Brütsch/Rüegger AG
Tubes acier
Althardstrasse 83
CH-8105 Regensdorf
Tél. 01/871 34 34
Fax 01/871 34 99
www.b-r.ch
Email : info@brr.ch
Certification ISO 9001:2000

Cahier technique 03

La structure des aciers

- Atomes et grains
- Eléments ajoutés dans le fer
- Inclusions dans l'acier
- Les types de structures des aciers

La structure des aciers

Atomes et grains

Tous les aciers, de même que les autres métaux (ex. cuivre, aluminium) ont une structure cristalline. C'est-à-dire que les atomes y sont répartis régulièrement selon certaines lois de séries ; qu'il s'agisse de tôle d'acier, de fils, de tubes ou d'autres profils, que ceux-ci soient fabriqués à partir de qualités basiques (par ex. acier 37) ou fortement alliées (ex X40 Cr Mo V51).

C'est le contraire du verre, de nombreuses matières plastiques et autres matériaux, où les atomes sont répartis irrégulièrement (= amorphe).

La figure 1 illustre un exemple où les atomes sont représentés par des billes. En fonction de la température, les atomes vibrent de façon plus ou moins marquée autour de leur centre. Ce type de disposition en cristaux est appelé également un réseau centré et on voit qu'il est constitué d'unités semblables (mailles) qui se rangent les unes près des autres, comme ici par exemple de petits dés (voir pièce sur le schéma 1). Comme on le sait, les atomes sont si petits qu'on ne peut les voir individuellement, même avec les microscopes les plus modernes, car leur diamètre est d'environ 10^{-8} cm = 0,00000001 cm. On peut cependant observer clairement leur disposition aux rayons X.

Toutefois, un morceau de tôle d'acier ou un profil n'est pas composé aussi uniformément d'atomes de fer, mais consiste en de multiples grains ou cristallites qui peuvent être agglomérés de manières diverses avec des éléments additionnels, qui se distinguent aux contours des grains et qui comportent des anomalies difficiles à éviter. Comme cette structure influe fortement sur les propriétés de l'acier, nous devons étudier de plus près son origine.

Le réchauffement provoque une augmentation si forte des vibrations des atomes que, lorsque la température de fusion est atteinte, l'arrangement en cristaux est détruit et les atomes peuvent bouger librement. A l'inverse : si l'on fait refroidir de l'acier de l'état liquide, les cristallites se forment à la température de solidification. A ce stade, le métallurgiste a la possibilité d'influer sur la structure et donc sur la qualité de l'acier. Cette cristallisation se produit de la façon suivante : à des endroits isolés, les atomes non ordonnés de la coulée s'agglomèrent en petits cristaux (germes), par exemple en dés et forment pour ainsi dire des îlots en expansion dans le liquide jusqu'à ce que tous les atomes se soient ordonnés et « accrochés » à ces îlots.

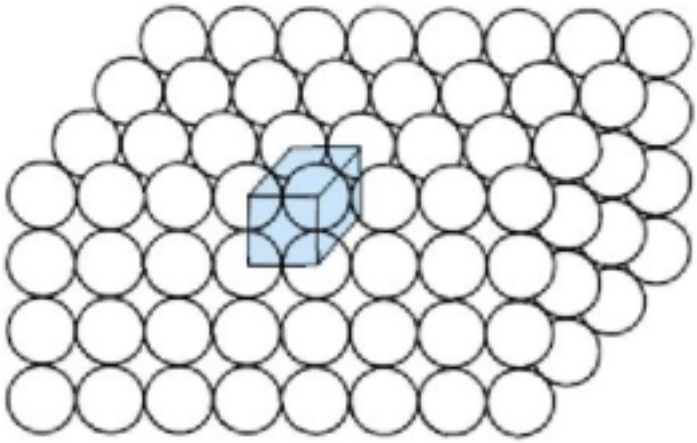


Schéma 1: Disposition des atomes en cristaux, ici sous forme de dés

Figure 2 : Début de solidification de la coulée avec les premiers cristaux en forme de dés

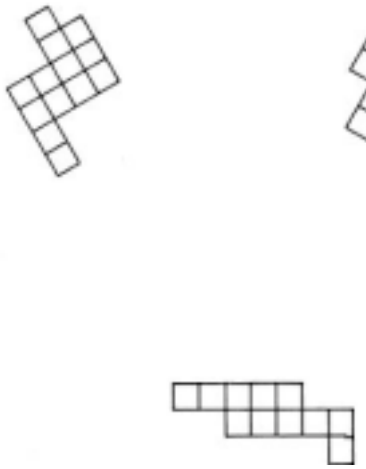
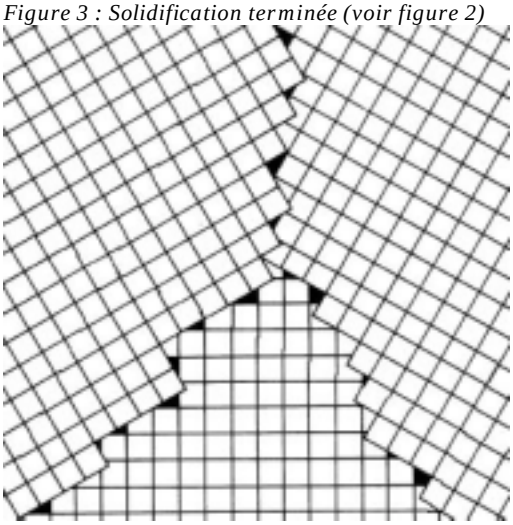
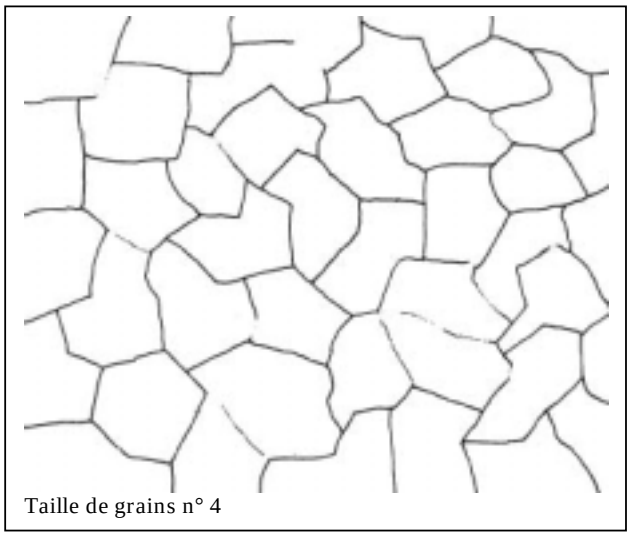


