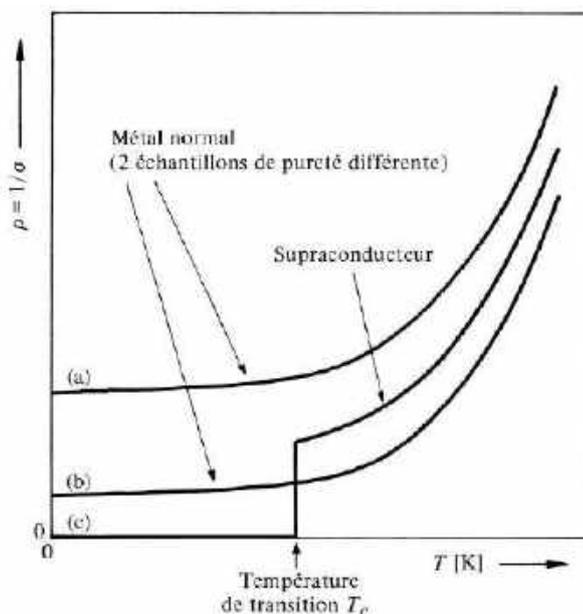


Figure 39: Variation de la résistivité d'un métal normal en fonction de la température : (a) Avec une densité de défauts élevée, (b) Avec densité de défauts plus faible, (c) Pour un métal supraconducteur. La température T_c marque la transition entre l'état conducteur et supraconducteur.

Dans le cas des semiconducteurs (**Figure 39**), la conductivité, qui est nulle à basse température (résistivité infinie), augmente avec T dans certains domaines de températures. Leur conductivité évolue donc

généralement de manière opposée à celle des métaux. Cette différence de comportement découle du fait que dans les métaux, le nombre d'électrons mobiles ne varie pas avec la température ; leur conductivité diminue lorsque la température augmente *parce que la mobilité des électrons décroît !*

Dans les semiconducteurs, c'est le nombre de porteurs qui augmente avec la température car, par activation thermique, un nombre de plus en plus élevé d'électrons passe de la bande de valence à la bande de conduction. Comme le représente la **Figure 40**, la conductivité électrique est directement proportionnelle au nombre d'électrons mobiles présents dans les matériaux.

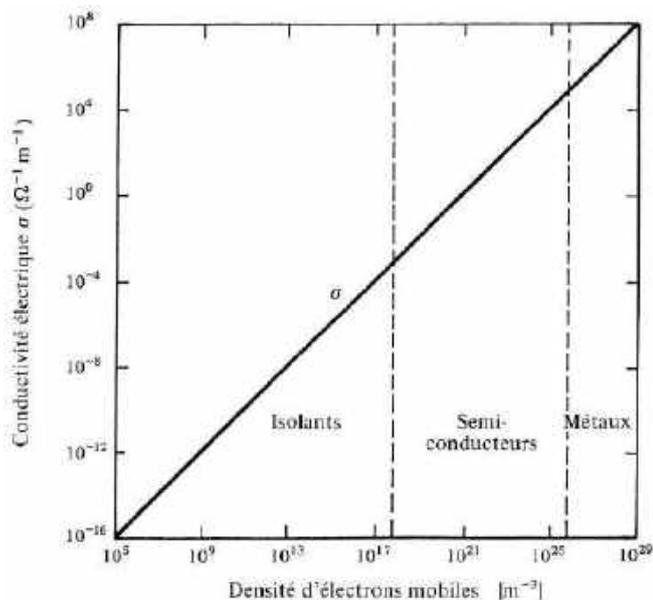


Figure 40: Représentation schématique de la variation de la conductivité électrique (σ) en fonction de la densité d'électrons mobiles.

IV.2.2. Conductivité électrique des métaux

Contrairement à ce que beaucoup d'élèves peuvent penser, l'or n'est pas le meilleur métal concernant la conductivité dans la vie courante, mais il ne s'oxyde pas et résiste aux acides « usuels ». Souvent, dans les composants électroniques, le cuivre est recouvert d'or (pour les processeurs d'ordinateur par exemple). Son utilisation est souvent préférée, parce qu'il a une très bonne conductivité et qu'il n'est pas cher. Son seul problème reste dans son oxydation. L'argent s'oxyde beaucoup moins vite que le cuivre et c'est pour cela qu'il est utilisé dans du matériel de haute gamme. C'est un bon compromis entre son prix, son oxydation et surtout sa conductivité. Dans le **Tableau 2**, une liste des métaux les plus conducteur électriquement parlant, classés par ordre du meilleur au moins bon.

La résistivité des bons conducteurs, comme le cuivre ou l'argent, reste pratiquement constante à des températures inférieures à 10 K ($-263\text{ }^{\circ}\text{C}$). Pour un certain nombre de métaux, de composés intermétalliques et de céramiques appelés **supraconducteurs (Tableau 3)**, il existe une température critique T_c au-dessous de laquelle le libre parcours moyen des électrons devient infini et la résistivité électrique est nulle (**Figure 39**). Ainsi, si on induit un courant électrique dans un supraconducteur, en l'absence de champ magnétique, ce courant peut se maintenir quasiment indéfiniment. On déduit de ce type d'expérience que la conductivité

σ de ce type de matériau est supérieure à $10^{25} \Omega^{-1}\text{m}^{-1}$. Cette valeur est 10^{17} fois plus grande que celle du cuivre pur à basse température.

Tableau 2: Résistivités de quelques métaux purs et alliages.

Métal ou alliage de métaux	Résistivité à 300 K ($\Omega \cdot \text{m}$)
Argent	16×10^{-9}
Cuivre	17×10^{-9}
Or	22×10^{-9}
Aluminium	28×10^{-9}
Magnésium	43×10^{-9}
Bronze	55×10^{-9}
Zinc	61×10^{-9}
Laiton	71×10^{-9}
Cadmium	76×10^{-9}
Nickel	87×10^{-9}
Fer	100×10^{-9}
Platine	111×10^{-9}
Étain	120×10^{-9}
Plomb	208×10^{-9}
Constantan (Cu-Ni)	500×10^{-9}
Mercure	941×10^{-9}
Nichrome	$1\,000 \times 10^{-9}$

Les températures critiques déterminées pour les premiers matériaux supraconducteurs découverts au début du siècle étaient trop basses pour un grand nombre d'applications techniques. Les progrès extraordinaires accomplis récemment, laissent entrevoir la possibilité de réaliser des matériaux supraconducteurs à température proche de l'ambiance. Ceci ouvrirait la voie à des progrès industriels exceptionnels.

Tableau 3: Valeurs des températures critiques T_c pour certains matériaux supraconducteurs.

Métaux, composés	T_c (K)
$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$	92
Nb_3Ge	23,4
Nb_3Sn	15
Nb	9,25
Pb	7,2
Hg	4,15
Sn	3,7
Al	1,18
Zn	0,85
Zr	0,6
Ti	0,4

IV.3. Conductivité thermique

IV.3.1. Conduction thermique

La conductivité thermique (λ) est une caractéristique propre à chaque matériau, elle indique la quantité de chaleur qui se propage par conduction thermique et s'exprime en W/mK :

- En 1 seconde,
- À travers 1 m^2 d'un matériau,
- Épais d'un 1 m ,

- Lorsque la différence de température entre les deux faces est de 1 K (1 K = 1 °C).

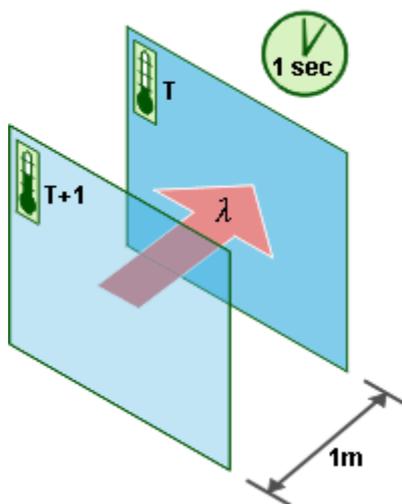


Figure 41: Mesure de la conductivité thermique.

Plus la conductivité thermique est élevée, plus le matériau est conducteur de chaleur. Plus elle est faible, plus le produit est isolant. Le coefficient n'est valable que pour les matériaux homogènes. Il n'a pas de sens pour les matériaux hétérogènes au travers desquels la chaleur se propage en même temps par conduction, convection et rayonnement. Le coefficient de conductivité thermique λ d'un matériau varie en fonction de la température et de l'humidité de celui-ci.

Les documentations technico commerciales des matériaux devront donc préciser avec la valeur du λ les conditions dans lesquelles cette valeur est obtenue. Généralement, les valeurs normales d'utilisation sont obtenues à températures entre 10 °C et 20 °C.

Pratiquement on distinguera :

λ_i	Conductivité thermique d'un matériau dans une paroi intérieure ou dans une paroi extérieure, à condition que le matériau soit protégé contre l'humidité due à la pluie ou à la condensation.
λ_e	Conductivité thermique d'un matériau dans une paroi extérieure qui n'est pas protégé contre l'humidité due à la pluie ou à la condensation.

Remarque : λ est une caractéristique physique du matériau indépendant de sa forme.

IV.3.2. Échelle de valeurs

Les coefficients de conductivité thermique des matériaux varient énormément en fonction de la nature de ceux-ci (**Figure 42**).

