

Chapitre 4 – Les alliages du fer: l'acier et les fontes

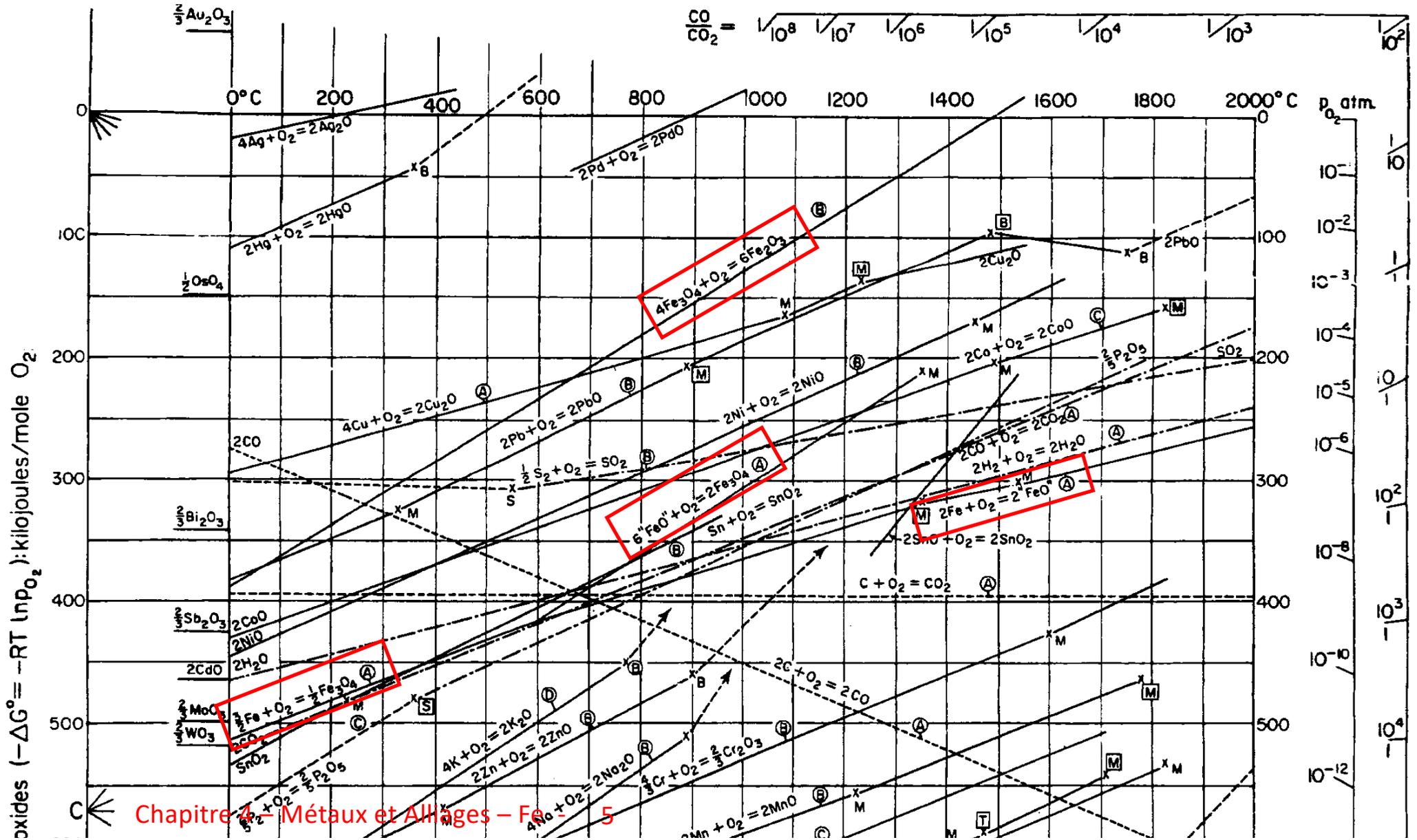
Chapitre 4 – Les alliages du fer: l'acier et les fontes

Que lire ?

Polycopié Métaux et Alliages Chapitres IV & V

Ashby & Jones, vol. 2, Chapitres 9, 12, 13, 14.

I – Extraction et production de l'acier et de la fonte



EPFL Retour au diagramme d'Ellingham

Si on regarde en détail (voir diapo suivante) on voit que les oxides du fer sont aussi moins stables que ceux du carbone: le carbone (bois, charbon de bois, coke) peut donc être utilisé pour réduire les oxides du fer.

C'est par réduction au carbone que le fer a pratiquement toujours été produit.

Standard free energies of formation of oxides

$$(-\Delta G^\circ = -RT \ln p_{O_2}) : \text{kilojoules/mole } O_2$$

(voir page 170 du polycopié Métaux et Alliages)

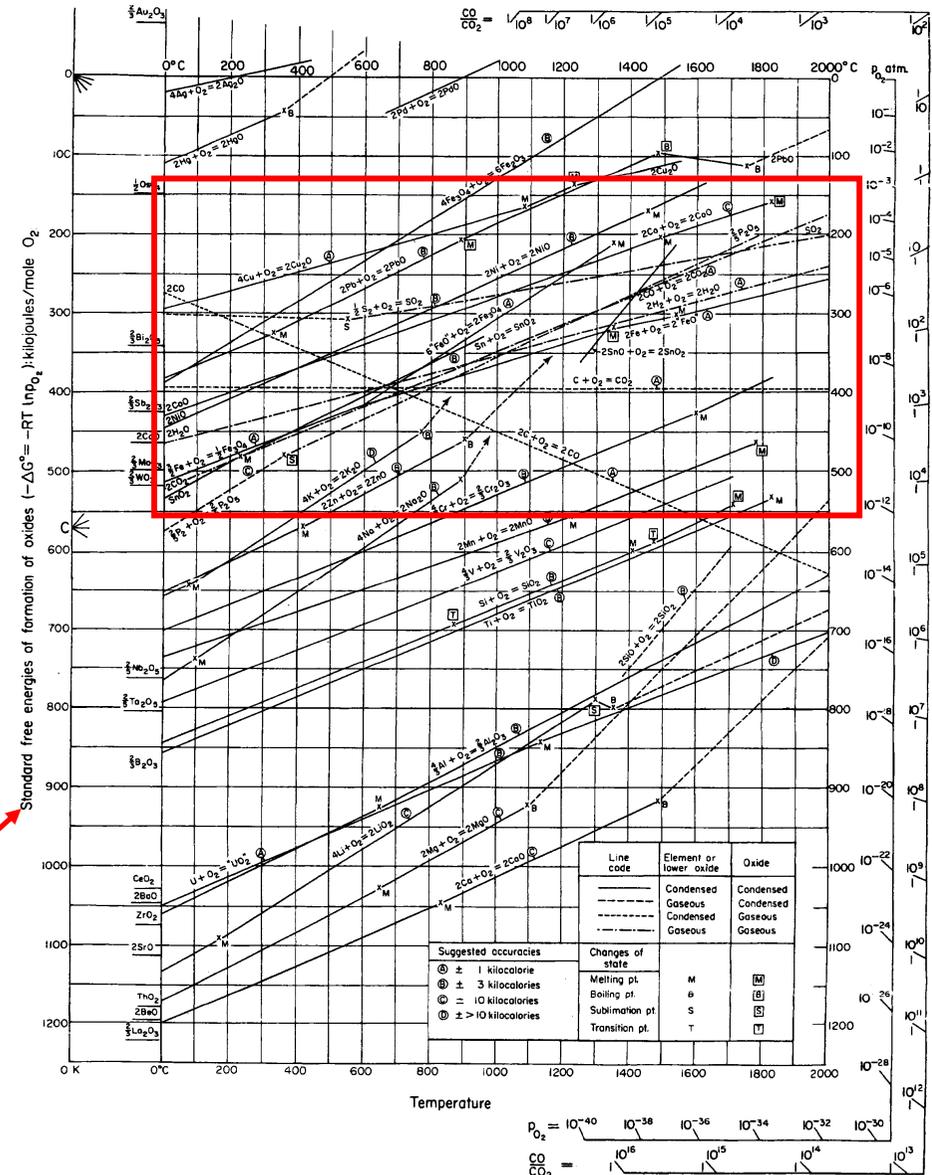


FIGURE IV-7 – Diagramme d'Ellingham.

Retour au diagramme d'Ellingham

Le carbone peut donc réduire les oxydes du fer; par contre l'extraction du fer à partir de son minerai est plus difficile que celle du cuivre non seulement car ses oxydes sont plus stables, mais aussi car le point de fusion du fer (1'538°C) dépasse de loin celui du cuivre (1'084°C).

Bien que le fer puisse être trouvé à l'état natif (les météorites sont généralement riches en fer et nickel), la production du fer a donc commencé plus tardivement que celle du cuivre: l'âge du fer commence vers 1'500 av. JC (vs. environ 3'500 av. JC pour l'âge du bronze).