Figure 3 : Solidification terminée (voir figure 2)



Les différents grains se heurtent alors les uns aux autres et leurs jointures deviennent irrégulières ; la forme en dés disparaît: On parle de cristallites, et non de cristaux (voir figures 2 et 3). C'est à ce moment que se détermine la taille qu'auront les grains : gros ou fins. Plus le refroidissement a lieu rapidement, plus il apparaît de germes plus les grains sont petits. Par addition d'alliages à haute fusion, ils surnagent déjà à l'état solide dans la coulée dès le début de la solidification, les atomes s'y déposent et la taille des grains se réduit. On peut en particulier obtenir ce résultat grâce à de l'aluminium Al, qui se combine dans l'acier liquide avec de l'oxygène O et de l'azote N. Ceci est également possible grâce à du vanadium V et du niobium Nb. Malgré ces mesures, la taille primaire des grains après la solidification reste trop importante. C'est seulement par le laminage et par un éventuel traitement thermique que l'on obtient la structure secondaire fine requise pour l'utilisation. Les diamètres de grains varient alors entre 0,001 et 0,3 mm, à l'exception de qualités spéciales à gros grains, par exemple les tôles magnétiques, les aciers ferritiques.

Il existe une grande variété de procédés permettant de déterminer la taille des grains. Tous consistent à réaliser d'abord une coupe métallographique de la matière à étudier, afin de pouvoir observer les grains. Ensuite, on découpe un échantillon dans la pièce d'acier, on polit une de ses surfaces pour la rendre totalement lisse et on l'attaque ensuite chimiquement en la plongeant brièvement dans une solution. L'alcool éthylique avec 2 % d'acide nitrique est une solution d'attaque couramment utilisée pour l'acier.



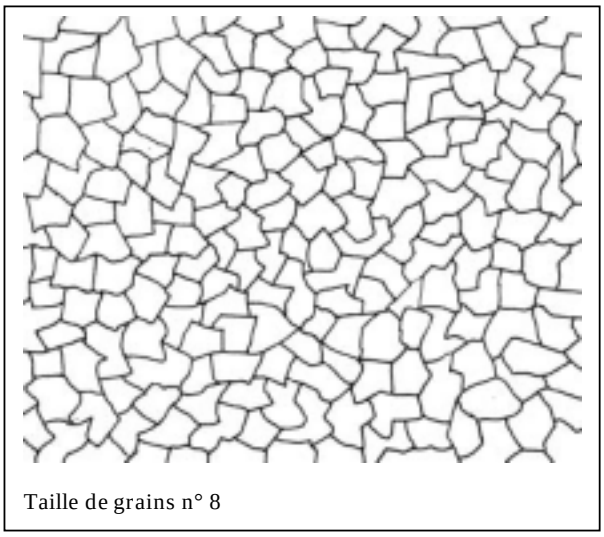


Figure 4 : Deux exemples de structures extraits du référentiel ASTM concernant les structures pour la détermination de la taille des grains.

Pour la désignation de la taille des grains, on n'indique en général pas le diamètre des grains, mais le numéro de la coupe métallographique comparative développée par Mc Quaid-Ehn correspondant au référentiel normalisé concernant les structures ASTM (ASTM = American Society for Testing Materials). On réalise ensuite une photographie de la coupe à étudier agrandie à 100 :1 et on en compare la structure avec les schémas standard (voir figure 4).

Ceux-ci comprennent 19 classes de –3 à +15, pour lesquelles le n° -3 signifie à un seul grain par mm² d'éprouvette, donc un très gros grain, le n° -2 à deux grains, le n°-1 à quatre, le n° 0 à huit, etc. Du n° 1 au n° 5, on parle d'aciers à gros grains, du n° 6 au n° 9 d'aciers à grains fins et à partir du n° 10, d'aciers à grains ultra-fins.

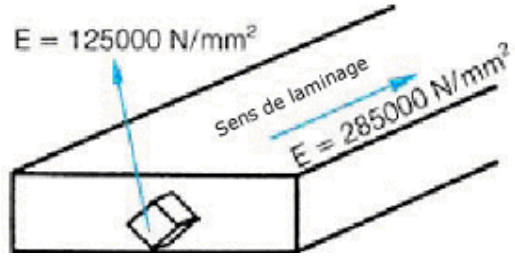
En dehors de la détermination de la taille des grains selon l'ASTM, il existe une série de méthodes permettant de mesurer directement la taille des grains.
Selon un procédé circulaire, on compte le nombre de grains à l'intérieur d'un cercle déterminé sur une photo de la coupe métallographique et on calcule la surface moyenne des grains en μm^2 (1 micromètre = 1/1000 mm) avec le diamètre moyen des grains en μm.
Selon la méthode du segment intercepté, on tire un certain nombre de lignes droites sur la micrographie, on compte le nombre de grains coupés et on calcule la taille des grains. Dans le tableau 1 (en page 5), les valeurs numériques de tailles de grains d'après les trois méthodes sont comparées.