Les métaux : 35 (plomb) à 380 (cuivre) W/mK ;

Les pierres : 1.4 (pierre demi-fermes) à 3.5 (pierres lourdes) W/mK ;

Les bétons lourds : 1.3 (non armé sec) à 2.2 (armé humide) W/mK ;

Les briques : 0.22 (léger sec) à 1.61 (lourd humide) W/mK ;

Le bois : 0.13 (résineux sec) à 0.20 (feuillu humide) W/mK ;

Les isolants : 0.035 (polyuréthane revêtu) à 0.090 (vermiculite expansée en panneau) W/mK.

Ainsi, il est facile à déduire que :

- Le cuivre est plus de 10.000 fois plus conducteur de chaleur que le polyuréthane !
- Le polyuréthane conduit 100 fois moins la chaleur que la pierre lourde !

	sec	hum.	
Matériaux isolants	0,028		polyuréthane
	0,040		laine minérale, liège
	0,058		vermiculite
	0,065		perlite
Bois et dérivés	0,17	0,19	feuillus durs
	0,12	0,13	résineux
Maçonneries	0,27	0,41	briques 700-1000 kg/m ³
	0,54	0,75	briques 1000-1600 kg/m ³
	0,90	1,1	briques 1600-2100 kg/m ³
Verre	1,0	1,0	
Béton armé	1,7	2,2	
Pierres naturelles	1,40	1,69	tuft, pierre tendre
	2,91	3,49	granit, marbres
Métaux		45	acier
		203	aluminium
		384	cuivre

Figure 42: Conductivité thermique des différentes classes des matériaux.

IV.3.3. Aspects macroscopiques de la conduction : lois de Fourier

L'essentiel sur l'aspect macroscopique de la conductivité thermique a été dit par Fourier en 1822. Celui-ci a été le premier à exprimer de manière précise la proportionnalité entre le flux thermique Q et le gradient de température dT/dx.

Lorsqu'il existe une différence de température entre les deux extrémités d'un conducteur distantes de dx, il s'établit un flux de chaleur Q qui est analogue à un courant électrique résultant d'une différence de potentiel. Dans le cas d'un écoulement thermique unidirectionnel dans un matériau isotrope, le flux de chaleur Q exprimé en Wm⁻², et la différence de température dT sont liés par la relation suivante (c'est la première loi de Fourier) :

$$Q = \kappa \cdot \frac{dT}{dx} \dots \dots \dots \text{Équation (9)}$$

Le coefficient de proportionnalité reliant le flux thermique Q et le gradient de température est le **coefficient de conductivité thermique κ** (Wm-1K-1). Le signe négatif dans l'expression l'équation (9) indique que la chaleur est transportée du chaud vers le froid. Cette expression est analogue à la première loi de Fick donnant le flux de diffusion de la matière. La première loi de Fourier ne s'applique que si le gradient de température reste constant dans le temps. Si le gradient de température n'est pas constant, la variation de la température en un point du conducteur en fonction du temps est donnée par la **seconde loi de Fourier**:

$$\frac{dT}{dt} = D_T \frac{d^2T}{dx^2} \dots \dots \dots \text{Équation (10)}$$

Le coefficient de diffusion thermique D_T de l'équation (10) est relié à la conductivité thermique κ par la relation :

$$D_T = \frac{\kappa}{\rho C_p} \dots\dots\dots \text{Équation (11)}$$

Dans cette expression, C_p est la capacité calorifique massique (chaleur spécifique) à pression constante et ρ la masse volumique. L'équation (10) $\frac{dT}{dt} = D_T \frac{d^2T}{dx^2}$ donne la vitesse à laquelle une onde thermique plane se propage de manière unidirectionnelle dans une substance conductrice isotrope. La seconde loi de Fourier est analogue à la seconde loi de Fick, et le même type de solutions mathématiques est applicable dans les deux cas.

IV.3.4. Mécanismes de conduction thermique

La conductivité thermique κ se calcule à partir de la cinétique des gaz :

$$\kappa = \frac{1}{3} C_v \cdot l \cdot v \dots\dots\dots \text{Équation (12)}$$

Dans cette formule, C_v représente la capacité calorifique à volume constant et v la vitesse des particules vecteurs de la conductivité et l leur libre parcours moyen. Cette formule s'applique aussi bien dans le cas de la conductivité thermique électronique que dans le cas de la conductivité thermique phonique du réseau.

Nous avons vu précédemment (Figure 40) que la conductivité électrique était directement proportionnelle au nombre d'électrons mobiles présents dans les matériaux. Dans le cas des métaux qui ont une densité d'électrons mobiles supérieure à 10^{23} par cm^3 , la conductivité thermique est également proportionnelle à la densité d'électrons mobiles. Dans ce cas, l'énergie thermique est véhiculée presque exclusivement par les électrons.

Comme nous l'avons vu précédemment aussi, il existe des solides qui sont connus pour être des isolants électriques mais qui conduisent la chaleur aussi bien que les métaux. Cette observation nous amène à penser qu'il existe au moins un autre mécanisme de conduction thermique que celui faisant intervenir des électrons mobiles. Le mécanisme qui est en majeure partie responsable du transport de la chaleur dans les isolants électriques fait intervenir **les vibrations du réseau cristallin**. On parle dans ce cas de conductivité thermique de réseau ou conductivité thermique par **phonons**.

Dans un solide, les atomes vibrent constamment autour de leur position d'équilibre et l'amplitude des vibrations croît avec la température. Si on fournit de l'énergie thermique à une extrémité d'un cristal, l'amplitude des vibrations atomiques augmente à cette extrémité. À cause des forces interatomiques qui assurent la cohésion du cristal, tout mouvement d'un atome influence ses voisins immédiats et se transmet de proche en proche sous la forme d'une onde dans la direction du gradient thermique. *C'est par ce mécanisme que la chaleur est conduite dans les isolants électriques.*

IV.4. Propriétés magnétiques

IV.4.1. Notions de base sur le magnétisme

Les propriétés magnétiques des matériaux ont un rôle majeur dans des domaines comme les machines électriques (moteurs électriques, génératrices, transformateurs) et le stockage de l'information (bandes et pistes magnétiques, disques durs). Dans cette partie, nous décrirons d'une manière très simplifiée, les comportements magnétiques les plus fréquents des matériaux ainsi que le caractère exceptionnel de leurs propriétés, tels que les aimants.

Origine atomique du comportement magnétique

On peut assimiler la circulation des électrons sur les orbitales atomiques à un courant électrique tournant en boucle. Ce mouvement génère un moment magnétique perpendiculaire au plan de l'orbitale. De même, un électron qui tourne sur lui-même génère un moment magnétique, qui est toujours le même en intensité mais affecté d'un signe + ou – selon le sens de rotation.

Si toutes les couches électroniques d'un atome sont remplies, la somme de ces courants est nulle et cet atome n'aura aucun moment magnétique résultant. Il sera insensible à un champ magnétique externe et fera partie des matériaux diamagnétiques. C'est le cas des gaz rares, du carbone diamant ou du magnésium. Seuls les atomes dont les couches sont incomplètes possèdent un moment magnétique. Mais il faut considérer **deux cas** :

- ✓ Les atomes comportant un seul électron sur la couche externe sont faiblement sensibles à un champ magnétique externe. Ils font partie des matériaux **paramagnétiques**. C'est le cas du sodium et des alcalins. D'autres atomes paramagnétiques possèdent un moment magnétique non nul mais il n'y a pas d'orientation globale possible car l'agitation thermique désorganise constamment l'alignement des dipôles (nombreuses céramiques). Tous ces matériaux (les plus nombreux) sont très intéressants pour construire des appareils insensibles aux champs externes.
- ✓ A l'état solide, seuls les éléments ayant une couche interne incomplète auront une forte sensibilité à un champ magnétique externe. Ils constituent la famille des matériaux **ferromagnétiques**. Les dipôles atomiques s'alignent tous sur une grande distance dans le sens du champ externe et forment des domaines magnétiques à orientation commune. Cet « ordre interne » intense peut n'apparaître que si un champ externe les suscite et disparaître avec lui, ou bien subsister en l'absence du champ : il s'agit des aimants permanents, capables eux-mêmes de créer un champ magnétique autour d'eux.

L'effet ferromagnétique est détruit par l'agitation thermique et tous les matériaux ferromagnétiques possèdent une température limite dite température de Curie, au-delà de laquelle ils deviennent paramagnétiques.

La plupart des matériaux ferromagnétiques sont rares. Citons le fer, le cobalt et le nickel, les plus importants, mais aussi les « terres rares », comme le terbium ou le samarium qui sont utilisés pour la fabrication d'aimants de très hautes performances.

Le ferrimagnétisme est un cas particulier de ferromagnétisme appliqué aux composés.

Le matériau étant constitué d'atomes différents, ceux-ci génèrent des moments magnétiques différents. Ces moments s'annulent en partie mais la résultante conduit à un comportement de type ferromagnétique. C'est le cas de certains matériaux de grande importance technologique tels que les ferrites qui sont des mélanges d'oxydes de fer et d'autres métaux (Ni, Zn, Ba). Ils ont permis de fabriquer à partir de poudre des aimants d'efficacité moyenne mais très faciles à mettre en forme (magnets).