(p. 170 du polycopié Métaux et Alliages)

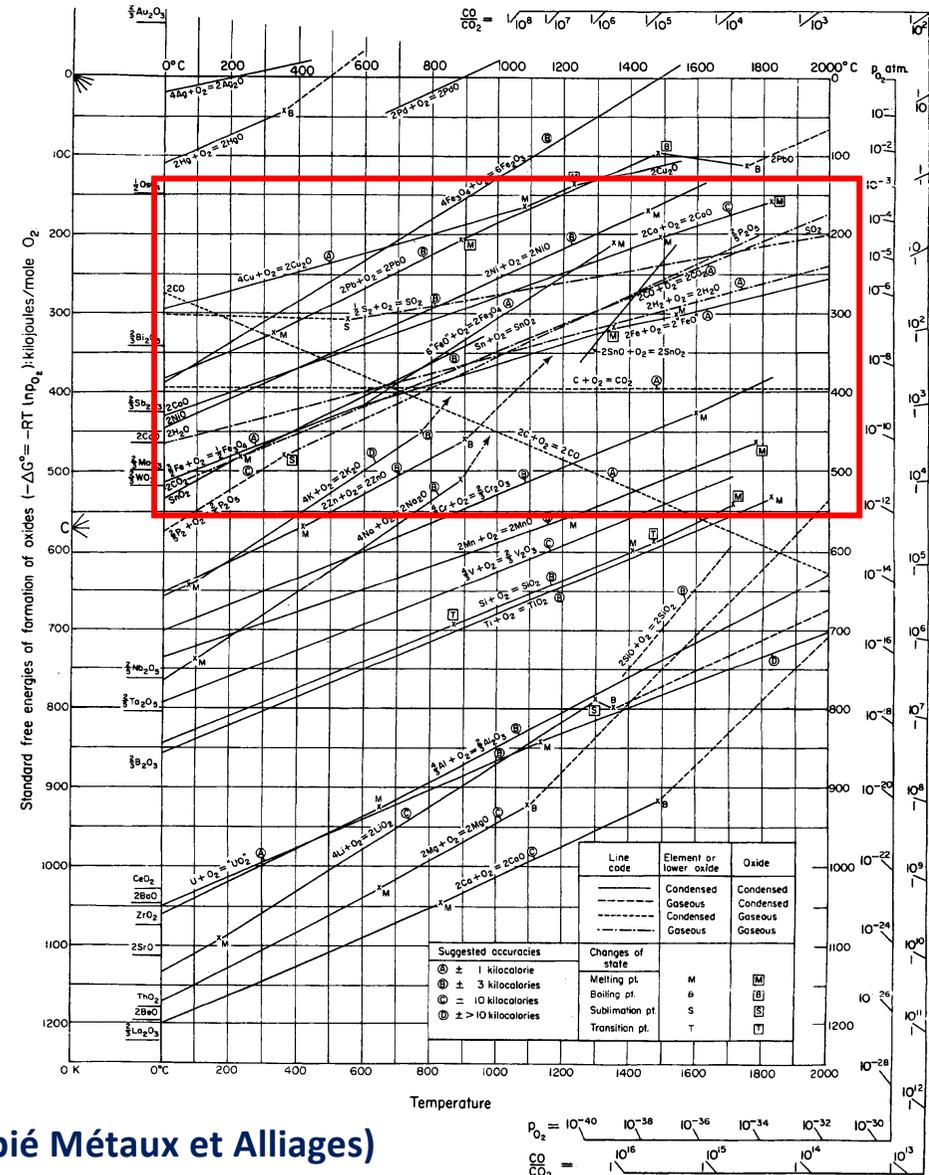
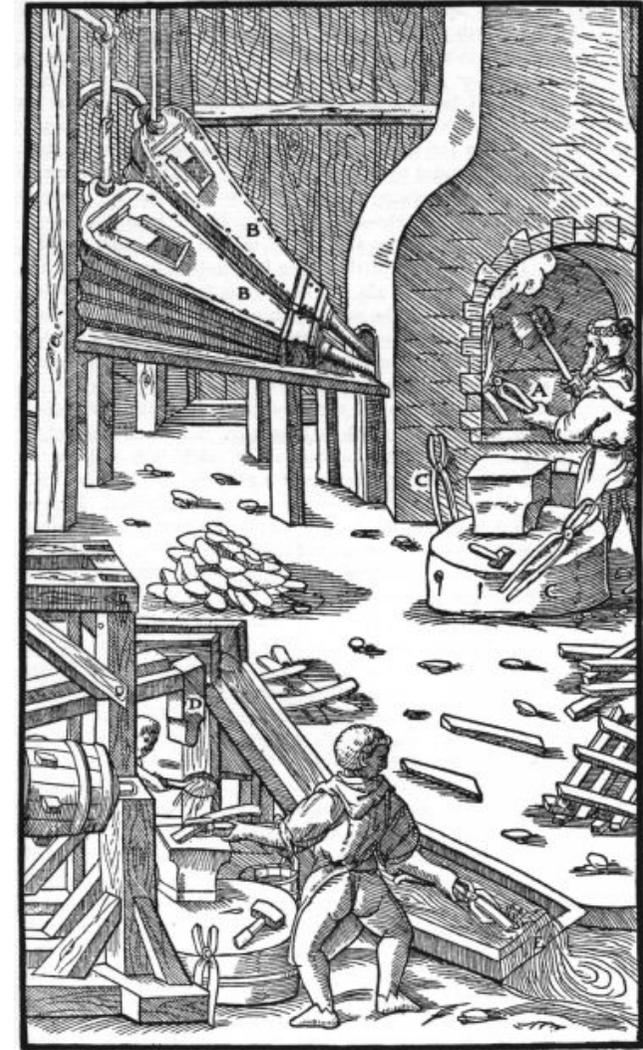


FIGURE IV-7 – Diagramme d'Ellingham.

Du fait du haut point de fusion du fer, les méthodes de production du fer ont varié fortement avec le temps et le lieu géographique. Ici une forge à l'époque de la Renaissance: on voit (D) le fer être extrait mécaniquement à l'état solide d'une masse de fer solide mélangé à des scories, puis mis en forme et trempé.



A—HEARTH. B—HEAP. C—SLAG-VENT. D—IRON MASS. E—WOODEN MALLETS.
F—HAMMER. G—ANVIL.



A—FORGE. B—BELLWS. C—TONGS. D—HAMMER. E—COLD STREAM.

Extraction du fer

De nos jours le minerai est réduit par le charbon dans un *haut-fourneau* (blast furnace).

Le produit en est la *fonte* (cast iron, pig iron), fer fondu riche en carbone, dont le point de fusion est bien plus bas que celui du fer ou des aciers (vers 1200°C).

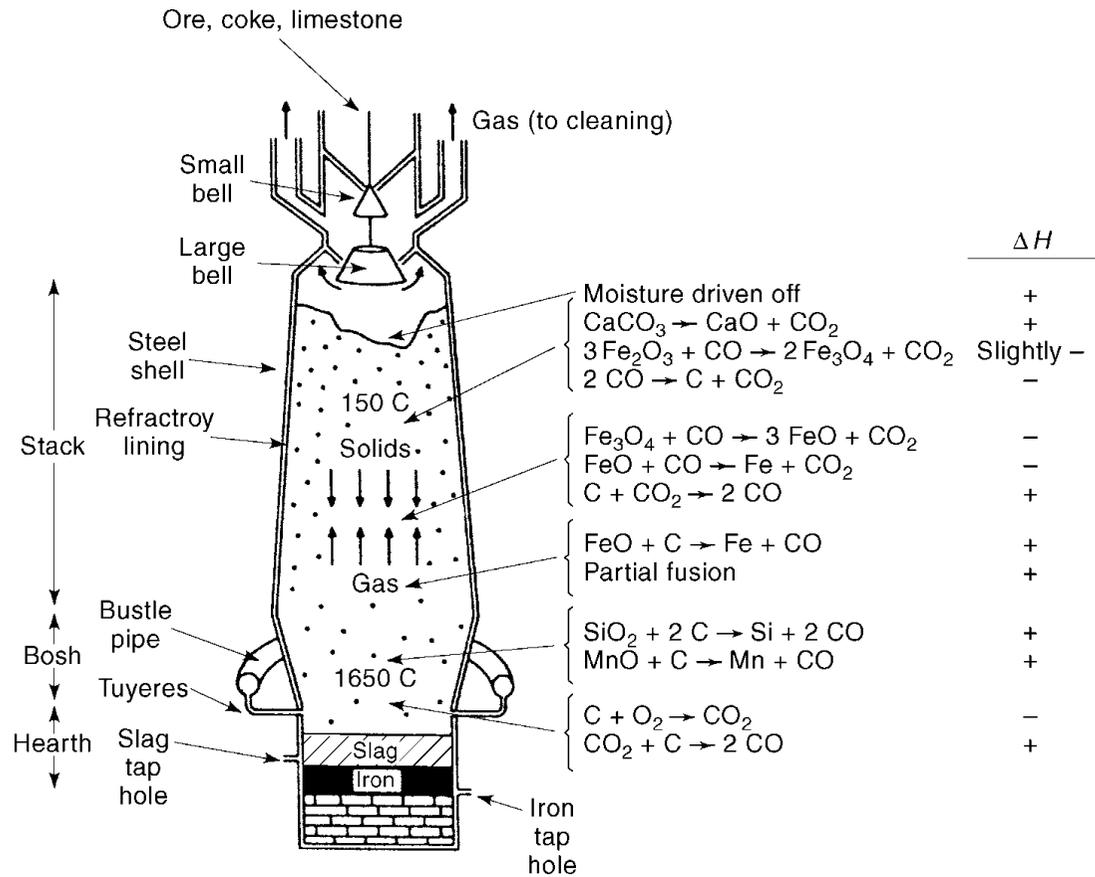


FIGURE IV-6 – Diagramme schématique d’un haut fourneau, avec quelques différentes réactions chimiques ayant lieu et leur enthalpie ΔH , correspondant à la chaleur dégagée (-) ou consommée (+).

Source: R.E. Kirk, *Encyclopedia of Chemical Technology* Vol. 16, 4th Edition, Wiley Interscience, New York, 1991.

Deux diapos suivantes:

FIGURE IV-9 – Aciérie (suite).

Source: *L’acier*, document fait en partie d’extraits du magazine TDC, numéro spécial mai 1991, édité par le CNDP et Usinor-Sacilor, France, 1995.

EPFL Extraction du fer

Puis la fonte est transformée en acier; depuis l'invention (en 1856 par Bessemer) du procédé qui porte son nom, cela est fait en soufflant de l'air (aujourd'hui de l'oxygène) dans la fonte liquide. La combustion du carbone dissout dans le fer fondu (i) réduit la teneur en carbone: la fonte est transformée en acier, et (ii) maintient le métal à l'état liquide malgré l'augmentation de son liquidus, ce grâce à la chaleur dégagée par la combustion.