Tableau 1 : Valeurs numériques de tailles de grains

ASTM	Diamètre des grains en µm	Surface des grains en µm²	
−3	1000	1.000.000	
−2	800	640.000	
−1	550	302.500	
0	350	122.500	
1	250	62.500	acier à gros grains
2	180	32.400	
3	120	14.400	
4	90	8.100	
5	60	3.600	
6	45	2.025	acier à grains fins
7	35	1.225	
8	22	484	
9	16	256	
10	12	144	acier à grains ultra-fins
11	8	64	
12	6	36	
13	4	16	
14	3,5	12	
15	3	9	

Dans la pratique, on a en général pour objectif d'obtenir un grain le plus fin possible. La solidité, la dureté, l'aptitude au formage et en particulier la résilience en sont ainsi améliorés. D'un autre côté, un grain gros favorise l'usinabilité et l'aptitude à la magnétisation, mais il entraîne un aspect grossier en surface lors de la transformation des tôles. Comme le montre la figure 3, les réseaux centrés des différents grains sont inclinés les uns vers les autres. Ceci peut s'expliquer par l'arrangement fortuit des atomes dans les germes. Si une pièce d'acier ne consistait qu'en un seul grain (monocristal), de nombreuses propriétés seraient fortement liées à la direction du grain : par exemple, la résistance à la traction, la ductilité, les propriétés magnétiques ou le module d'élasticité E ne seraient, dans le sens longitudinal d'une tôle, pas les mêmes que transversalement (voir figure 5). Ce type de comportement lié à la direction est désigné par le terme d'anisotropie ; il est, en principe, indésirable. La grande majorité des aciers se comportent de manière isotrope, en raison de leur nombre élevé de petits grains (figure 6a), c'est-à-dire que leurs propriétés sont indépendantes de la direction. Dans des cas particuliers, on peut cependant, par un recuit spécial et une déformation, positionner les grains parallèlement (voir figure 6b) ; l'acier se comporte alors comme un gros monocristal avec des propriétés améliorées en fonction des directions souhaitées. On parle alors de texture ou d'orientation des grains et on a intérêt à procéder ainsi, par exemple pour les tôles magnétiques. Par contre, la texture qui apparaît partiellement lors du laminage sur les tôles d'emboutissage non souhaitée. En raison de la déformabilité variable, par exemple lors de la fabrication de pièces cylindriques à partir de tôles rondes, des bavures peuvent se former et occasionner ainsi des pertes de matière.

Figure 5 : Tôle d'acier monocristalline (ou avec orientation des grains) avec module d'élasticité lié à la direction.



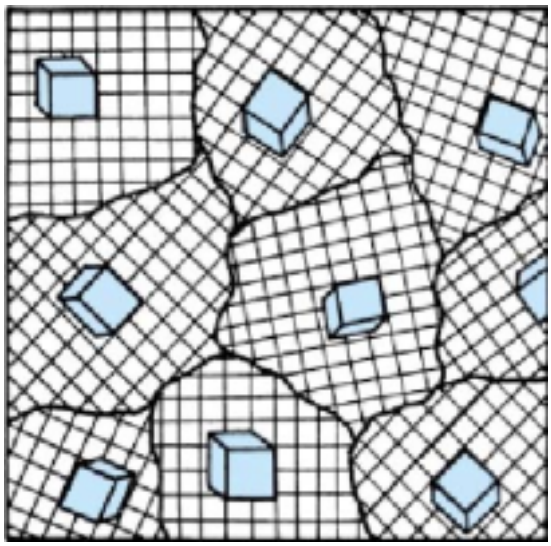


Figure 6a : Différents arrangements des atomes dans les divers grains (comportement isotrope)

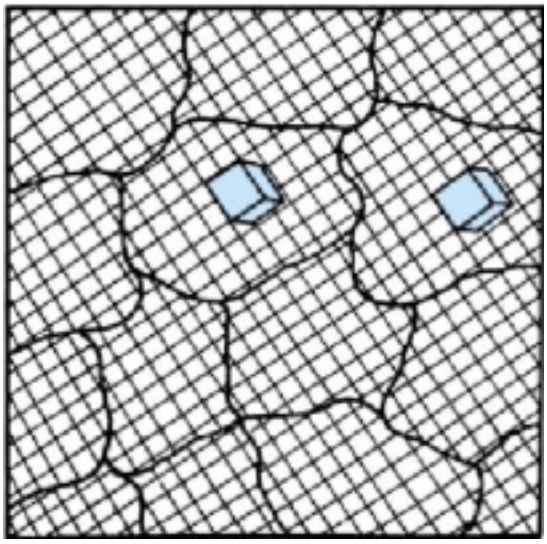


Figure 6b : Arrangement des atomes dans la même direction dans les divers grains (orientation des grains)

Eléments ajoutés dans le fer

L'acier est composé, outre d'atomes de fer, d'un grand nombre d'éléments et éventuellement d'éléments alliés. La question se pose de savoir où ces éléments se positionnent dans le réseau. Il y a plusieurs possibilités. Si les diamètres des atomes des éléments étrangers sont à peu près aussi gros que celui des atomes de fer, ils peuvent remplacer ceux-ci dans le réseau. Les petits atomes ont encore de la place entre les atomes de fer. Dans les deux cas, on parle de solutions solides, car la répartition est aussi régulière que dans les solutions liquides, par exemple le sel de cuisson dans l'eau. Il est évident que la quantité d'atomes étrangers pouvant être intégrée dans le réseau ferreux est limitée. Cette solubilité maximale dépend cependant dans une large mesure de la température, car les atomes vibrent d'un côté et de l'autre et modifient ainsi les emplacements potentiels. Ainsi, le fer peut dissoudre jusqu'à 2,06 % de carbone C, mais uniquement à 1147 °C. La solubilité diminue aussi bien lors d'une hausse que lors d'une baisse de température. C'est exactement ce type de solubilité variable qui est, depuis peu, exploitée dans de nombreux aciers pour en augmenter la dureté (durcissement par précipitation).