IV.4.2. Induction magnétique, perméabilité et susceptibilité

Sous l'effet d'un champ magnétique extérieur H (exemple de l'aimantation due à la circulation d'un courant dans un solénoïde et exprimé en $A.m^{-1}$) il se crée dans le vide un champ d'induction magnétique B_0 , capable de susciter un comportement magnétique dans un matériau. B est exprimée en tesla (T) et est proportionnelle au champ H :

$$B_0 = \mu_0 \cdot H \dots \dots \dots \text{Équation (13)}$$

Où : μ_0 est la perméabilité magnétique du vide, en henry (H) par mètre ($\mu_0 = 4\pi 10^{-7} Hm^{-1}$).

En présence de matière, on observe l'induction B et on peut définir μ , la perméabilité magnétique du milieu :

$$B = \mu \cdot H \dots \dots \dots \text{Équation (14)}$$

On définit plus souvent la perméabilité relative μ_r du milieu : $\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0}$

Une autre approche consiste à introduire la notion d'aimantation « M », et à dire que l'induction B dans la matière peut aussi s'écrire : $B = \mu_0(H + M)$

L'aimantation représente le champ magnétique local induit par le champ magnétique extérieur H .

L'aimantation est donc proportionnelle à H . On peut alors écrire :
$$\begin{cases} M = \mu_r H \\ \text{et} \\ B = \mu_0 H (1 + X_r) \end{cases}$$

En comparant cette expression à l'équation (14) on trouve que : $\mu = \mu_0(1 + X_r)$

Où : X_r est la susceptibilité magnétique relative du matériau.

C'est une grandeur sans dimension, reliée à μ_r par la relation : $\mu_r = 1 + X_r$

- Les matériaux diamagnétiques ont une susceptibilité X_r négative très petite (environ -10^{-6}).
- Les matériaux paramagnétiques ont un X_r positif compris entre 10^{-6} et 10^{-3} .
- Les matériaux ferromagnétiques ont un X_r positif très grand, compris entre 10^3 à 10^6 .

IV.4.3. Courbe d'aimantation, boucle d'hystérésis

La courbe donnée dans la Figure 43 est la courbe d'aimantation d'un matériau ferromagnétique.

Elle est obtenue en mesurant l'induction B en fonction d'un champ externe « d'excitation » H , variant de 0 à $+H_s$, puis de $+H_s$ à $-H_s$ et enfin de $-H_s$ à $+H_s$.

B_s est l'aimantation à saturation du matériau, obtenue pour le champ extérieur H_s .

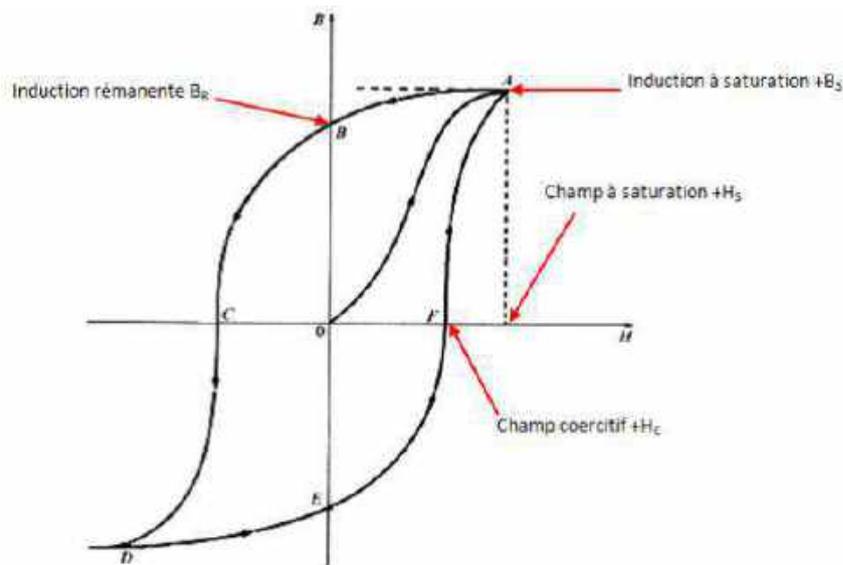


Figure 43: Courbe d'aimantation, boucle d'hystérésis.

- En O (point de départ de la courbe), le matériau contient des domaines magnétiques dont l'orientation est globalement nulle.
- Le long de la partie OA de la courbe, le champ augmente jusqu'à la saturation. C'est la courbe de première aimantation. Les domaines évoluent vers un seul domaine de même orientation et la saturation est atteinte quand l'induction devient constante, B_s , pour le champ $+H_s$.
- Le champ décroît jusqu'à 0 quand on parcourt la courbe AB. Les domaines réapparaissent mais la réorganisation n'est pas complète et, au point B, pour $H = 0$ il subsiste une induction rémanente B_R .
- Il faut appliquer un champ de sens opposé pour annuler B_R . Ceci est atteint au point C pour la valeur du champ $-H_c$, dit champ coercitif.
- Lorsque le champ continue vers les valeurs négatives (courbe CD), on atteint la saturation inverse du point A pour la valeur $-H_s$. Un seul domaine magnétique s'est à nouveau formé mais il est orienté dans le sens contraire de celui qui existait en A.
- Si le champ évolue à nouveau vers les valeurs positives, on décrit la partie DEFA, symétrique par rapport à O de la courbe analysée.

Cette courbe décrit la boucle d'hystérésis de l'aimantation, et permet de mesurer les paramètres caractéristiques du ferromagnétisme d'un matériau donné que sont B_s , B_R , H_s et H_c . Dans le cas que nous venons de considérer, le matériau est devenu **un aimant permanent**, caractérisé par B_R . L'aire de la boucle représente **l'énergie dépensée** pour réorienter les domaines magnétiques au cours du cycle. Cette énergie est dissipée sous forme de chaleur (pertes magnétiques). C'est surtout cette énergie qui fait chauffer la carcasse magnétique d'un transformateur fonctionnant à 50 Hz. La courbe précédente est celle des matériaux magnétiques durs, que sont les aimants.

Il existe la catégorie des matériaux magnétiques doux, dont la courbe d'hystérésis est très haute et très étroite. La courbe donnée dans la **Figure 1** compare la courbe d'aimantation de ces deux types de matériaux (magnétiques durs et magnétiques doux).

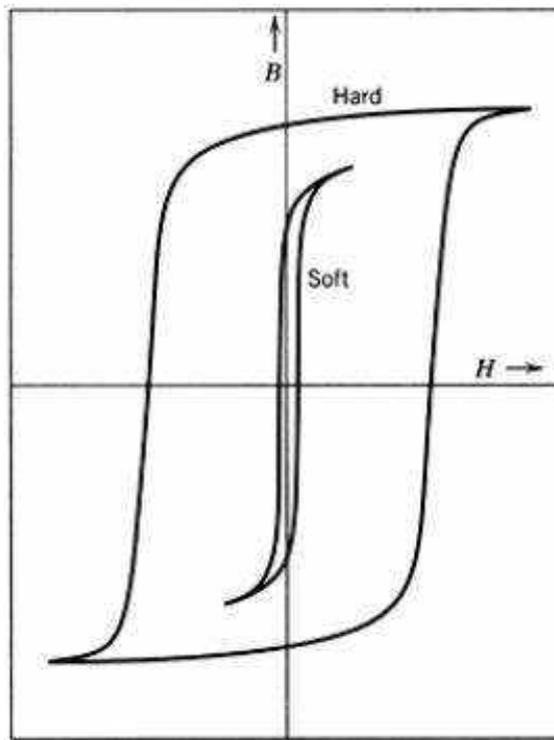


Figure 44: Comparaison entre la courbe d'aimantation d'un matériau magnétique dur et celle d'un matériaux magnétique doux

Ces matériaux sont destinés à produire une très forte induction sous l'effet d'un champ externe. Ils servent à « canaliser » les champs magnétiques dans de nombreux appareils électrotechniques (moteurs, transformateurs, blindages magnétiques, noyaux des électro-aimants) mais ne doivent pas conserver d'aimantation.

Exemple : Citons l'un des alliages spécialisés, le Mu-métal :

C'est un alliage de nickel, de fer et de molybdène. Il tire son nom du symbole μ , la lettre mu de l'alphabet grec, utilisé pour dénoter la perméabilité magnétique. Il présente une très haute perméabilité magnétique, de l'ordre de 15 à 500, ce qui lui permet d'attirer les lignes de champs magnétiques. Pour avoir ces propriétés, il doit subir un traitement thermique permettant le grossissement des grains (recuit de recristallisation). La haute perméabilité du mu-métal en fait un excellent matériau pour dévier les champs magnétiques statiques ou basse fréquence, contre lesquels les autres méthodes d'atténuation sont peu efficaces.

Il est souvent utilisé dans la fabrication de blindages magnétiques pour l'industrie ou la recherche.

IV.5. Propriétés optiques

IV.5.1. Les interactions des photons et des solides

La lumière est une onde électromagnétique traversant le vide à la vitesse constante, c , de 3.10^8 m/sec. et dont la fréquence ν et la longueur λ sont liées par $c=\lambda\nu$. Le spectre des ondes électromagnétiques couvre une très grande gamme de fréquences (ou de longueurs d'onde), dans laquelle la lumière visible par l'œil humain occupe une très petite région.