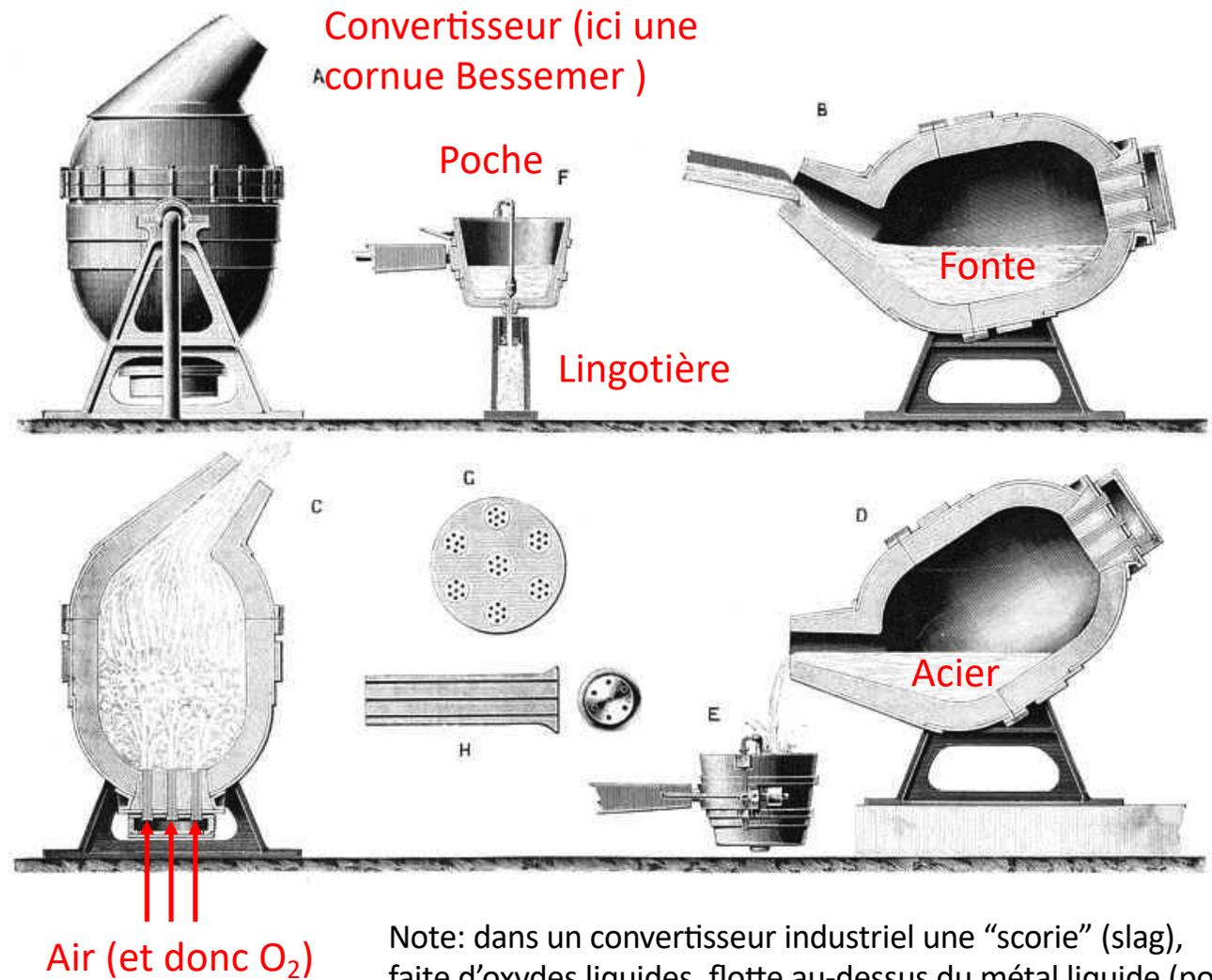


FIGURE I-6 – Convertisseur Bessemer mobile.

Source: H. Bessemer, *Sir Henry Bessemer, F.R.S An autobiography; With a Concluding Chapter*, Maney Materials Science, 1989.

Panorama d'aciéries intégrée (A) ou électrique (A') (source: Sacilor Sollac)

HAUT FOURNEAU

On extrait le fer de son minéral. Minéral et coke solides sont enfournés par le haut. L'air chaud (1200°C) insufflé à la base provoque la combustion du coke (carbone presque pur). L'oxyde de carbone ainsi formé va "réduire" les oxydes de fer, c'est-à-dire leur prendre leur oxygène et, de ce fait, isoler le fer.

La chaleur dégagée par la combustion fait fondre fer et gangue en une masse liquide où la gangue, de densité moindre, flotte sur un mélange à base de fer, appelé "fonte".

USINE D'AGGLOMÉRATION

Le minéral de fer est préparé : broyé et calibré en grains qui s'agglomèrent (= s'agglutinent) entre eux. L'aggloméré obtenu est concassé.

Minéral de fer
Avec 1 tonne de minéral on produit 600 kg de fonte.

Charbon

Minéral aggloméré

COKERIE
Le coke est un combustible puissant, résidu solide de la distillation de la houille (vanillé de charbon très riche en carbone).

Coke

Chargement du haut fourneau : 1 dose de coke pour 5 doses de minéral.

Fonte liquide 1400°C

Rigole d'évacuation du laitier résiduel formé par la gangue fondue et exploitée par d'autres industries : construction de routes, cimenterie,...

La fonte liquide est transportée à l'aciérie par wagons spéciaux, puis versée dans une cuve géante, appelée "poche".

CONVERTISSEUR A L'OXYGENE

Oxygène pur



1600°C

FOUR ELECTRIQUE

1600°C

Acier liquide "sauvage"

Acier liquide mis à nuance

STATION D'AFFINAGE

CO + CO2

Acier liquide mis à nuance

CONVERTISSEUR A L'OXYGENE

On y convertit la fonte en acier.

1 - La fonte en fusion est versée sur un lit de ferailles.

2 - On brûle les éléments indésirables (carbone et résidus) contenus dans la fonte en insufflant de l'oxygène pur.

3 - On récupère les résidus (laitier d'aciérie).

4 - On obtient de l'acier liquide "sauvage", qui est versé dans une poche.

L'ACIERIE fabrique les demi-produits. Elle comprend 3 outils :

- le convertisseur ("aciérie à l'oxygène") ou le four électrique ("aciérie électrique"),
- l'installation d'affinage et de mise à nuance,
- la coulée continue.

Matières premières de la filière électrique : des ferrailles sélectionnées provenant des emballages jetés, des bâtiments, machines et véhicules démontés, des chutes de fonte ou d'acier récupérées dans la sidérurgie ou chez ses clients transformateurs. Chaque nuance d'acier nécessite un choix rigoureux de la matière première, en fonction notamment des "pollutions" que peut représenter, pour cette nuance précise, tel métal ou autre minéral contenu dans les ferrailles.

FOUR ELECTRIQUE

1-2 - Un "panier à ferrailles", chargé à l'aide d'un aimant, achemine la matière première jusqu'au four.

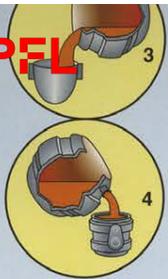
3 - La fusion a lieu grâce à des arcs électriques puissants, qui jaillissent entre des électrodes et la charge à fondre.

4 - On récupère les résidus (laitier).

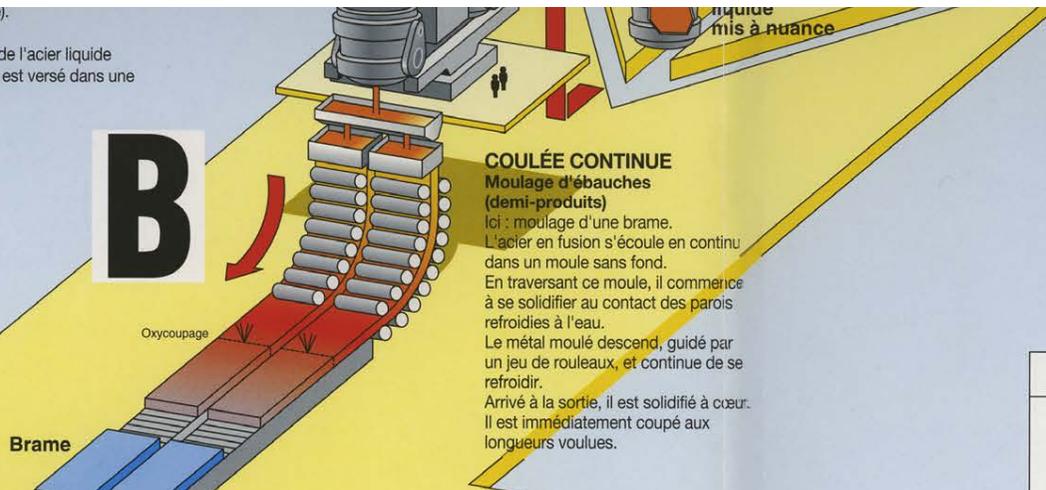


(laitier d'aciérie).

4 - On obtient de l'acier liquide "sauvage", qui est versé dans une poche.



B



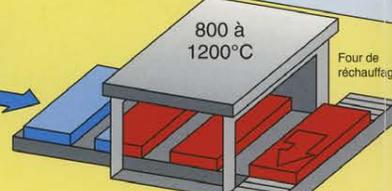
COULÉE CONTINUE
Moulage d'ébauches (demi-produits)
 Ici : moulage d'une brame.
 L'acier en fusion s'écoule en continu dans un moule sans fond.
 En traversant ce moule, il commence à se solidifier au contact des parois refroidies à l'eau.
 Le métal moulé descend, guidé par un jeu de rouleaux, et continue de se refroidir.
 Arrivé à la sortie, il est solidifié à cœur. Il est immédiatement coupé aux longueurs voulues.

Brames

Oxycoupage

C

LAMINOIR A CHAUD
Des ébauches aux produits finis : le laminage. Ici : de la brame à la tôle.
 La brame est réchauffée dans un four pour rendre le métal plus malléable, donc plus facile à étirer et à mettre en forme.
 L'ébauche est ensuite amincie par écrasements progressifs entre les cylindres du laminoir.



La rotation des cylindres du laminoir entraîne l'ébauche vers l'avant.

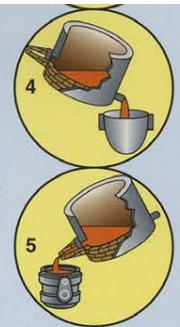
Produits longs : les sections ont des dessins variés, déterminés par la forme des cylindres ou, comme ici, par une combinaison de cylindres.

Une brame de 10 m de long, 2 m de large et 25 cm d'épaisseur donnera par exemple une bande de tôle de même largeur, mais de plus d'1 km de long pour 2 mm d'épaisseur.