Si des teneurs supérieures ou d'autres éléments ne pouvant pas former de solution solide sont incorporés, un deuxième type de grains apparaît, dans lesquels sont contenues les quantités excédentaires d'éléments additionnels.
On peut facilement, sur la micrographie, différencier ce type de grains du premier type en utilisant une solution d'attaque à action variable, alors qu'on ne peut pas voir au microscope les atomes de solution solide « cachés » dans le réseau de base. Les effets produits par un ajout d'éléments dans l'acier sont très variables ; ils rendent le laminage difficile, c'est-à-dire que la solidité est augmentée comparativement au fer pur qui est tendre. Habituellement, les diverses propriétés de l'acier découlent en premier lieu des additifs.

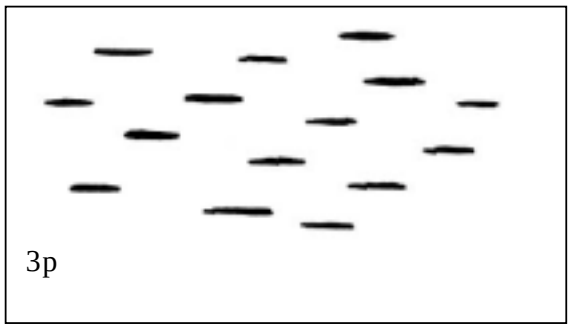
Inclusions dans l'acier

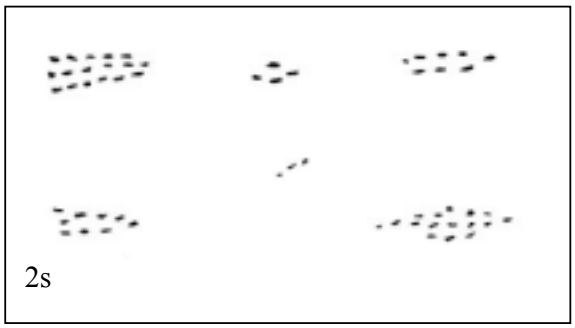
D'autres composantes structurelles revêtent une importance primordiale pour la qualité d'un acier : les *inclusions* ou scories. Celles-ci peuvent pénétrer dans l'acier liquide, par exemple sous forme de fragments de matière ignifugée qui se sont détachés du four et des lingotières, ou lors du balayage de la scorie. Elles peuvent aussi apparaître *à l'intérieur* de l'acier, par exemple lors du calmage ou de l'alliage avec un autre élément. D'un point de vue chimique, il s'agit la plupart du temps d'oxydes, en particulier formés avec du silicium Si (silicates)ou de l'aluminium Al (alumine) et de manganèse Mn, ou des combinaisons sulfurées (sulfures), en particulier celles contenant du Mn. Dans l'aciérie, il faut veiller à ce que les inclusions relativement légères remontent autant que possible dans l'acier et se rassemblent dans la couche de scorie. Ceci est réalisé, par exemple, avec un calmage effectué selon certaines prescriptions, avec des traitements de balayage de l'acier dans la lingotière, avec des installations sous vide ou avec des traitements spéciaux. Malgré cela, il reste toujours des inclusions, et ceci surtout aux contours des grains (joints de grain). C'est une raison supplémentaire pour tendre, de manière générale, vers un grain fin : les impuretés sont alors réparties régulièrement.

Lors du laminage, les sulfures de Mn qui sont tendres, se comportent sans poser de problèmes particuliers : ils glissent avec la matière de base et sont donc ainsi étirés en longueur. Par contre, l'alumine qui est cassante, de même que de nombreux silicates, forment des bandes dans le sens de laminage. Dans les deux cas, l'acier fait preuve d'une *sensibilité transversale* prononcée (anisotropie), c'est-à-dire que sa résistance et sa ductilité en cas de choc sur entailles longitudinalement et transversalement par rapport au sens de laminage sont variables. La fragilité et la dureté sont accrues dans le sens transversal. Des inclusions dures peuvent provoquer des fissures dans l'acier lors du laminage. Ce danger est naturellement encore plus important lors d'un *laminage à froid*.

Lors de l'utilisation de l'acier, chaque inclusion représente une source potentielle de défaut. Elle rompt la continuité et forme une « entaille interne ». Par conséquent, la fragilité et la sensibilité à la rupture augmentent, particulièrement lors d'une sollicitation répétée. En l'occurrence, les petites inclusions réparties régulièrement sont moins néfastes que les grosses isolées. C'est pourquoi l'évaluation purement chimique d'un acier en fonction du type et de la quantité totale d'inclusions est moins significative qu'une analyse micrographique. Comme pour la dimension des grains, il existe également ici des *référentiels de scories*, d'après lesquels on procède en comparant la micrographie à des schémas standard. La figure 7 montre deux exemples d'inclusions agrandis 100 fois: ductile (p) et fragile (s), extraits des référentiels pour la fonte d'acier. Ces référentiels comportent les numéros 1 à 10, où le n° 1 présente le moins, et le n° 10 le plus d'impuretés. Dans de rares cas particuliers, on peut souhaiter la présence d'inclusions, par exemple de sulfures de manganèse dans l'acier de décolletage. Ceux-ci améliorent l'usinabilité.

Figure 7 : Deux exemples de référentiels concernant les scories pour la détermination des inclusions





Les types de structure des aciers (diagramme fer-carbone)

Le fer se cristallise en cubes (en dés), mais de deux façons différentes : en réseau cubique centré α-Fe avec un atome Fe « au centre du réseau » et en réseau cubique face centrée γ -Fe (voir figure 8). En réalité, les atomes se situent si près les uns des autres qu'ils se touchent : le mode de représentation choisi ici est cependant plus clair. Lors du chauffage, la ferrite α -Fe atteint 911 °C, ensuite le réseau se modifie à l'état solide en austénite γ -Fe, qui (en simplifiant un peu) est stable jusqu'au point de fusion à 1536 °C.