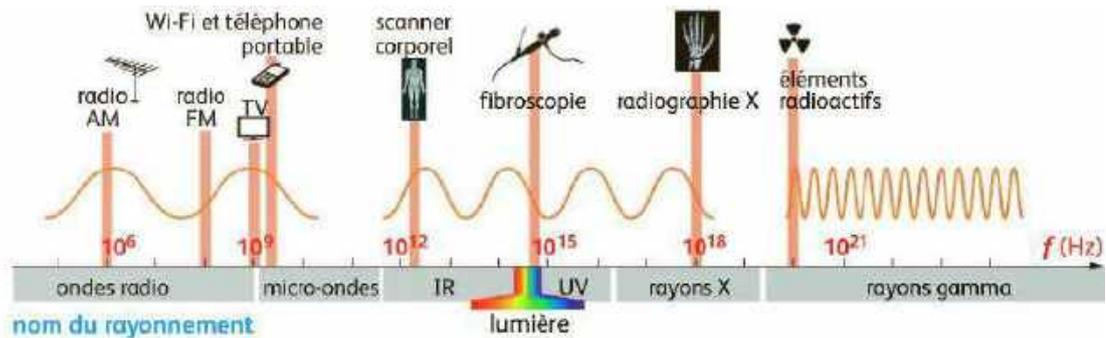


Figure 45: Spectre des ondes électromagnétiques

L'aspect corpusculaire d'une onde électromagnétique que décrit la mécanique quantique permet aussi de décrire la lumière sous forme de photon dont l'énergie s'écrit : $E = h \nu = \frac{hc}{\lambda}$

Où h est la constante de Planck = $6.63 \cdot 10^{-34}$ J.sec.

IV.5.2. Lumière, électrons et atomes

Lorsque la lumière rencontre des atomes ou des ions, on constate deux phénomènes :

- a. **La polarisation électronique :** La variation de la composante champ électrique d'une onde électromagnétique est influencée par la proximité des électrons situés sur les orbitales externes de l'atome. Ceci produit la polarisation de l'onde lumineuse et la déformation des orbitales créant un effet de dipôle sur l'atome. Les effets en sont l'absorption de certaines fréquences et la réfraction (diminution de la vitesse de propagation de l'onde).
- b. **Les transitions électroniques :** L'interaction entre la lumière et l'atome peut se traduire en termes d'absorption/émission d'énergie et provoquer le passage d'un électron d'un niveau d'énergie à un autre. Ceci n'est possible que si l'énergie du photon égale exactement la différence d'énergie quantifiée qui existe entre les deux niveaux. Cette transition conduit à un état excité instable qui disparaît très vite quand l'électron retrouve son niveau d'énergie initial. L'atome émet alors un nouveau photon de même énergie que le photon incident. S'il y a conservation de l'énergie dans ce phénomène d'absorption/réémission, l'onde émise n'a pas la même direction ni la même phase que l'onde incidente.

IV.5.3. Les propriétés optiques des métaux et alliages

Si on reprend certaines conclusions de la théorie des bandes dans le cas d'un atome métallique, les atomes métalliques présentent une suite continue d'états d'énergie qui **leur permet d'absorber pratiquement toutes les radiations** jusqu'aux rayons X et de les réémettre instantanément. *Ceci explique la couleur brillante et réfléchissante de presque tous les métaux.* On constate que la réflectivité R est très élevée, souvent supérieure à 0.95. Le spectre d'émission d'une surface métallique est presque identique au spectre incident (surtout pour l'argent et l'aluminium). Toutefois, quelques longueurs d'onde particulières sont parfois absorbées et non réémises sous forme de lumière (mais de chaleur par exemple).

C'est le cas des métaux « jaunes ou rouges » tels que le cuivre, l'or, le rubidium et leurs alliages. Des rayonnements ultraviolets sont absorbés par les électrons internes (couche 3 ou 4d incomplète) et non

réémis, ce qui conduit à un rayonnement réfléchi accentué du côté des couleurs complémentaires au bleu, soit le jaune. Notons enfin qu'en dessous d'une épaisseur de 0.1 micron, les métaux deviennent transparents, mais colorés, car absorbant le plus souvent certaines fréquences particulières.

IV.5.4. Les propriétés optiques des non métaux

Du fait de la structure de leurs bandes d'énergie électronique, ces matériaux ne réfléchissent pas facilement la lumière et ils peuvent être :

- Transparents car n'absorbant pas les photons.
- Colorés car absorbant sélectivement certaines longueurs d'onde.

Outre ces phénomènes, ils sont aussi le siège de la réfraction et de la transmission.

IV.5.4.1. La réfraction

En passant du vide à un solide transparent, la lumière voit sa vitesse diminuer et sa trajectoire modifiée, manifestant le phénomène bien connu de la réfraction. On définit n , l'indice de réfraction, comme $n = \frac{c}{v}$, où v est la vitesse de la lumière dans le solide considéré. L'indice n dépend de la longueur d'onde, ce qui conduit au phénomène de **dispersion des composantes de la lumière blanche** par passage à travers un dioptre.

On démontre qu'il existe une relation directe entre le comportement diélectrique (isolant) d'un solide et son indice de réfraction. De nombreux procédés optiques sont fondés sur cette propriété.

Exemple : Pour capter le maximum de lumière, les fabricants d'optique recouvrent les lentilles de très fins revêtements de composés diélectriques, comme MgF_2 , pour permettre à la lumière de rentrer dans le milieu optique sous un angle de diffraction plus important.

IV.5.4.2. La réflexion

En passant d'un matériau (ou d'un milieu non solide) transparent à un autre, une partie de la lumière est réfléchiée et on détermine la réflectivité $R = \frac{I_R}{I_0}$, qui dépend de la longueur d'onde. Si le trajet lumineux est normal à la surface du dioptre, $R = \left(\frac{n_2 - n_1}{n_2 + n_1}\right)^2$, sinon R dépend de l'angle d'incidence. Ainsi, la réflexion de la lumière augmente avec la valeur de n . A titre d'exemple, le verre normal possède un R voisin de 0.05 (c'est-à-dire 5% de rayons réfléchis).

IV.5.4.3. L'absorption

L'absorption de la lumière par un isolant suppose que l'énergie du photon incident peut être transmise intégralement à l'un des électrons périphériques d'un atome du solide, provoquant un état excité qui sera suivi d'un phénomène de réémission un peu plus tard. Si c'est toujours le cas pour les métaux, il en va différemment avec les matériaux isolants ou semi-conducteurs du fait de la séparation énergétique (bande interdite, ou « band gap » en anglais) entre bande de valence et bande de conduction).

Il y a absorption si l'énergie du photon est supérieure au ΔE de la bande interdite : $h\nu > E_g$. Dans ce cas, l'électron qui absorbe passe dans la bande de conduction et laisse un trou dans la bande de valence.

Trois situations sont donc à considérer selon la valeur de la bande interdite E_g du matériau, comparée aux deux frontières du spectre visible : $\lambda = 0.4 \mu m$, frontière du spectre visible du côté violet, et $\lambda = 0.7 \mu m$, du côté rouge.

$$\text{On déduit que : } \begin{cases} E_g = 3.1 \text{ eV pour absorber } \lambda = 0.4 \mu m \\ \text{et} \\ E_g = 1.8 \text{ eV pour absorber } \lambda = 0.7 \mu m \end{cases}$$

- ❖ Si E_g est inférieur à 1.8 eV, toutes les longueurs d'onde du visible seront facilement absorbées. Le comportement optique **sera celui des métaux** et ces matériaux seront **opaques à la lumière**.
- ❖ Si E_g est compris entre 1.8 et 3.1 eV, seules les longueurs d'ondes supérieures à une certaine limite, comprise entre 0.7 et 0.4 μm , seront absorbées et le matériau laissera passer les couleurs complémentaires. Il **sera transparent mais absorbant et coloré**. C'est le domaine des substances colorées. Exemple : Le sulfure de cadmium CdS, avec $E_g=2.6$ eV est un pigment jaune vif bien connu des artistes peintres.
- ❖ Si E_g est supérieur à 3.1 eV, l'absorption des longueurs d'onde du visible sera impossible et les matériaux seront donc transparents et sans couleur (il peut en être tout autrement avec des longueurs d'onde plus courtes). Exemple : Ainsi, le diamant a un E_g de 5.1 eV. Il est transparent à la lumière visible et opaque aux λ inférieures à 0.22 μm (ultra-violet lointain).

Les matériaux élémentaires ou moléculaires à liaisons covalentes contiennent des électrons très fortement liés aux noyaux et sans interaction avec la lumière visible. Ils sont donc presque tous transparents. C'est le cas du diamant, de la silice, du nitrure de bore, mais aussi des polyoléfines et des verres organiques amorphes (polycarbonates des lunettes).

IV.5.4.4. La transmission

L'intensité lumineuse transmise par un matériau peu absorbant en fonction de la distance traversée x , s'écrit : $I_T = I_0 \exp(-\beta x)$, c'est la loi de Beer-Lambert.

β est le coefficient d'absorption (mm^{-1}) qui dépend de la longueur d'onde.

I_0 est l'intensité initiale, après réflexion sur la face d'entrée.