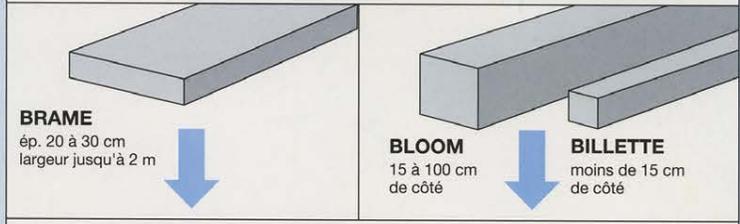
La tôle sort du train de laminage jusqu'à 90 km/heure.
 La vitesse de sortie du fil peut atteindre 360 km/heure.

Laminage (décarburation) et additions chimiques
 Les opérations ont lieu dans un récipient sous vide, l'acier étant mis en rotation entre poche et récipient à l'aide d'un gaz neutre (argon).
 On insuffle de l'oxygène pour activer la décarburation et réchauffer le métal.
 Ce procédé permet une grande précision dans l'ajustement de la composition chimique de l'acier ("mise à nuance").

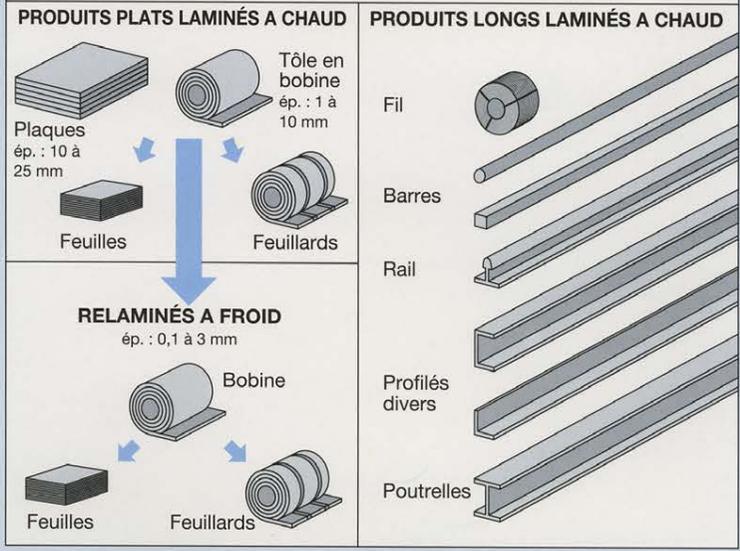
la charge à fondre.
 4 - On récupère les résidus (laitier).
 5 - On obtient de l'acier liquide, qui va être acheminé vers l'installation d'affinage et de mise à nuance.



DEMI-PRODUITS issus de la coulée continue



PRODUITS FINIS issus du laminage*

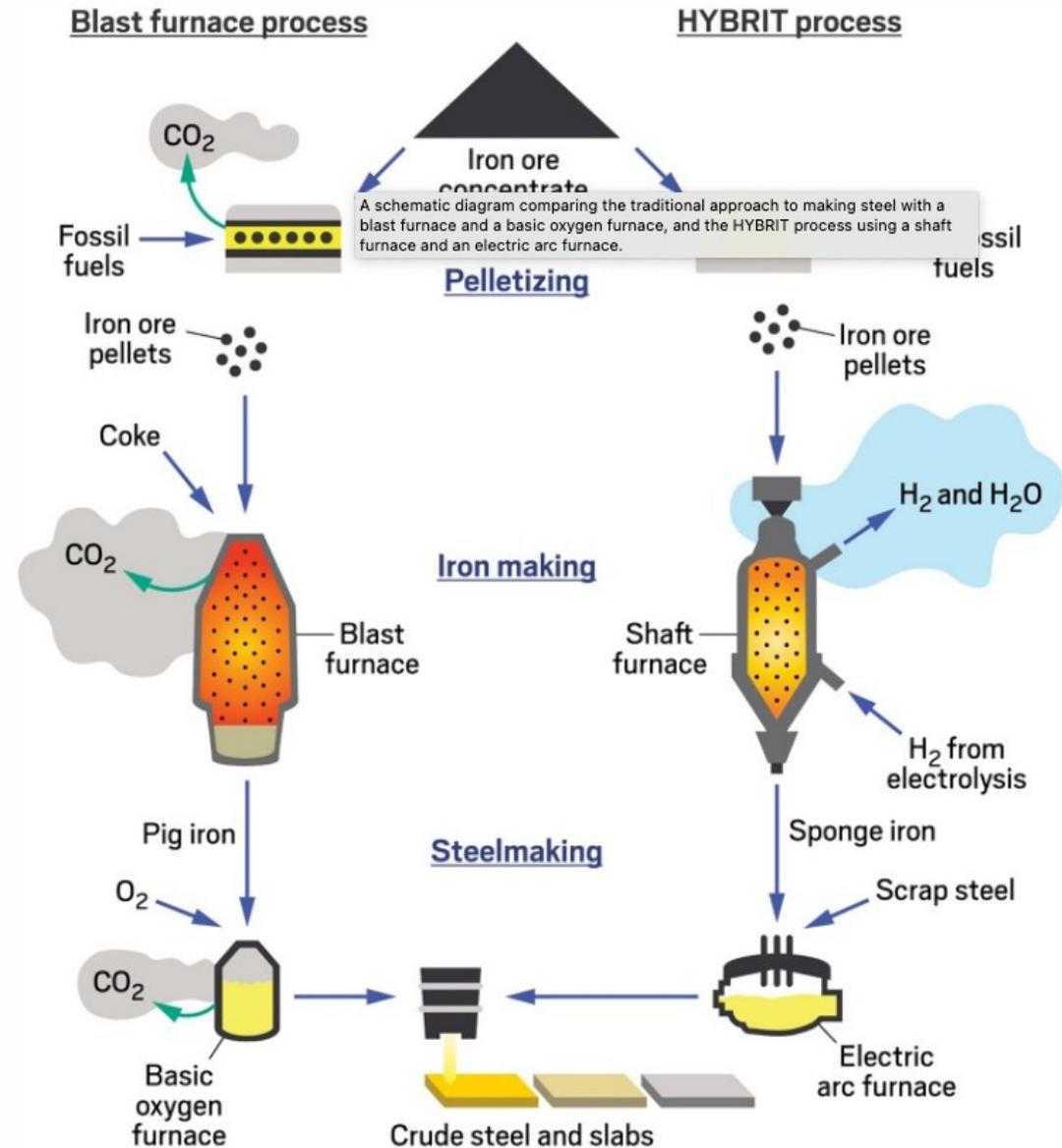


* Tous les produits ne sont pas mis en forme par laminage : ils peuvent être forgés, moulés à partir d'acier liquide ou encore fabriqués à l'aide de poudres d'alliage.

EPFL Extraction du fer

Ces deux voies (aciérie intégrée et aciérie électrique) sont les principales utilisées de nos jours. Il existe d'autres procédés d'élaboration des aciers (Vacuum Arc Remelting pour les aciers complexes par exemple) et la réduction du minerai par l'hydrogène, donc sans combustion de carbone, vient d'être mise en route en Suède, en 2021.

<https://cen.acs.org/environment/green-chemistry/steel-hydrogen-low-co2-startups/99/i22>



II – Le fer et le carbone dans le fer

EPFL Le fer pur

Déjà pur, le fer pur est complexe: il subit deux transformations allotropiques (CC à CFC à CC), et est ferromagnétique en-dessous du point de Curie.

Le fer cubique centré est nommé Ferrite (α ou δ)

Le fer cubique faces centrées est nommé Austénite (γ)

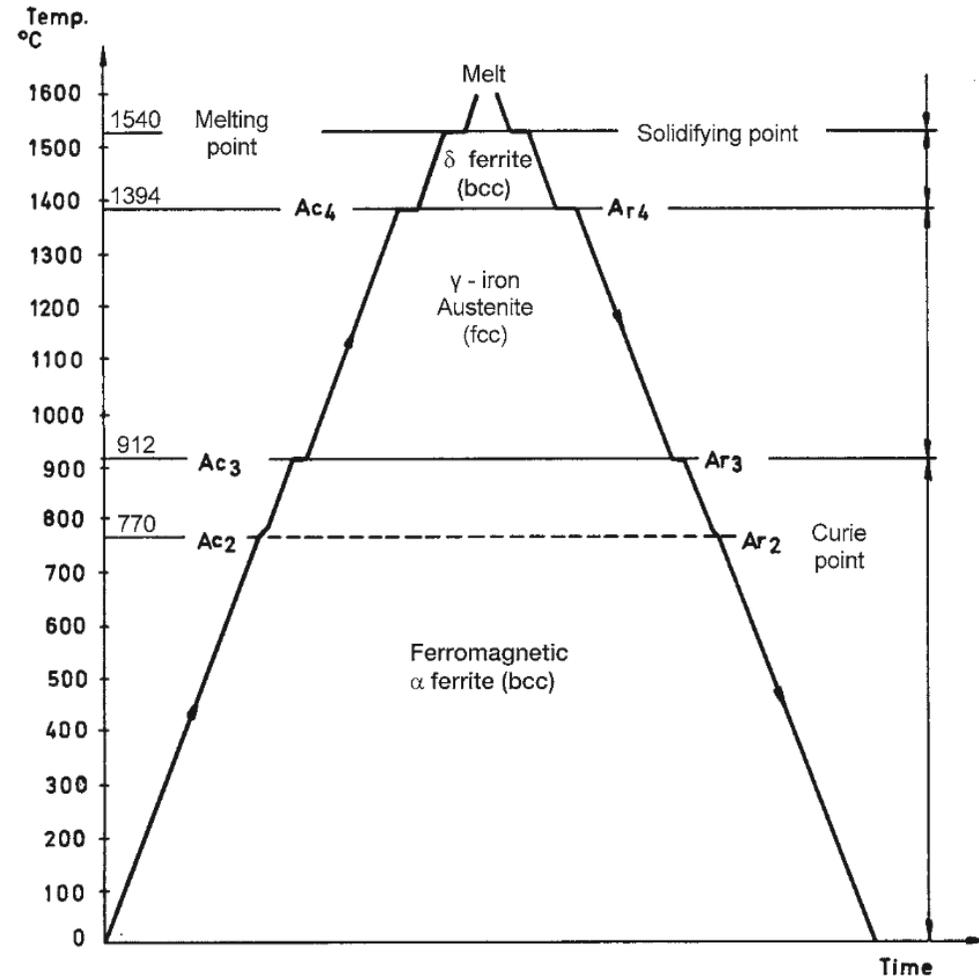
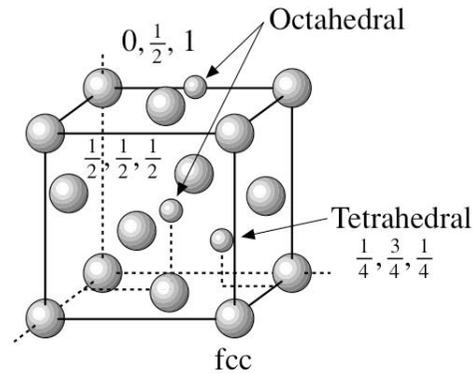


FIGURE IV-1 – Courbe calorimétrique qui montre les transformations de l'élément Fe lors de la chauffe et du refroidissement.