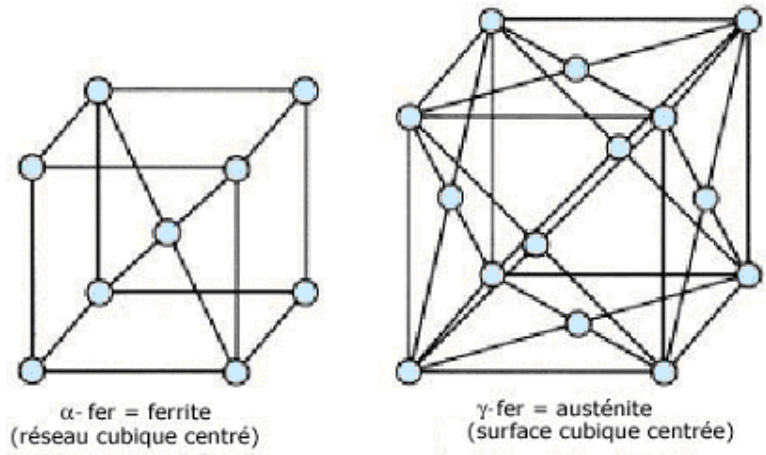


Figure 8 : Les deux formes cristallines du fer

A 911 °C, « le réseau se rabat », c'est-à-dire que les atomes prennent une nouvelle position à la vitesse de l'éclair. Comme le montre le schéma 8, les dés d'austénite deviennent alors plus gros, mais ils comprennent également proportionnellement plus d'atomes. Le *milieu* des dés se libère alors et des atomes supplémentaires peuvent s'y positionner ; par exemple l'élément le plus important pour les aciers, à savoir le carbone. A 1147 °C, au maximum 2,06 % de C peuvent être insérés. Sur la figure 8, on voit que la ferrite ne peut, et de loin, dissoudre autant de C, parce que le centre n'est pas dégagé. On peut mettre en évidence, de la façon la plus claire, ce type de corrélations structurelles température-concentration grâce à des représentations graphiques. Ce sont les diagrammes de phase (binaires). La figure 9 montre, de manière un peu simplifiée, le diagramme le plus important pour l'acier, celui du fer-carbone.

Les températures jusqu'à l'état liquide sont indiquées sur l'axe vertical. Le point de fusion du fer pur se situe à 1536 °C. La transformation d'austénite en ferrite a lieu à 911 °C. Nous trouvons, sur l'axe horizontal, les teneurs en carbone du fer, à savoir jusqu'à 6,7 %. Les teneurs supérieures ne présentent pas d'intérêt d'un point de vue technique. Avec cette proportion de C, à chaque fois trois atomes de fer et un atome de carbone se combinent pour former du Fe_3C, que l'on nomme carbure de fer ou cémentite. Pour être précis, le diagramme Fe-C est donc un diagramme Fe-cémentite. Fe_3C est extrêmement dur et cassant, de sorte que, d'un côté, s'il est vrai que la solidité du fer s'accroît fortement au fur et à mesure que la teneur en C augmente, d'un autre côté, la déformabilité diminue. A partir de 2,06 % de C, la morphologie de la cémentite est si peu adéquate pour le formage que la matière ne peut plus être ni laminée, ni forgée, mais seulement coulée. En dessous de 2,06 %, il s'agit d'acier et, au dessus de ce taux, de fonte brute.

Dans le diagramme, une ligne verticale correspond à chaque qualité d'acier et de fer. Dans la pratique, il est très important de surveiller ce type de qualités depuis la coulée jusqu'à température ambiante, parce que la structure typique se forme lors de la solidification de la coulée et est modifiée éventuellement par les traitements thermiques. En l'occurrence, ces verticales croisent les lignes du diagramme : à ces points de recoupement, la matière subit des transformations, par exemple de l'état liquide à l'état solide, mais aussi des modifications de l'arrangement des atomes à l'état solide, et, dans une certaine mesure, l'austénite se transforme en ferrite. Les lignes de transformation forment dans le diagramme, des zones ou des champs à l'intérieur desquels les états sont identiques. Ceux-ci sont inscrits dans le diagramme pour le secteur de l'acier. On s'aperçoit qu'en partie, *un seul* état est présent (liquide, austénite ou ferrite), en partie également deux (par exemple liquide + austénite, austénite + cémentite). Pour une meilleure compréhension, il est d'usage d'identifier les points de recoupement des lignes de transformation par certaines initiales en majuscules (voir figure 9).