Pour un matériau d'épaisseur h et de réflectivité R , l'intensité transmise est : $I_T = I_0(1 - R)^2 \exp(-\beta h)$ du fait des deux phénomènes de réflexion sur la face d'entrée et de sortie du faisceau lumineux.

Pour illustrer ce paragraphe, voici dans la **Figure 46** le diagramme de transmission d'un verre de couleur verte, en fonction de la longueur d'onde. La flèche verte indique la fraction transmise, centrée sur le vert.

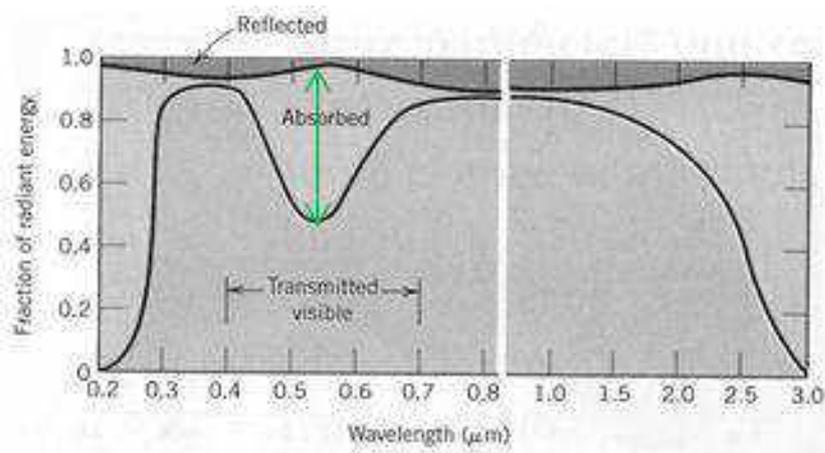


Figure 46: Diagramme de transmission d'un verre de couleur verte, en fonction de la longueur d'onde.

IV.5.5. Absorption de la lumière et coloration des matériaux

Des mécanismes d'absorption similaires à ceux des gaz interviennent à l'état condensé. En effet, lorsque les atomes se combinent pour former des molécules ou se condensent pour former un liquide ou un solide, les niveaux énergétiques se multiplient. Ceux-ci sont induits notamment par les vibrations et les rotations d'atomes liés entre eux. Dans ce cas, on ne rencontre pratiquement plus de raie d'absorption fine et intense comme dans les gaz, on a plutôt affaire à des bandes d'absorption.

Dans le cas des phases condensées, le retour à l'équilibre des électrons excités par une radiation se fait par un mécanisme en cascade similaire à celui des atomes isolés. Dans un certain nombre de cas, on observe l'émission d'une radiation lumineuse qui a, en général, une longueur d'onde plus élevée que celle de la radiation absorbée, c'est-à-dire avec déplacement des bandes d'absorption vers le rouge (**effet bathochrome**). Un tel phénomène est appelé **photoluminescence**. Si l'émission lumineuse se fait immédiatement après l'absorption (dans un délai de l'ordre 10^{-8} s), on parle de **fluorescence**. Dans le cas où l'émission lumineuse n'est pas instantanée, on a affaire à un phénomène de **phosphorescence** qui se prolonge dans certains cas durant plusieurs heures. Comme les niveaux énergétiques sont très proches en phase condensée, le retour à l'équilibre se produit également par émission de radiations de faible énergie et de l'ordre de grandeur de celle des phonons. Une fraction importante de l'énergie dissipée se retrouve donc sous forme de chaleur.

Lorsque la lumière visible est absorbée sélectivement par un corps transparent, il apparaît coloré. La couleur de l'objet est caractéristique de la partie du spectre transmise. Ainsi, la couleur « bleu pâle » de l'eau liquide sous forte épaisseur ou de la glace est le résultat d'une absorption faible de la molécule d'eau dans le rouge induite par une vibration de déformation de l'angle entre l'atome d'oxygène et les atomes d'hydrogène de la molécule d'eau. La coloration « bleu pâle », que l'on observe, correspond aux radiations non absorbées par l'eau. D'une manière générale, si un ensemble de radiations est absorbé, c'est toujours la couleur complémentaire correspondant aux radiations transmises que l'on observe.

Si l'absorption de la lumière visible se fait de manière uniforme pour toutes les longueurs d'onde, le matériau apparaît comme non coloré. Il faut noter qu'un matériau transparent non coloré peut absorber

sélectivement une radiation située en dehors du spectre de la lumière visible, dans l'ultraviolet par exemple. Dans ce cas, ce matériau peut être utilisé comme filtre en photographie ou pour les verres de lunettes par exemple.

La coloration d'une substance ne résulte pratiquement jamais de la promotion d'un électron de valence car ceux-ci sont fortement liés et leur excitation n'est, en général, possible qu'en utilisant des radiations ultraviolettes. C'est presque des électrons placés en position exceptionnelle (électrons fortement délocalisés, électrons célibataires) qui sont plus faiblement liés et sont plus facilement excitables, qui sont responsables de la coloration d'une substance.

IV.5.6. Effets des ions des métaux de transition sur la coloration des céramiques

Les ions des métaux de transition interviennent pour une bonne part dans la coloration des céramiques naturelles ou synthétiques. À titre d'exemple, nous analyserons l'influence de l'ion Cr^{3+} sur la couleur du rubis et de l'émeraude. (Figure 47 et Figure 47). L'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) monocristallin (saphir) utilisé notamment comme verre de montre inrayable est incolore. Le rubis, qui est une céramique de couleur rouge, est un oxyde d'aluminium Al_2O_3 dans lequel un certain nombre de sites Al^{3+} ont été substitués par l'ion Cr^{3+} .



Figure 47: Deux exemples de pierres précieuses en céramique : (a) émeraudes taillées en forme de poire, (b) rubis brutes (avant le taillage).

Un métal de transition comme le chrome possède une couche 3d incomplète. Chaque ion Cr^{3+} possède trois électrons célibataires dans cette couche qui possède trois niveaux énergétiques excités. Leur état fondamental est habituellement désigné par $4A_2$ (Figure 48) et les trois états excités appelés $2E$, $4T_2$, $4T_1$ dans la terminologie classique des spectroscopistes. Dans le réseau cristallographique du rubis, l'ion chrome est entouré de six atomes d'oxygène O^{2-} (ligands) qui forment un octaèdre déformé. Le niveau énergétique des états excités est fortement influencé par le champ électrique induit par les ions O^{2-} adjacents au site Cr^{3+} . Dans ce complexe, les liaisons $\text{Cr}-\text{O}$ sont ioniques à 63%, ce qui entraîne une valeur élevée du champ électrique (champ du ligand) au voisinage de l'atome de Cr qui influence les niveaux énergétiques des états excités $2E$, $4T_2$, $4T_1$ associés aux électrons célibataires et qui entraîne une absorption très forte des composantes de plus haute énergie (violette et jaune-vert) de la lumière. Comme cela est représenté à la Figure 48, seules les composantes rouges avec un peu de bleu sont transmises, ce qui donne au rubis sa couleur rouge foncé légèrement violette.

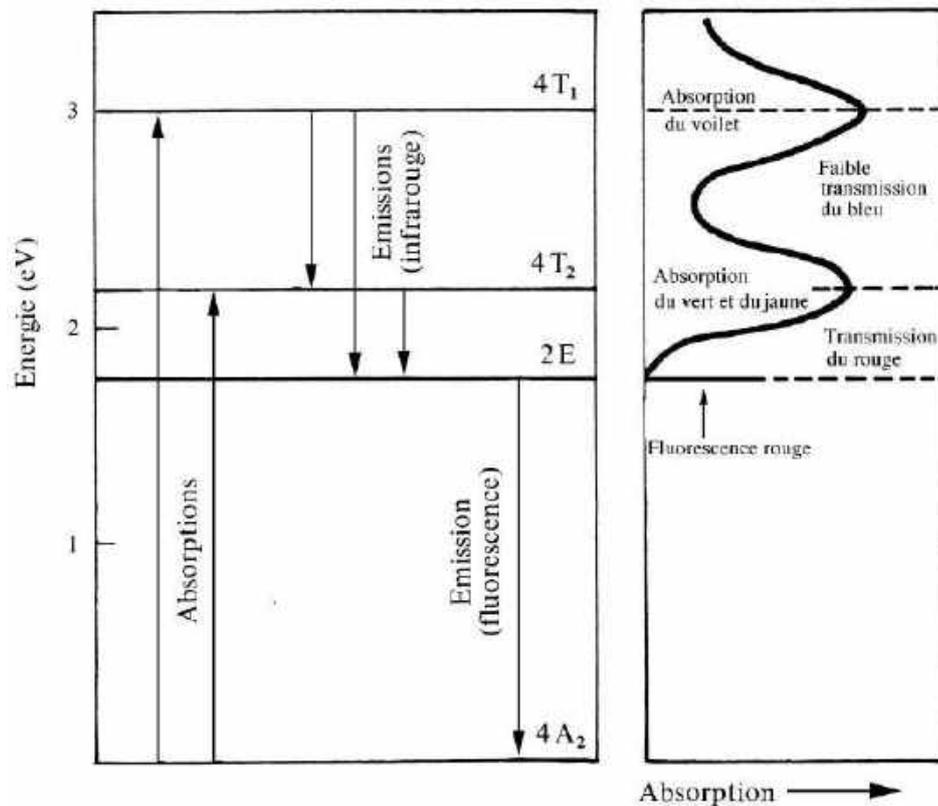


Figure 48: Niveau énergétique de l'ion Cr^{3+} dans le rubis ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}^{3+}$) avec indication des principales absorptions et transmissions

L'émeraude est un silicate d'aluminium et de béryllium. Comme dans le rubis, un certain nombre de sites Al^{3+} sont remplacés par des ions Cr^{3+} . Dans cette céramique, l'ion chrome a un environnement différent de celui rencontré dans le rubis. La liaison $\text{Cr}-\text{O}$ est moins ionique (quelques pour-cent) que dans le rubis, et le champ électrique induit est plus faible. Cet effet abaisse les niveaux énergétiques $4T_1$ et $4T_2$, ce qui entraîne un déplacement de la bande d'absorption vers les régions jaune-rouge du spectre et donne à l'émeraude sa teinte bleu-vert. Comme le niveau $2E$ est très peu modifié, on observe dans le cas de l'émeraude une fluorescence rouge presque identique à celle du rubis.