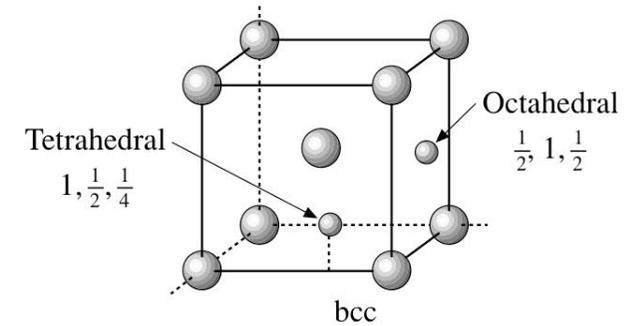
Source: A.C. Reardon, *Metallurgy for the Non-Metallurgist*, 2nd Edition, ASM International, U.S.A., 2011.

Le carbone dans le fer solide

Les atomes de carbone étant nettement plus petits que ceux du fer (presque de moitié) ils se logent dans les sites interstitiels laissés entre les atomes de fer – au lieu de se loger sur les sites atomiques du fer comme c'est le plus souvent le cas dans les solutions solides.



(a) Structure cubique à faces centrées.



(b) Structure cubique centrée.

FIGURE IV-17 – Sites interstitiels dans les structures cfc et cc.

Source: K.H. Grote, E.K. Antonsson, *Springer Handbook of Mechanical Engineering*, Volume 10, Springer, 2009.

TABLE IV-2 – Tailles des sites interstitiels selon la structure cristalline.

En d'autres mots, ils forment avec le fer une solution solide *d'insertion* (interstitial solid solution) et non de *substitution* (substitutional solid solution).

Structure	Site	Rayon (relatif)	Rayon (pour le fer)
cc	tétraédrique	0.29	0.37 Å
	octaédrique	0.15	0.19 Å
fcc	tétraédrique	0.23	0.28 Å
	octaédrique	0.41	0.51 Å

EPFL Le carbone dans le fer solide

De ceci il résulte que la diffusion du carbone dans le fer est nettement plus rapide, et ce de plusieurs ordre de grandeur, que dans les solutions solides de substitution. La raison en est que les atomes en solution solide de substitution ne peuvent changer de place que lors du passage d'un sites atomique vide (= une *lacune*, vacancy) au sein du réseau cristallin, alors qu'un atome sur un site interstitiel est entouré de sites vides.

De ce fait, aux vitesses de refroidissement (ou de chauffe) usuelles il n'y a pas de ségrégation mineure du carbone dans l'acier ou la fonte; sauf chauffe ou refroidissement très rapide, on voit ce que prédit le diagramme de phase pour ce qui concerne les transformations des alliages Fe-C.

Voyons donc le diagramme fer-carbone.

Le diagramme de phase Fe-C

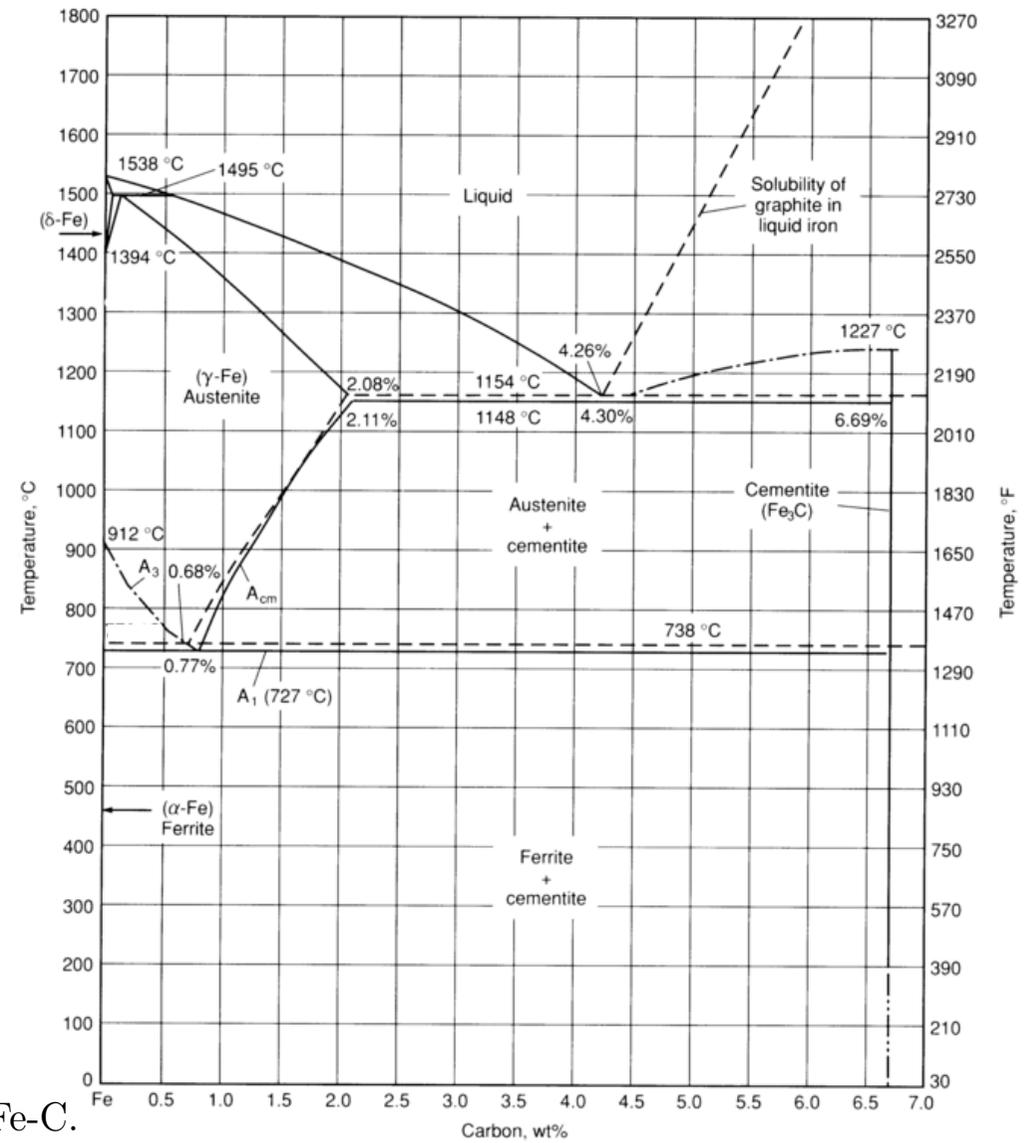


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL Le diagramme de phase Fe-C

Les aciers contiennent jusqu'à 2.1% de carbone
(en théorie; ≈ 1.2 en pratique)

Au-delà de 2.1% de carbone on a une fonte.

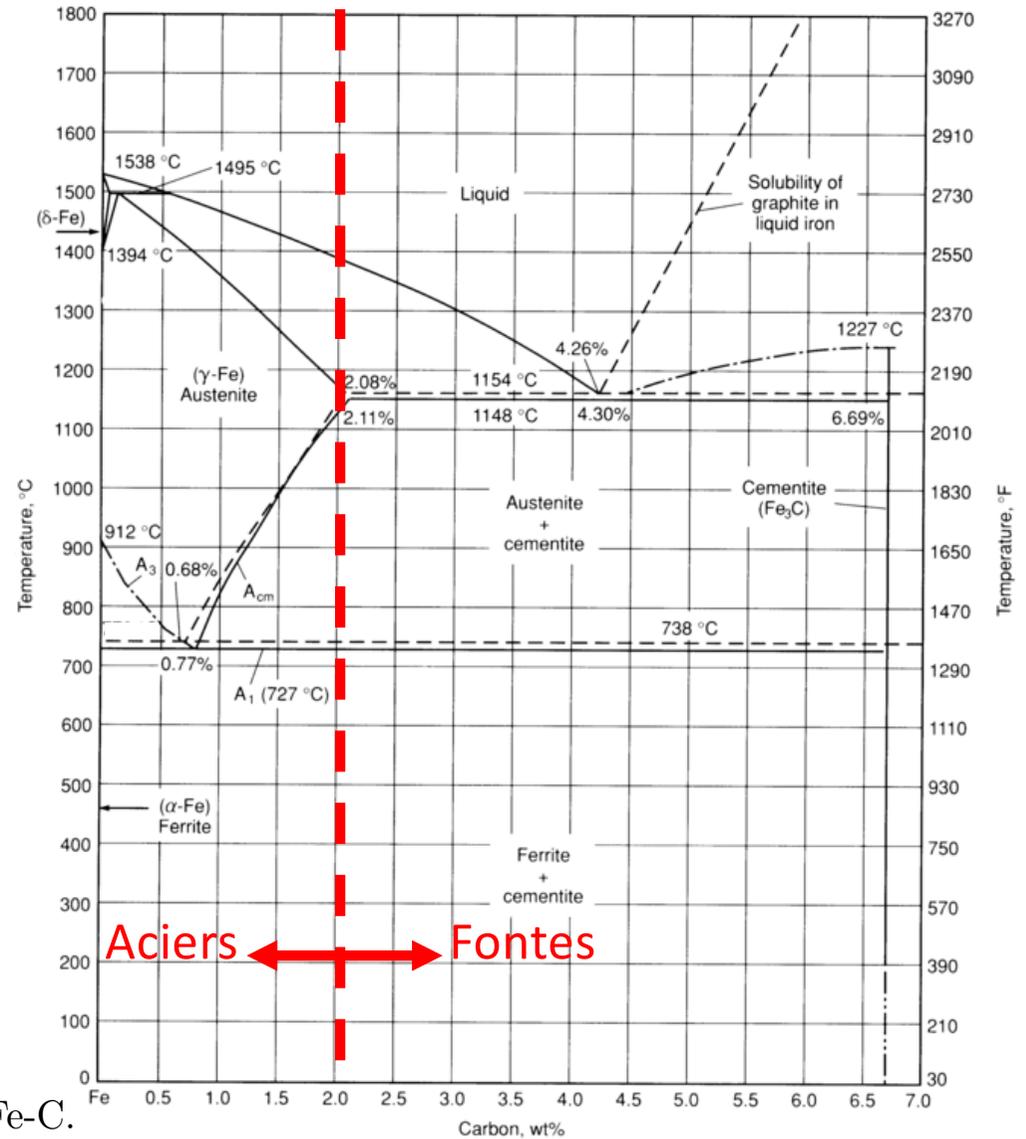


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL Le diagramme de phase Fe-C

Le carbone combiné au fer solide peut

- être en solution solide; notez la bien plus grande solubilité du carbone dans l'austénite
- prendre la forme de carbure Fe_3C (cémentite) ou de graphite.