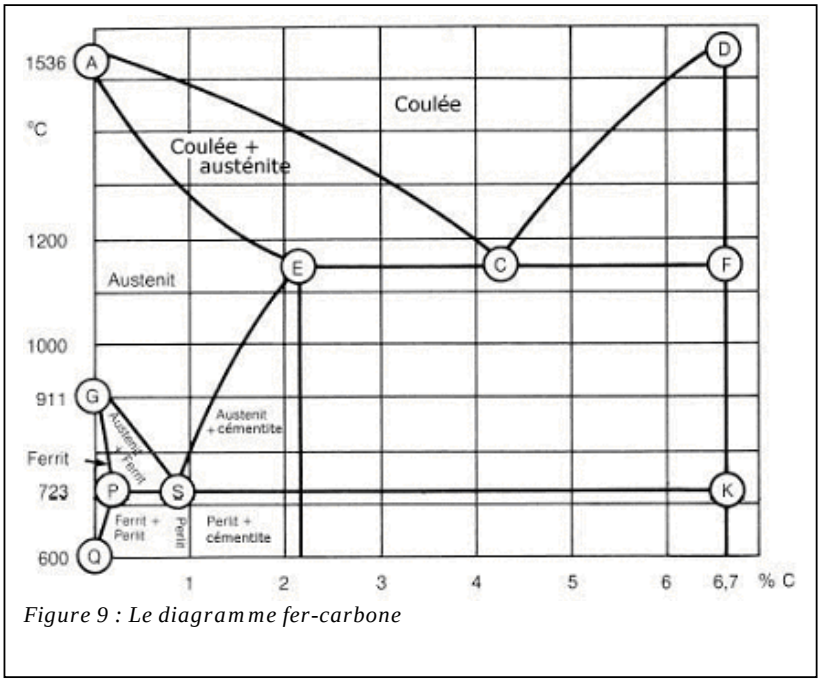


Figure 9 : Le diagramme fer-carbone

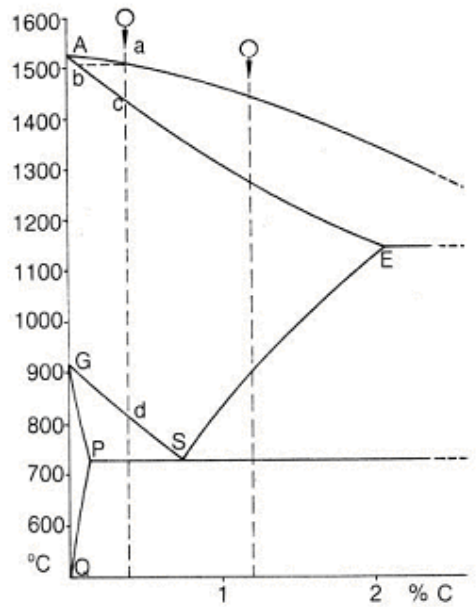


Figure 10 : Déroulement de deux refroidissements dans le diagramme fer-carbone

Considérons maintenant un acier comportant par exemple 0,4 % de C de la phase liquide jusqu'à température ambiante, en imaginant, dans l'aciérie, une lingotière qui vient d'être remplie complètement d'une coulée de cette qualité. La température doit être de 1600 °C (voir l'extrémité supérieure des verticales pointillées sur la gauche dans la figure 10).

Pendant que l'acier refroidit, on atteint, en « a », la première ligne de transformation : la solidification commence du fait que les premiers cristaux cubiques se forment dans la phase liquide. Cette ligne A-C-D est nommée ligne de liquidus, car la zone de coulée se situe au dessus de celle-ci (liquidus en latin = liquide). On constate que la température nécessaire pour la fusion diminue fortement en cas d'augmentation de la teneur en C. Un acier à 1,2 % de C se liquéfie à environ 1500 °C et la fonte à 4,3 % de C dès 1200 °C.

Au niveau pratique, il importe que la teneur en carbone des premiers cristaux solidifiés de notre acier ne soit pas elle aussi de 0,4 % en C, mais un taux d'environ 0,1 % est suffisant (voir ligne horizontale hachurée avec point b. On peut également lire la composition sur l'axe inférieur). Comme la composition globale dans la lingotière reste constante avec 0,4 % de C, la coulée résiduelle doit s'enrichir en carbone dans une mesure équivalente à la formation d'atomes pauvres en C. De cette manière, des différences de concentration (ségrégations) apparaissent dans l'acier, et ceci aussi bien à l'intérieur des différents grains (micro-ségrégation) que sur toute la section transversale du lingot (macro-ségrégation). Dans l'acier, ces ségrégations sont encore plus marquées pour le soufre et le phosphore que pour le carbone.

Lorsque le refroidissement se poursuit, la proportion d'acier solidifié augmente dans la coulée jusqu'au point « c » ou tout le contenu de la lingotière est devenu solide : un lingot d'acier s'est formé. La ligne de transformation A-E-C-F est appelée ligne de solidus, car en dessous d'elle, tout est solide (solidus en latin = solide). Entre la ligne de liquidus et la ligne de solidus, on observe un mélange de coulée et de cristaux solides. On parle à ce propos de domaine biphasé. On constate, dans le diagramme Fe-C, que ce type d'état lié à la température apparaît pour toutes les qualités de fer, à l'exception du fer pur à 0 % de C et de la fonte brute à 4,3 % de C. Ces deux qualités se solidifient à température constante et ont donc un *point* de fusion et non pas une *zone* de fusion. De toute façon, dans le diagramme Fe-C, la plus basse température de solidification concerne une teneur en C de 4,3 %. Un tel point est appelé point eutectique ; par conséquent, on parle d'un alliage eutectique ou d'un eutectique (en grec = coulant bien).

En dessous du point « c », l'acier –même avec d'autres teneurs en carbone- est uniformément constitué de grains d'austénite et a donc un réseau cubique centré avec les atomes de carbone au milieu des dés. Lorsque le refroidissement du lingot d'acier se poursuit, au moment où la ligne G-S atteint le point « d » (donc à peu près à 850 °C) une nouvelle transformation se produit, à savoir à l'état solide. De telles modifications de structure sont très importantes, en particulier pour les procédés de recuit et de trempe. Ces changements commencent aux contours des grains. En ce qui concerne notre acier, de la ferrite se forme. Le schéma 11 représente cette transition sous forme de micrographie schématique. Elle est d'une importance primordiale pour la compréhension de nombreuses méthodes pratiques. Pour préciser, deux phénomènes se produisent aux contours des grains : d'abord, le réseau se rabat, c'est-à-dire que la surface cubique centrée devient réseau cubique centré. Et ensuite, les atomes de carbone doivent migrer (diffuser) vers le milieu des grains d'austénite. car il n'y a pas beaucoup de place dans ces dés (voir flèches sur la figure 11). La teneur en C augmente alors en conséquence. Ce processus continue au fur et à mesure que la température baisse, jusqu'à atteindre la ligne P-S à 723 °C. L'austénite comprend maintenant 0,8 % de C, ce qui correspond au point S. En dessous de cette température, l'austénite n'est plus stable, elle se transforme en une structure perlitique qui est un agrégat de ferrite et de cémentite en fines lamelles. Ce nom provient de son éclat, évoquant une perle, que l'on peut observer au microscope. En dessous de 723 °C, plus aucune transformation ne se produit.

Comme la diffusion du carbone nécessite un certain temps, la structure indiquée n'apparaît qu'en cas de refroidissement lent. On tire parti de ce phénomène lors de la trempe.