Les métaux de transition sont utilisés pour colorer un grand nombre de pigments et de verres minéraux. Ainsi, des verres photochromes, utilisés pour des lunettes solaires à coloration modulée en fonction de l'éclairement, sont obtenus en dopant des verres minéraux par des ions Eu^{2+} et Ti^{4+} . Ces verres dopés développent, sous l'action de la composante ultraviolette de la lumière solaire des centres colorés qui disparaissent progressivement lorsque l'intensité lumineuse diminue. La réaction qui se produit dans ces verres photochromes est la suivante : $\text{Eu}^{2+} + \text{Ti}^{4+} \rightleftharpoons \text{Ti}^{3+} + \text{Eu}^{3+}$. La coloration brune et violette est donnée par l'ion Ti^{3+} , tandis que les ions Eu^{2+} , Eu^{3+} et Ti^{4+} sont incolores.

CHAPITRE V : DURCISSEMENT ET RENFORCEMENT DES MATERIAUX

V.1. Introduction

La plupart des matériaux de structure sont utilisés à une fraction de leur limite d'élasticité. Il est donc avantageux, pour de nombreuses applications, d'augmenter celle-ci afin d'utiliser moins de matière ou d'augmenter les sollicitations mécaniques, voire thermiques. On s'intéresse ici principalement aux matériaux métalliques car la dureté n'est pas le point fort des polymères massifs et les matériaux faisant largement usage des liaisons ioniques, covalentes ou iono-covalentes (céramiques, fibres organiques) sont fragiles ; leur résistance repose généralement sur la probabilité de trouver un défaut dans le matériau.

Durcir (ou renforcer) un matériau métallique consiste à gêner le mouvement des dislocations, responsables de la plupart des mécanismes de déformation non élastique. Ces obstacles sont des « défauts » que l'on introduit volontairement dans le matériau. Plus un matériau est dur, plus il résiste à la déformation plastique et généralement aussi aux sollicitations cycliques. Une estimation non destructive de la dureté d'un matériau (liée à sa limite d'élasticité) et de sa résistance (liée à sa résistance maximale en traction, par exemple) peut être obtenue par l'essai de dureté.

V.2. Durcissement de la solution solide

Dans un réseau parfait, composés d'atomes d'un seul élément, le mouvement des dislocations se fait par des ruptures et des reconstitutions de liaisons atomiques. Ce phénomène implique le passage par une configuration instable entre deux configurations stables. Il nécessite donc un apport d'énergie. La contrainte correspondante τ_{PN} , appelée force de Peierls, dépend de la température. Elle vaut typiquement 10^{-4} G (métaux de structure compacte) à 10^{-2} G (liaisons covalentes), G étant le module de cisaillement du matériau.

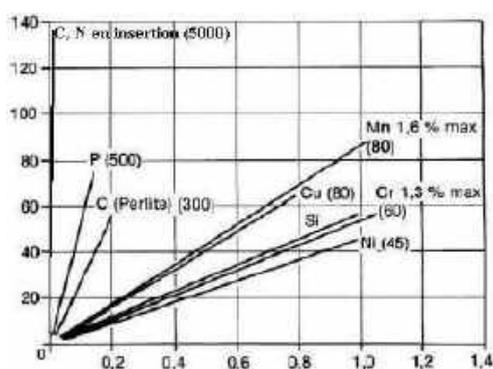
Un moyen courant de durcissement est l'introduction, dans la solution solide, d'atomes soit en insertion (C, N, O) soit en substitution des atomes de l'alliage. Citons le cas de Mn dans les aciers (**Figure 49**), de Si, Mg dans les alliages d'aluminium, de Cr, Mo, W dans les alliages base nickel et de l'oxygène dans les alliages de zirconium.

Plusieurs effets se conjuguent pour freiner le mouvement des dislocations dans le cristal :

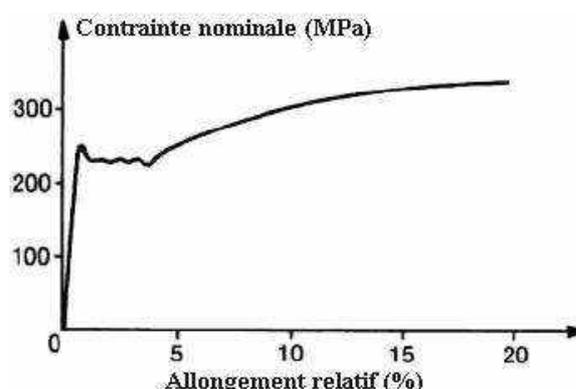
- **Un effet de taille** : autour du cœur d'une dislocation, règnent des distorsions élastiques du réseau qui conduisent localement à des champs de contrainte de traction ou de compression. Afin d'abaisser l'énergie potentielle du système, les gros atomes et les interstitiels ont tendance à occuper les zones en traction tandis que les petits atomes en substitution occupent les zones de compression. On parle de ségrégation sur la dislocation ; seules les dislocations coin sont concernées ici (**effet Cottrell**). Par ailleurs, les interstitiels ont tendance à distordre le réseau cristallin et à interagir avec les dislocations vis (**effet Snoek**). Tout (petit) mouvement de la dislocation hors de cette zone ségrégée augmentera l'énergie du système. A basse température (diffusion négligeable : les solutés ne « peuvent pas suivre »), il faut donc un travail

supplémentaire, donc une contrainte plus élevée pour arracher la dislocation à cette atmosphère qui reste moins mobile qu'elle. La dislocation peut ensuite se déplacer beaucoup plus facilement dans le cristal. C'est l'origine du « crochet de traction » observé sur de nombreux alliages contenant des atomes interstitiels (**Figure 49**).

- **Un effet de valence** : si le soluté et le solvant sont de valences différentes : cet effet représente environ un septième à un cinquième de l'effet de taille, il est donc généralement négligé.
- **Un effet chimique** (Suzuki, 1957) par modification de l'énergie locale de faute d'empilement. Dans une faute d'empilement, la structure cristalline est localement modifiée ; une structure CFC, par exemple, devient localement hexagonale compacte. Les éléments qui favorisent cette nouvelle structure vont donc ségréger sur la faute d'empilement et faciliter la dissociation des dislocations. Ceci conduit à une augmentation de la limite d'élasticité. Cet effet joue essentiellement pour les alliages de structure CFC et les solutions solides concentrées (par exemple Ni-Cr où $Cr > 20\%$: ordre à courte distance entre les éléments Ni et Cr) et les composés ordonnés (Ni_3Al des superalliages, intermétalliques Ti-Al...).



(a)



(b)

Figure 49: Augmentation de la limite d'élasticité (MPa) par durcissement : (a) Durcissement en solution solide des alliages de fer cubique centrés, (b) Crochet de traction résultant de l'interaction entre interstitiels et dislocations dans un acier ferritique.

V.3. Effet de taille de grains (loi de Hall et Petch)

Dans un matériau contenant relativement peu de dislocations, la déformation plastique se déclenche d'abord dans les grains les mieux orientés pour se déformer. Dans ces grains, les dislocations émises dans un plan vont s'empiler devant les interfaces difficiles à franchir, telles que les joints entre grains d'orientations différentes. La distance entre dislocations, à l'équilibre avec la contrainte appliquée, croît lorsque l'on va de l'obstacle vers la source. La force en retour sur la source finit par empêcher celle-ci d'émettre de nouvelles dislocations. En tête d'empilement, au voisinage de l'obstacle, les dislocations exercent une force locale, proportionnelle à leur nombre, qui finit par déclencher le glissement dans le deuxième grain, au-delà d'une valeur critique. Plus la taille de grains est petite, plus la taille de l'empilement est faible et plus la contrainte exercée en tête d'empilement est faible. Il faut donc une contrainte extérieure

d'autant plus élevée pour déclencher la déformation plastique dans les grains adjacents. Expérimentalement comme par le calcul, on trouve la loi suivante, dite de **Hall et Petch** :

$$\tau_y = \tau_i + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \dots \dots \dots \text{Équation (15)}$$

Où :

- τ_y est la limite d'élasticité (en cisaillement),
- τ_i est la contrainte de cisaillement nécessaire au mouvement des dislocations dans le réseau parfait,
- d est la taille de grains,
- k_y est une constante qui dépend du matériau.