Le graphite est thermodynamiquement la forme stable; la cémentite est cependant observée dans les aciers. On voit les deux dans les fontes (*grises* si elles contiennent du graphite; *blanches* si elles contiennent de la cémentite).

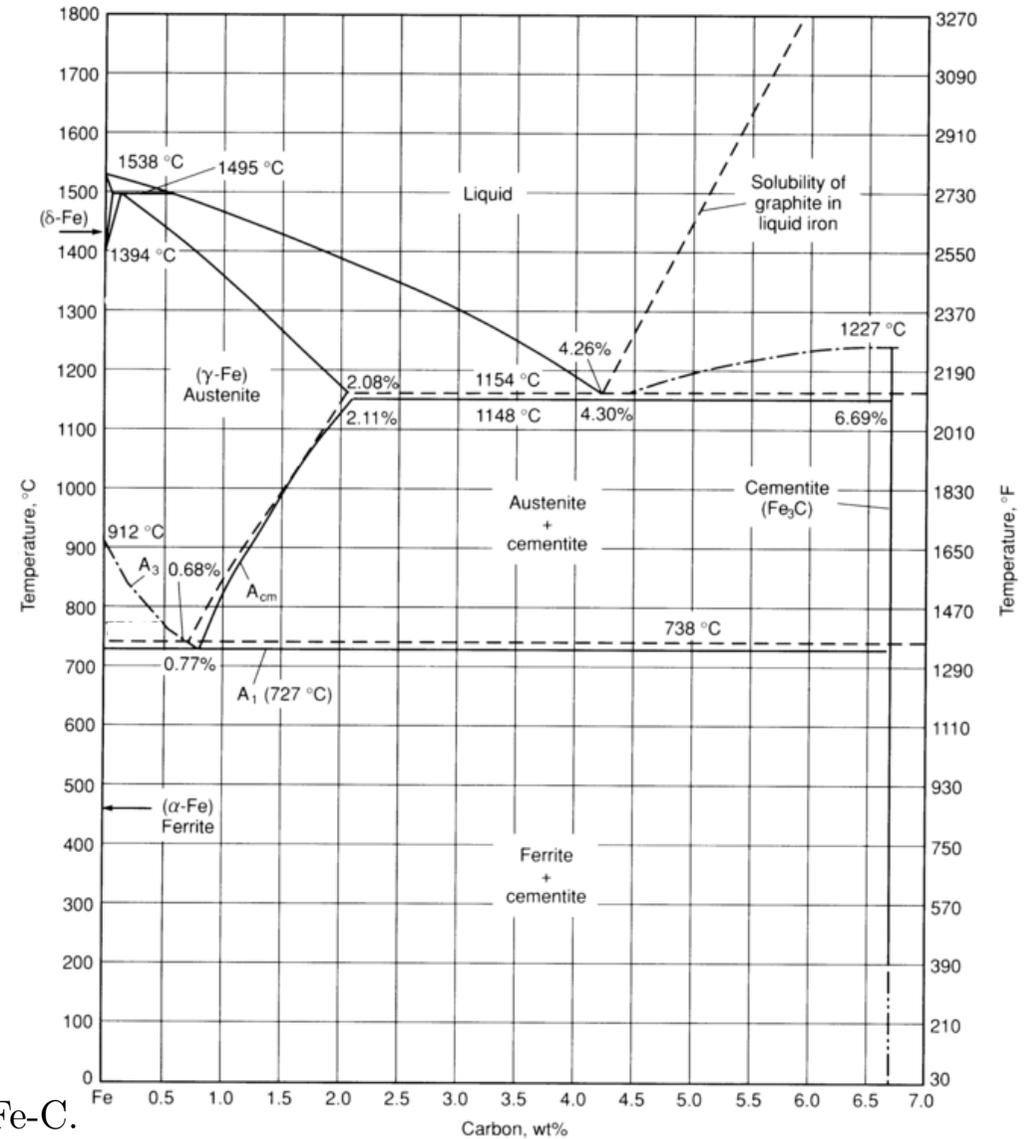


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe- Fe_3C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Le diagramme de phase Fe-C

Les aciers Fe-C ont donc transité par un état où ils ont été composés de 100% d'austénite.

Les fontes voient par contre une étape de solidification eutectique et ne sont jamais composés de 100% d'austénite.

Leurs températures de fusion sont en outre bien plus basses que celles des aciers (d'où leur nom).

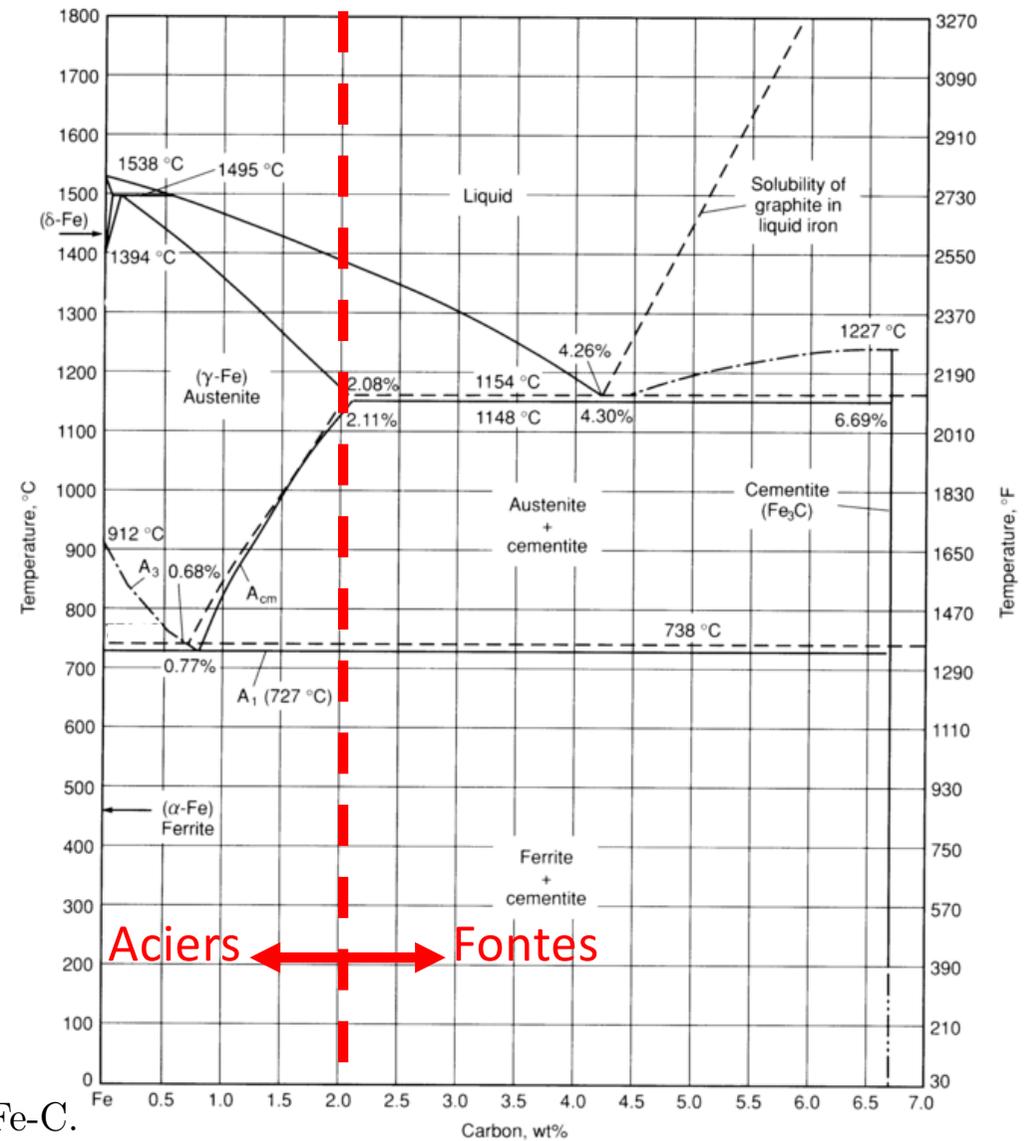


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillées pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL L'acier eutectoïde: Fe-0.77%C (pds)

Avec $0.77 \approx 0.8\% \text{C}$ l'acier a la composition eutectoïde. Comme un eutectique, un eutectoïde est un composé de deux phases ayant formé simultanément, côte à côte pour répartir rapidement les atomes entre les deux phases de composition différente.