Tous les aciers jusqu'à 0,8 % de C se refroidissent d'une manière qui leur est propre et aboutissent à la même structure. Ces variétés sont appelées acier hypo-eutectoïdes. Dans le diagramme Fe-C, S est le point eutectoïde. Ce nom provient de la similitude d'aspect de ce point avec le point eutectique C ; tous deux représentent la situation la plus basse, pour S toutefois à l'état solide et, par conséquent, ne « coulant pas bien ». Les structures de ces aciers hypo-eutectoïdes contiennent de la ferrite et de la perlite en proportions variables. A température ambiante et avec un taux de C très réduit (en dessous de 0,02 %) on n'obtient pratiquement que de la ferrite. Jusqu'à 0,8 %, la proportion de perlite augmente régulièrement et le taux de ferrite baisse en conséquence. A juste 0,8 % de C, il n'y a plus que de la perlite. Les figures 12 et 13 (page 11) montrent deux micrographies à environ 0,4 % de C; la première sous forme schématique (comme la figure 11, mais maintenant à température ambiante). On parle aussi de structure noire et blanche. A partir de ces figures, on peut, avec un peu d'entraînement, déterminer assez précisément la teneur en C de l'acier. Comme la ferrite est très tendre et que la perlite a une dureté moyenne et une bonne ténacité, l'acier devient de plus en plus dur au fur et à mesure que la teneur en C augmente.

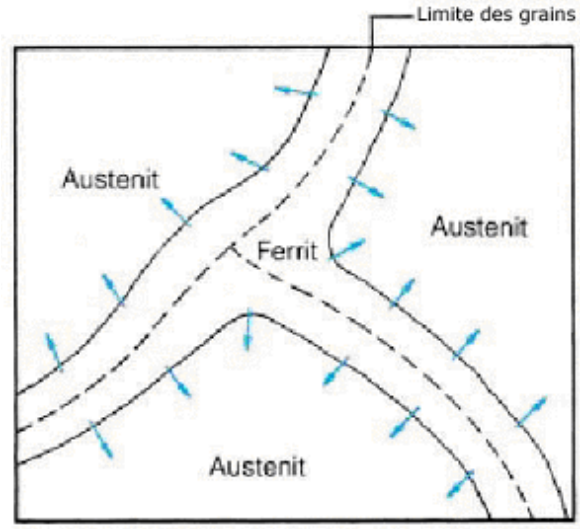


Figure 11 : Formation de ferrite dans l'austénite à la ligne supérieure de transformation, acier hypo-eutectoïde (Les flèches indiquent le sens de diffusion du carbone)

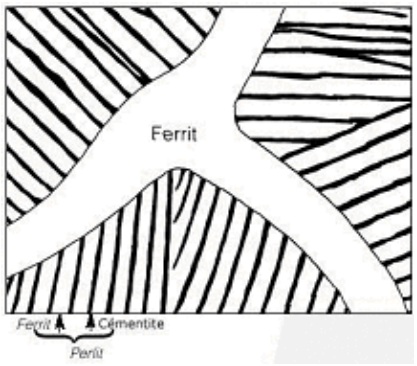


Figure 12 : acier hypo-eutectoïde (structure schématique).

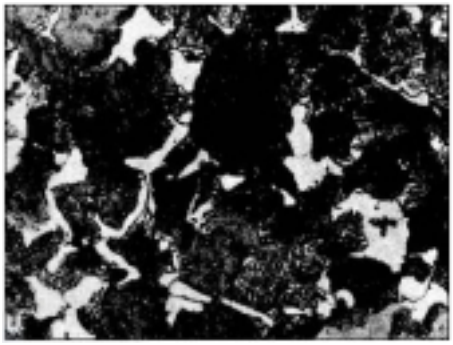


Figure 13 : Acier hypo-eutectoïde à environ 0,7 % de C, structure « noire et blanche ». Agrandi 500 fois

La ligne de transformation supérieure G-S à l'état solide est appelée aussi ligne A_3. Comme les valeurs des températures de transformation baissent un peu lors du refroidissement et augmentent un peu lors du chauffage, on fait parfois, en plus, une distinction entre Ac_3 (chauffage) et Ar_3 (refroidissement). La ligne de transformation inférieure P-S à 723 °C est par conséquent appelée également A1 ou, de façon tout à fait correcte, Ac_1 et Ar_1.

Prenant pour exemple un *acier hyper-eutectoïde* (de 0,8 à 2,06 % de C), considérons le processus de refroidissement avec 1,2 % de C. Les grains d'austénite uniformes, qui sont bien apparus lors de la solidification, se transforment maintenant lorsque la ligne S-E est atteinte (aux environs de 900 °C, voir ligne pointillée à droite sur la figure 10). En dessous de cette température, le γ-Fe n'est plus en mesure de garder autant de carbone dissous dans le réseau. C'est pourquoi les atomes de C diffusent vers les contours des grains (voir figure 14) et y forment de la cémentite. Au fur et à mesure que la température baisse, ce processus se poursuit jusqu'à la ligne P-S-K=723 °C ; ici aussi, l'austénite ne contient que 0,8 % de C et se transforme en perlite. On observe l'inverse pour les aciers hypo-eutectoïdes (voir figure 11) : Il est vrai que les transformations s'opèrent toujours aux joints des grains. Une fois le carbone s'en éloigne afin de permettre à la ferrite tendre de se former, alors que l'autre fois, le carbone s'en rapproche afin de former la cémentite cassante. Dans les deux cas, les grains résiduels d'austénite ne se transforment pas en perlite. Comme structure typique des aciers hyper-eutectoïdes, les grains de perlite sont entourés par une couche un peu plus épaisse de cémentite aux joints des grains (voir figures 15 et 16).

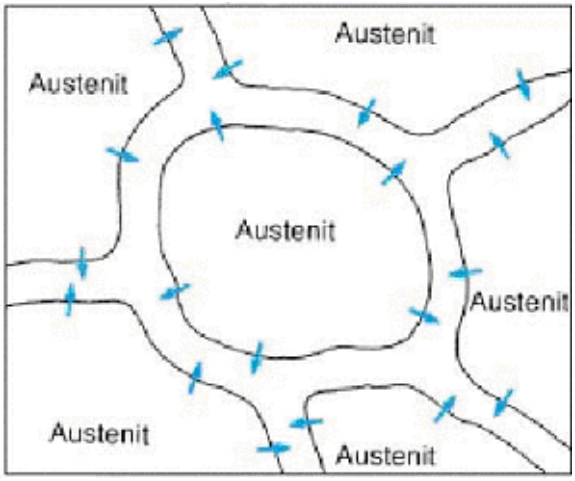


Figure 14 : Formation de cémentite aux joints des grains dans l'austénite, acier hyper-eutectoïde (Les flèches indiquent le sens de la diffusion du carbone).