Cette loi est bien respectée pour la plupart des alliages métalliques (**Figure 50**), du moins lorsque le grain est suffisamment gros pour qu'on puisse parler d'empilement de dislocations. Pour les matériaux à grains très fins (typiquement 10 nm), on ne peut plus parler d'empilement de dislocations et d'autres lois pourraient intervenir.

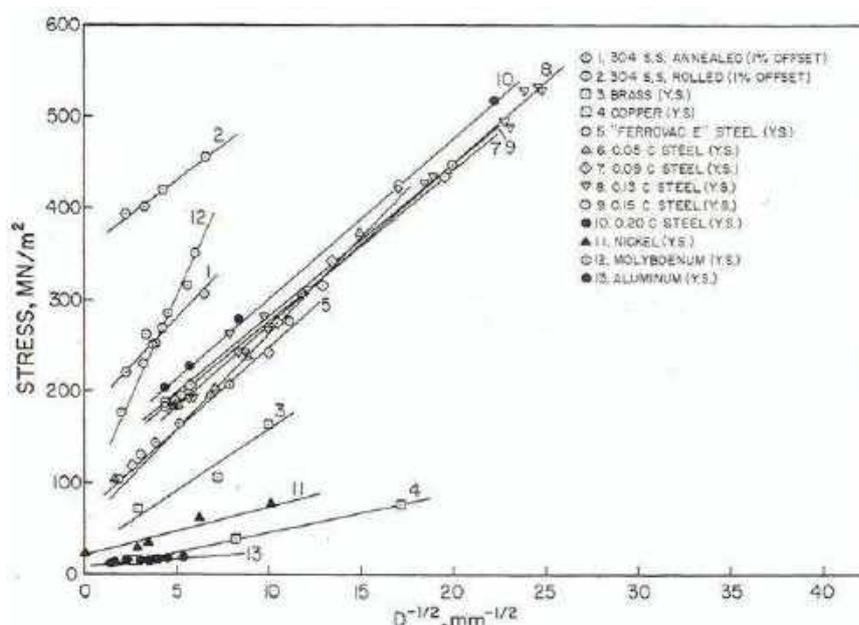


Figure 50: Loi de Hall-Petch pour les alliages métalliques

V.4. Effet de la densité de dislocations (écrouissage)

Pour décrire l'interaction entre une dislocation mobile et une autre dislocation, on distingue généralement deux cas, selon que les deux dislocations sont dans le même plan de glissement ou non. Dans le premier cas, on calcule l'énergie d'interaction entre les deux dislocations et on la dérive par rapport au déplacement de la dislocation mobile. On trouve les valeurs de contrainte suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau = \frac{\mu b}{2\pi} \sqrt{\rho_D} \text{ (dislocation vis)} \\ \tau = \frac{\mu b}{8\pi(1-\nu)} \sqrt{\rho_D} \text{ (dislocation coin)} \end{array} \right. \dots \dots \dots \text{Équation (16)}$$

Dans le deuxième cas, on considère la dislocation mobile dans son plan de glissement, traversé par les autres dislocations (effet de forêt). La dislocation mobile interagit donc avec les « arbres » de la forêt. Selon le signe du produit scalaire de leurs vecteurs de Burgers respectifs b_1, b_2 , le vecteur de Burgers $b_1 + b_2$ de la jonction aura une norme inférieure ou supérieure à la somme des normes de b_1 et b_2 . Comme l'énergie par unité de longueur d'une dislocation, de vecteur de Burgers b , est proportionnelle à μb^2 , la jonction sera respectivement attractive (produit négatif) ou répulsive (produit positif). La jonction attractive étant plus stable que les deux dislocations isolées, la dislocation mobile franchit un peu plus facilement les jonctions répulsives que les jonctions attractives, qui assurent donc la plus grande part (estimée à plus de 80%) de l'effet de forêt. Le calcul donne les valeurs suivantes :

$$\tau = \alpha \mu b \sqrt{\rho_D} \dots \dots \dots \text{Équation (17)}$$

Où : $\alpha \approx 1/4$ à $1/3$

Les interactions entre dislocations augmentent avec la multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique. Cet effet, appelé **écrouissage**, est notamment responsable du fort durcissement des alliages de structure cubique à faces centrées tels que les aciers inoxydables austénitiques et les alliages de cuivre. On le voit lorsque l'on tente de redresser le manche d'une petite cuillère en « inox » après l'avoir tordue: la déformation se localise ailleurs qu'à l'endroit déjà déformé, qui a durci du fait de l'écrouissage, et la cuillère prend une forme de Z au lieu de redevenir droite.

V.5. Durcissement et renforcement par des secondes phases

Jusqu'ici nous avons considéré des dislocations se déplaçant dans le réseau d'un seul cristal. Que se passe-t-il lorsque celles-ci rencontrent une phase différente, qui possède d'autres vecteurs de Burgers et d'autres plans de glissement ? Le cas où les phases sont dans des proportions comparables relève des techniques d'homogénéisation qui ne sont pas abordées ici. On s'intéresse dans cette section au cas, le plus fréquent, où une phase dure est dispersée en faible proportion dans une matrice plus molle. Les phases durcissantes peuvent être introduites par mélange ou encore être créées in situ par précipitation après un traitement thermique approprié (à l'exemple des précipités Al_2Cu créés par durcissement structural du 2024), voire dans des conditions chimiques appropriées (cas des alliages renforcés par dispersion d'oxydes et utilisés à haute température).

On considère tout d'abord que les obstacles sont éloignés les uns des autres et exercent chacun une force F sur la dislocation. Celle-ci, sous les effets conjoints de cette force, de la contrainte appliquée et son énergie propre par unité de longueur appelée tension de ligne (une dislocation reste un défaut du réseau **qui coûte** une certaine énergie par unité de longueur !), va se courber jusqu'à finalement se décrocher de l'obstacle lorsque la force motrice devient supérieure à une valeur critique F_c (**Figure 51**).

On écrit l'équilibre entre la force exercée par l'obstacle et la tension de ligne Γ de la dislocation :

On écrit l'équilibre entre la force exercée par l'obstacle et la tension de ligne Γ de la dislocation :

$$F_c = 2\Gamma \cos\phi_c \dots \dots \dots \text{Équation (18)}$$

Où : Γ est généralement estimé par $\Gamma = 0.5 \mu b^2$

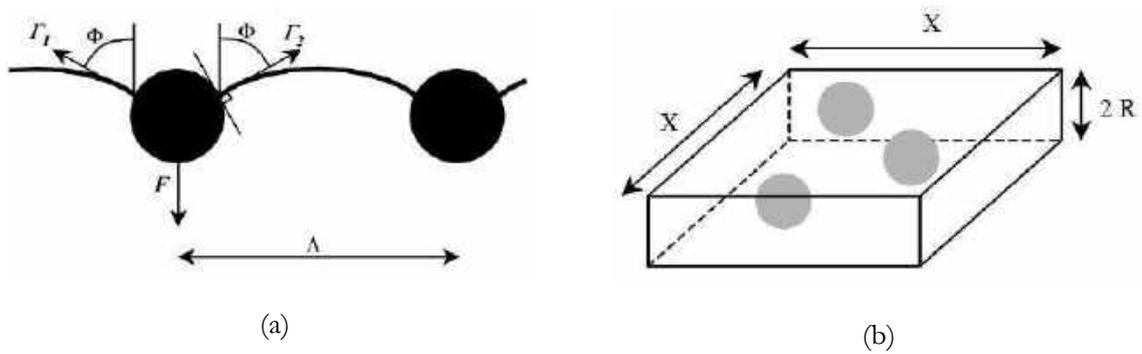


Figure 51: (a) Force opposée au déplacement des dislocations par des obstacles localisés, (b) Procédure de comptage des obstacles

Au décrochement de la dislocation, la force F_c est égale à la force exercée sur la dislocation par le champ de contrainte appliquée :

$$F_c = \tau_c b \Lambda \dots \dots \dots \text{Équation (19)}$$

On en déduit la contrainte de cisaillement critique :

$$\tau_c = \frac{\mu b \cos \phi_c}{\Lambda} \dots \dots \dots \text{Équation (20)}$$

Un obstacle faible est caractérisé par $\phi_c \approx 90^\circ$ tandis qu'un obstacle fort est caractérisé par $\phi_c < 90^\circ$.

Il existe **deux mécanismes principaux** de franchissement d'une seconde phase (à l'exemple des précipités) par une dislocation qui glisse : **le cisaillement** où la dislocation traverse et cisaille la seconde phase (**Figure 52**) et **le contournement** (**Figure 53**). Nous évaluons ici les contraintes nécessaires dans chacun de ces cas. Au préalable, on évalue la distance moyenne entre obstacles en fonction de leur fraction volumique et de leur rayon, en supposant qu'ils sont répartis d'une manière homogène dans le matériau. On considère pour cela une tranche de matière, d'épaisseur $2R$ (où R est le rayon de la seconde phase) et de côté X . (**Figure 51**). On compte les N secondes phases présentes dans cette tranche et on en déduit la fraction volumique f_v comme suit :

$$f_v = \frac{\frac{4}{3}\pi R^3}{2R \cdot X^2} N \dots \dots \dots \text{Équation (21)}$$

d'où pour $N=1$ on aura :

$$X = \sqrt{\frac{2\pi}{3}} \cdot \frac{R}{\sqrt{f_v}} \approx \Lambda \dots \dots \dots \text{Équation (22)}$$

Où Λ est l'espacement moyen entre les particules.