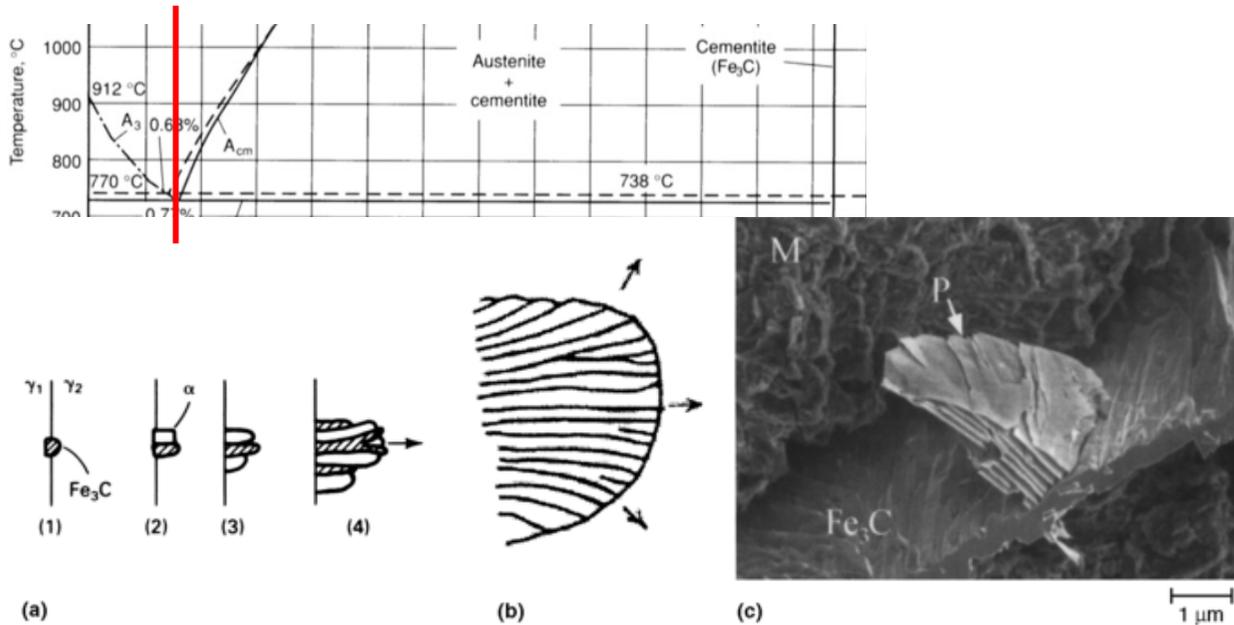


FIGURE IV-30 – Germination (a) et croissance (b) de perlite; image SEM (c) d'une colonie de perlite en train de croître sur une plaque de cémentite (extraite par dissolution).
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

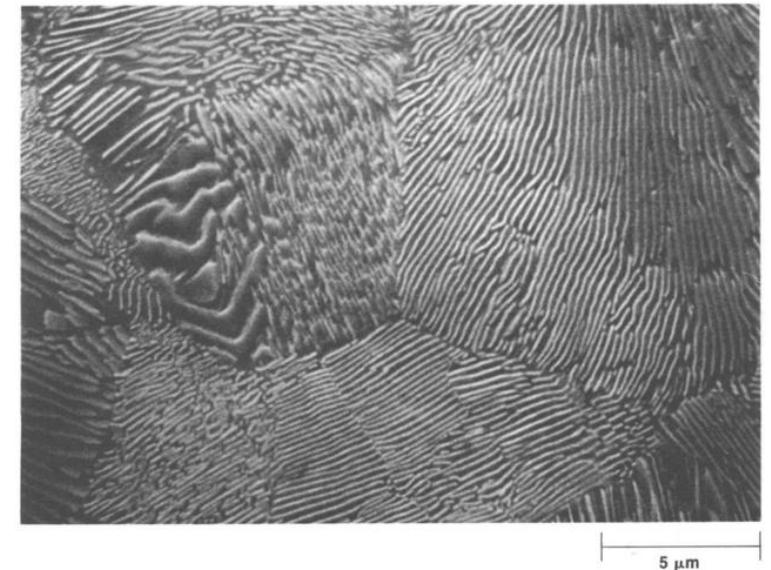


FIGURE IV-32 – Micrographie électronique d'une structure de perlite.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

EPFL Les aciers hypoeutectoïdes

Dans un acier hypoeutectoïde c'est la ferrite qui germe d'abord. Elle le fait aux joints de grain de l'austénite. Les proportions de ferrite proeutectoïde et de perlite sont données par le diagramme de phase

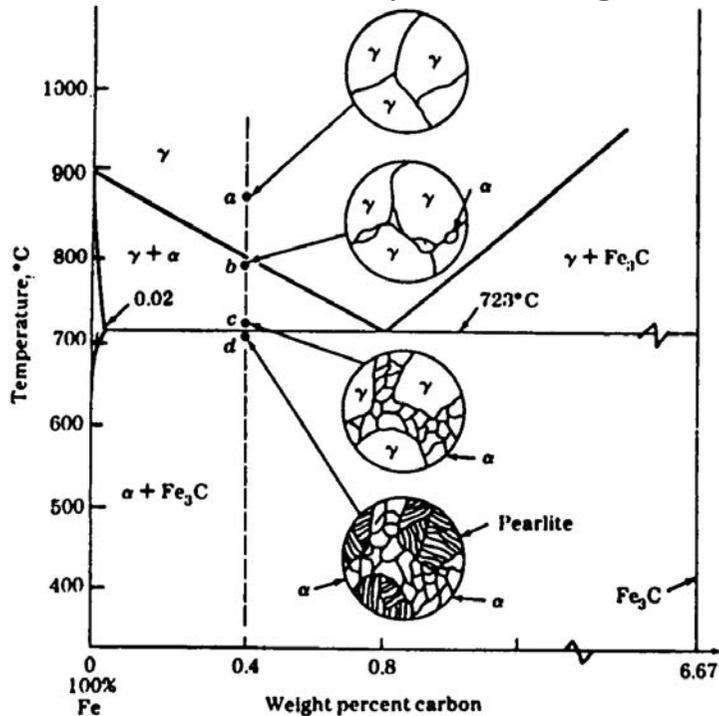


FIGURE IV-33 – Transformations dans un acier hypoeutectoïde à 0.4% pds C.
Source: W.F. Smith, *Structure and Properties of Engineering Alloys*, McGraw-Hill, USA, 1993.

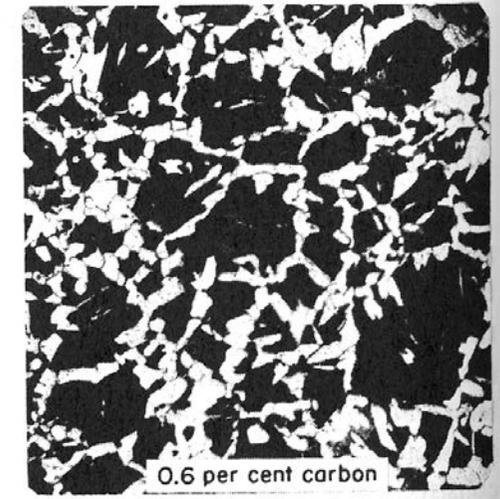
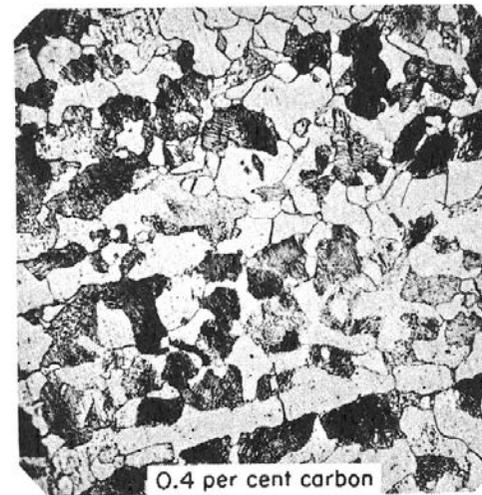
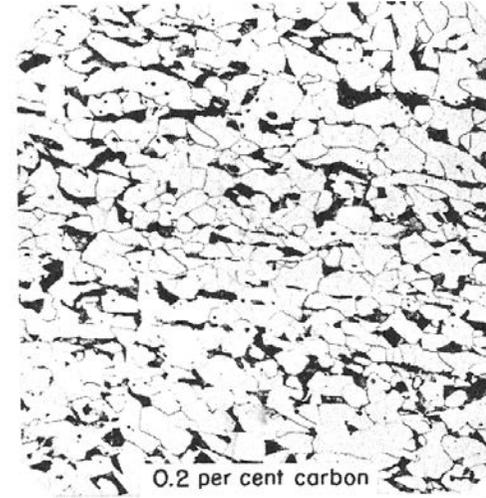
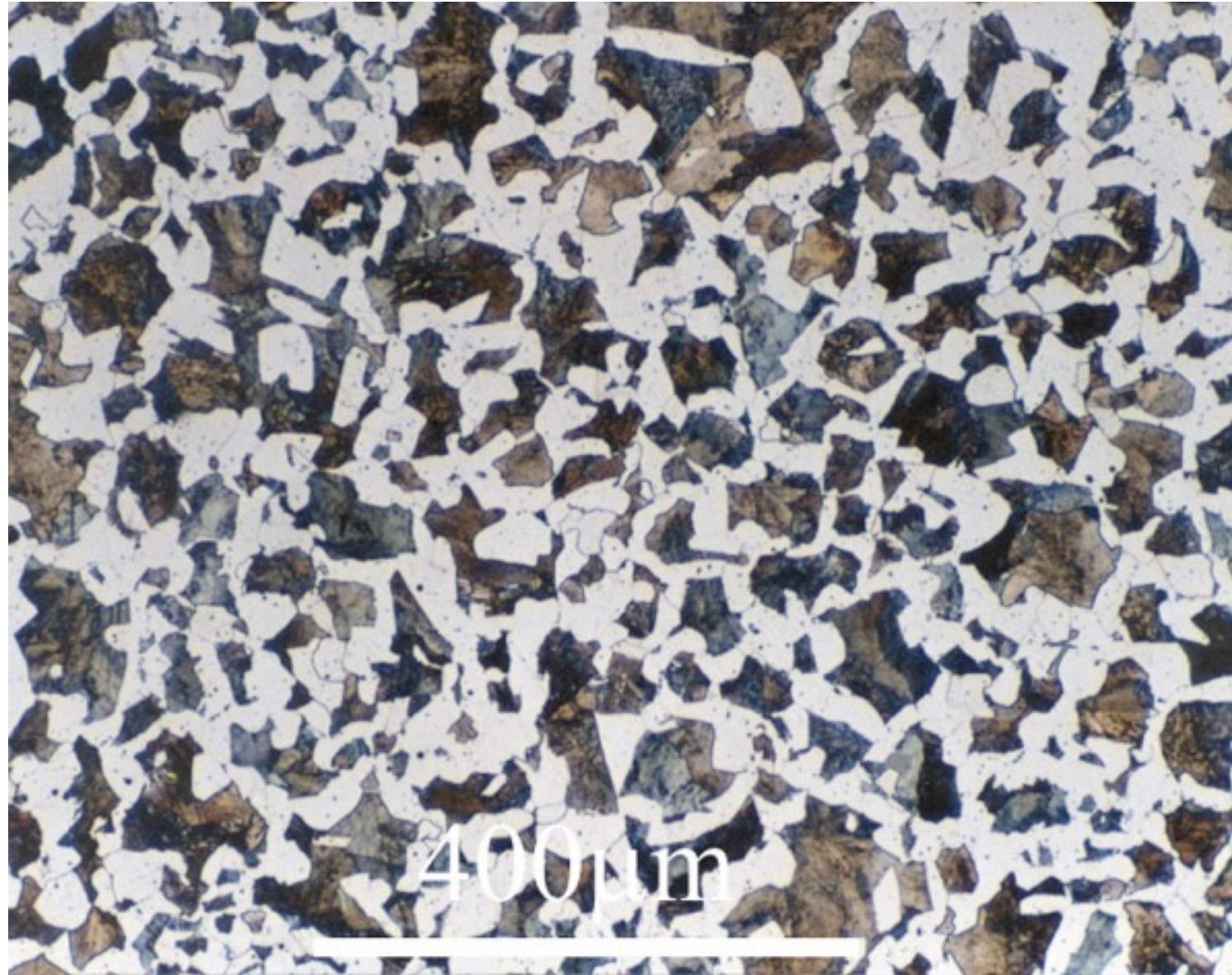