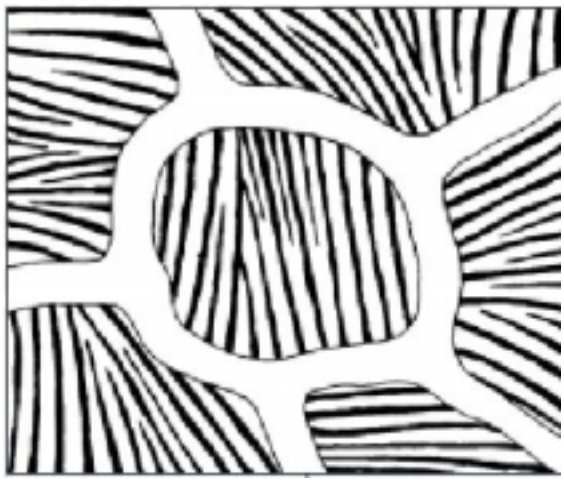


Figure 15 : Acier hyper-eutectoïde (structure schématique

Les aciers hypo-eutectoïdes englobent les aciers de construction. Les aciers durs à outils donnent une micrographie comme illustré ici. On peut facilement se rendre compte qu'avec cette répartition de la cémentite cassante, le laminage et la déformation sont tous deux difficiles. La matière est globalement cassante (c'est-à-dire sensible aux chocs) en partie parce que les grains de perlite ductiles ne peuvent pas glisser. C'est pourquoi la cémentite doit être modifiée par transformation à chaud ou recuit.

La question se pose de savoir pourquoi il y a bien du fer-α- et du fer-γ, mais pas de solution solide (cristaux-β mélangés). D'après leur nom, ceux-ci existaient bien autrefois. On désignait ainsi le α-Fe, qui perd son magnétisme au dessus de 768 °C. Il n'y a cependant pas de rapport avec une transformation de réseau et c'est pour cette raison que les initiales ont été changées. Les cristaux de fer-γ mélangés ne sont jamais magnétiques.

L'austénite, selon le diagramme Fe-C n'est stable qu'au-dessus de 723 °C. Il existe bien des aciers austénistiques, par exemple les principaux aciers inoxydables. Ceux-ci sont cependant fortement alliés. De ce fait, le la zone fer-γ s'élargit jusqu'à température ambiante. De la même façon, la zone ferritique est considérablement accrue par l'addition d'autres éléments alliés, de sorte qu'il est possible d'avoir des aciers ferritiques avec des teneurs en carbone plus élevées.

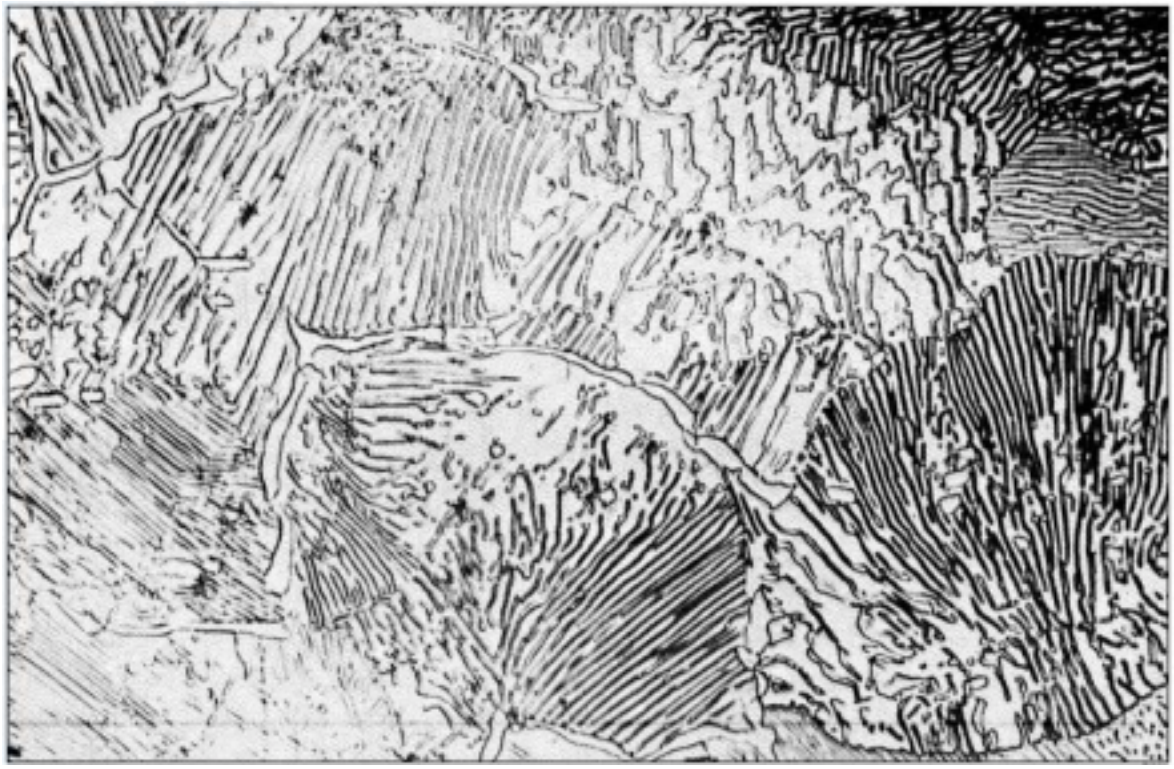


Figure 16 : Acier hyper-eutectoïde à environ 1,0 % de C, agrandi 500 fois.