On suppose ici que la dislocation contourne complètement l'obstacle sans jamais y pénétrer. Chaque seconde phase individuelle constitue un obstacle fort et l'angle ϕ_c vaut zéro. On obtient :

$$\tau_c = \frac{\mu b}{\Lambda} \approx 0.7 \cdot \mu b \cdot \frac{\sqrt{f_v}}{R} \dots \dots \dots \text{Équation (23)}$$

Qui dépend essentiellement de l'espacement entre secondes phases. A fraction volumique donnée, plus les phases sont fines, plus Λ est faible et plus l'effet durcissant est élevé.

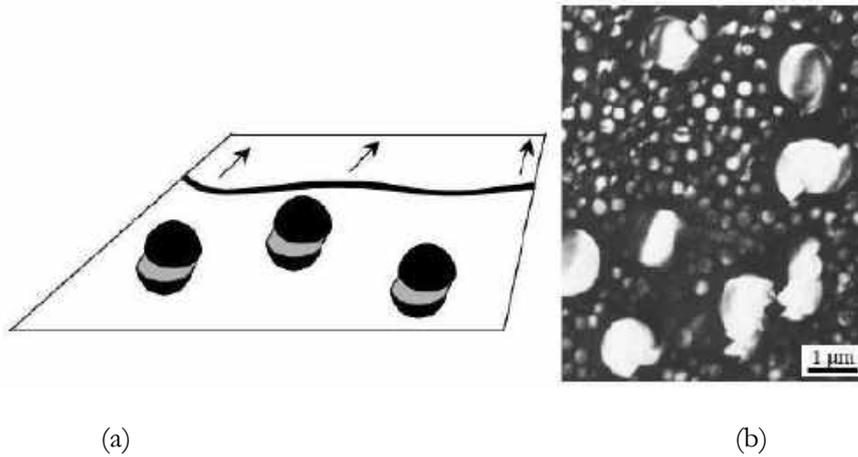


Figure 52: Cisaillement des précipités par les dislocations : (a) schématisation du mécanisme ; (b) observation au microscope électronique en transmission.

Si la dislocation cisaille la seconde phase (**Figure 52**), son vecteur de Burgers doit appartenir au réseau de chacune des deux phases. Ceci implique en particulier une certaine cohérence cristallographique entre la matrice et la seconde phase. La force résistante F a plusieurs origines possibles : glissement plus difficile dans la seconde phase (liaisons fortes, phases ordonnées...), interaction entre la dislocation et l'interface entre les phases, interactions élastiques entre la matrice et la seconde phase, etc.

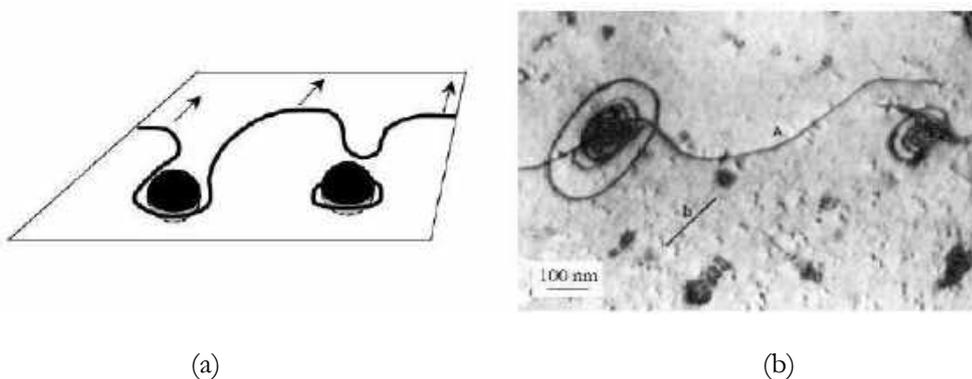


Figure 53: Contournement des précipités par les dislocations : (a) schématisation du mécanisme d'Orowan ; (b) observation, par microscopie électronique en transmission, de boucles de dislocations autour des précipités dans un alliage d'aluminium

Pour mener les calculs, on suppose généralement que la force F est proportionnelle au vecteur de Burgers de la dislocation et au rayon R de la seconde phase :

$$F_c = k \cdot \mu \cdot b \cdot R \dots \dots \dots \text{Équation (24)}$$

Pour tenir compte de la courbure de la dislocation (ou de l'angle ϕ_c), on utilise une longueur effective L_{eff} (Espace entre obstacles le long de la ligne de dislocation) telle que $2 \cdot \Gamma \cdot \Lambda^2 = b \cdot \tau_c \cdot L_{eff}^3$ et on en déduit, en utilisant la formule déjà donnée pour Λ en fonction de f_v et $\Gamma \approx 0,5 \cdot \mu \cdot b^2$:

$$\begin{cases} \tau_c \cdot b \cdot L_{eff} = k \cdot \mu \cdot b \cdot R \\ \text{et} \\ \tau_c = \sqrt{\frac{3 \cdot k^3}{2 \cdot \pi}} \cdot \mu \cdot \sqrt{\frac{f_v \cdot R}{b}} \end{cases} \dots \dots \dots \text{Équation (25)}$$

A fraction volumique de seconde phase constante, l'effet durcissant croît avec le rayon R des obstacles. Pour un même type de précipité cohérent, le franchissement par les dislocations pourra se faire soit par cisaillement (si les précipités sont petits et très rapprochés) soit par contournement (si les précipités sont gros et plus éloignés les uns des autres). Il existe donc une taille optimale de précipité, pour laquelle aucun des deux mécanismes ne prédomine et le durcissement est maximal.

V.6. Durcissement et microstructure

L'ensemble des contributions des différents mécanismes de durcissement est généralement modélisé par une simple addition des contributions de chacun de ces mécanismes. On écrit ainsi :

$$\tau_y = \tau_i + \frac{k_y}{\sqrt{a}} + \alpha \cdot \mu b \sqrt{\rho_D} \dots \dots \dots \text{Équation (26)}$$

Où : $\tau_i = \max(\tau_{PN}, \tau_c)$

L'optimisation de la microstructure, notamment l'introduction de secondes phases et le contrôle de la taille de grains, requiert une bonne maîtrise des conditions d'élaboration et de traitement thermique, ce qui en retour joue sur la marge de manœuvre en production (robustesse du procédé) et sur le coût du matériau. Signalons par exemple que la température du four lors de la remise en solution des alliages d'aluminium doit être contrôlée à quelques degrés près, sur toute la surface des tôles à traiter (plusieurs mètres carrés). Un refroidissement rapide suivi d'un nouveau séjour en four (trempe et revenu) a un impact important sur le coût de production et nombre d'efforts portent sur l'obtention de la microstructure adéquate dès la sortie des opérations de mise en forme (laminage), sans revenu supplémentaire (exemples des aciers à haute résistance pour pipelines et construction off-shore, des superalliages pour disques de turbine).

L'augmentation de la limite d'élasticité, voire de la résistance mécanique d'un alliage métallique va généralement de pair avec une diminution de son aptitude à la déformation plastique, soit parce qu'on a épuisé la réserve de ductilité (cas du cuivre), soit parce qu'on favorise, en modifiant la microstructure, une localisation de la déformation (voire une rupture de certaines phases dures mais fragiles) pouvant conduire à une rupture prématurée. Ce dernier cas se rencontre surtout avec les alliages qui s'écrouissent peu, en particulier les alliages d'aluminium et les aciers à haute résistance nouvellement développés pour les conduites de gaz et de pétrole. Il faut donc garder à l'esprit qu'on ne peut généralement pas optimiser à la fois dureté et ductilité d'un alliage métallique. Les alliages les plus durs sont également souvent sensibles à des phénomènes d'endommagement localisés tels que la fissuration par corrosion (exemple : **les alliages d'aluminium pour ailes d'avion doivent être plaqués d'aluminium pur pour résister à la corrosion par les embruns**). Il faut enfin vérifier que ces microstructures optimisées ne s'altèrent pas en service, en particulier lorsque la température d'utilisation est élevée.

REFERENCES :

1. Cours « Science des Matériaux », Stéphane Godet, Loïc Malet, CHIM-H-300, Université Libre de Bruxelles.
2. Cours : « Science des Matériaux », Sylvie Pommier, ENS CACHAN, Licence de Mécanique, spécialité : Mécanique et Technologies, 2005.
3. Cours : « Mécanique Non Linéaire », Zhi-Qiang FENG, M2 – MN91, UFR Science et Technologies - Université d'Evry Val d'Essonne.
4. Livre : « Introduction à la Science des Matériaux », Jean P. Mercier, Gérald Zambelli, Wilfried Kurz, Presses polytechniques et universitaires romandes, édition 2002.
5. Livre : « Matériaux pour l'ingénieur », Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, Écoles des mines - Mines ParisTech, Edition 2006.
6. Internet : <https://www.wikipedia.org/>, Encyclopédie en ligne gratuite et hébergée par la Wikimedia Foundation