FIGURE IV-34 – Microstructures d'alliages hypoeutectoïdes. La ferrite apparaît en blanc, la perlite en noir.

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL Fe-0.4%C

Micrographie optique typique d'une acier au carbone hypoeutectoïde: la perlite apparaît en teintes différentes à cause de variations dans l'orientation des plaques de cémentite par rapport au plan de polissage



EPFL Les aciers hypereutectoïdes

Ici c'est la cémentite qui germe d'abord aux joints de grain de l'austénite. Les proportions de cémentite proeutectoïde et de perlite observées sont encore telles que données par le diagramme de phase si le refroidissement n'est pas rapide.

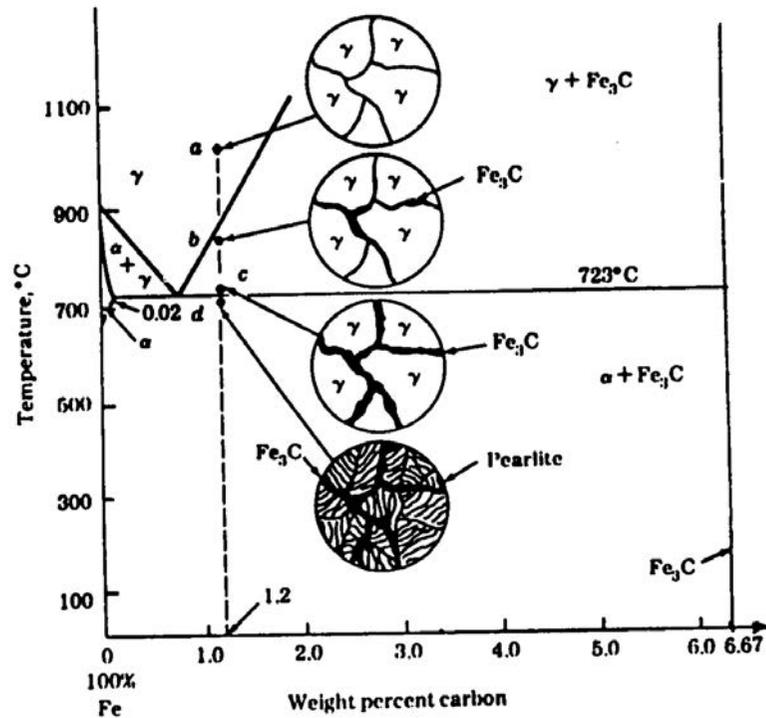


FIGURE IV-36 – Transformations dans un acier hypereutectoïde à 1.2%pds C.
Source: W.F. Smith, *Structure and Properties of Engineering Alloys*, McGraw-Hill, USA, 1993.

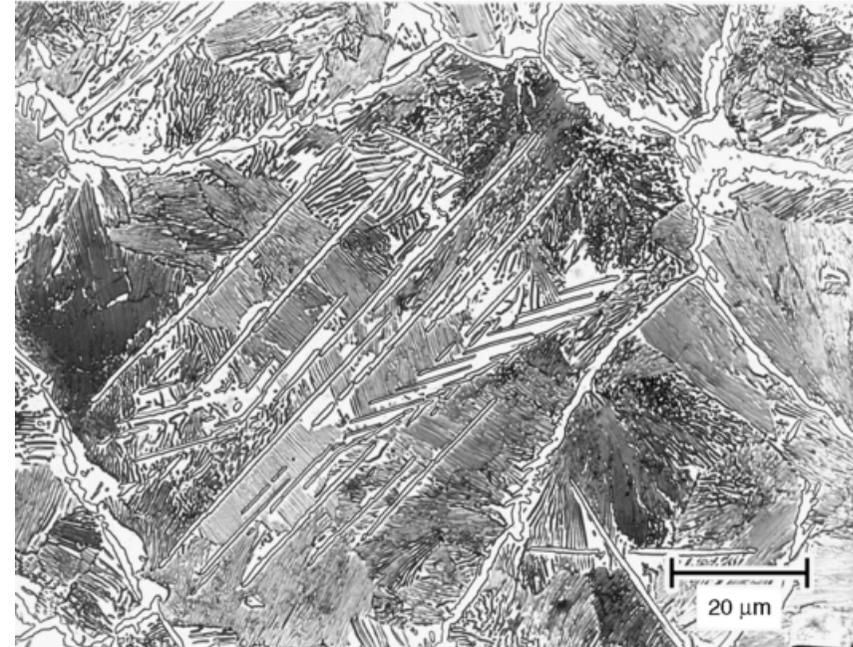


FIGURE IV-37 – Microstructure d'un alliage hypereutectoïde à 1.2%pds C. La cémentite apparaît en blanc, la perlite en noir.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2010.

II – La martensite

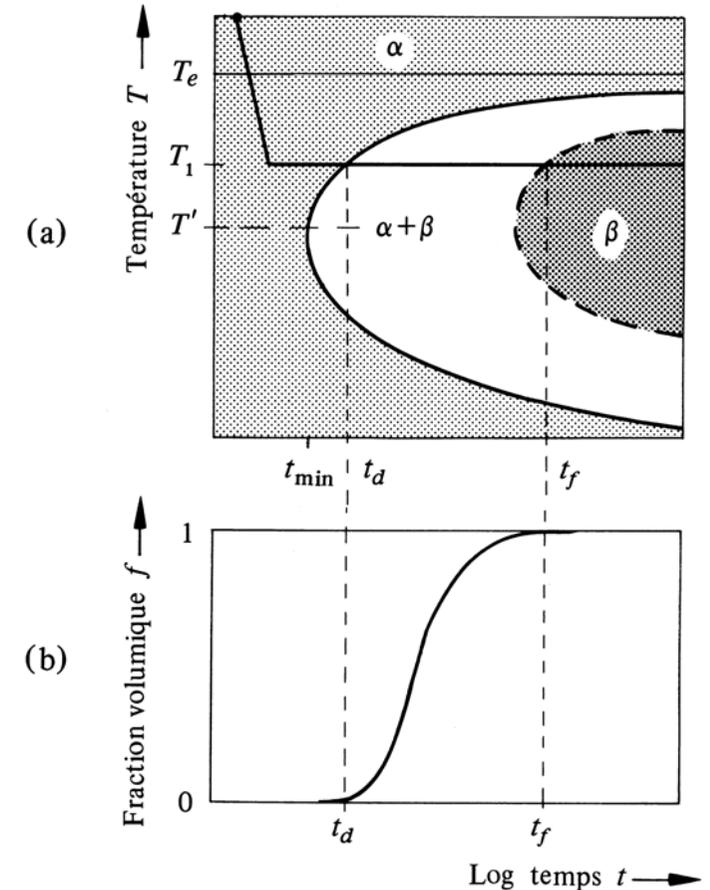
EPFL La transformation martensitique

Il existe en outre une autre transformation des alliages Fe-C: la transformation *martensitique*, laquelle forme la *martensite*.

Celle-ci est différente des transformations vues à ce jour, dites *diffusives* et qui sont toutes produites par une succession d'évènements (germination puis croissance de phase) gouvernés par l'activation thermique. Les transformations diffusives progressent comme on l'a vu:

- très lentement à la température d'équilibre (pas de force motrice, ou en d'autres mots faible ΔG accompagnant la transformation),
- très lentement à 0K (rien ne bouge car pas d'activation thermique; en pratique la vitesse devient très lente bien avant 0K),
- avec donc une vitesse maximale entre les deux gammes de température, donnant un diagramme TTT en forme de nez ou de «C» (voir ci contre),

Exemple: la précipitation dans les alliages Al-Cu (voir Chapitre 3).



Cinétique classique d'une transformation de phase non-martensitique

EPFL La transformation martensitique

Les transformations martensitiques sont différentes. Une de leur caractéristiques principales est qu'elles procèdent par le mouvement d'un mur de quasi-dislocations, qui déforment le matériau. Car on peut en effet passer d'une structure atomique cubique faces centrées (CFC) à la structure cubique centrée (CC) par simple déformation (oubliez pour l'instant les atomes de carbone): la maille quadratique centrée inscrite dans deux mailles CFC devient CC si on la comprime vers le bas et/ou on l'élargit latéralement.

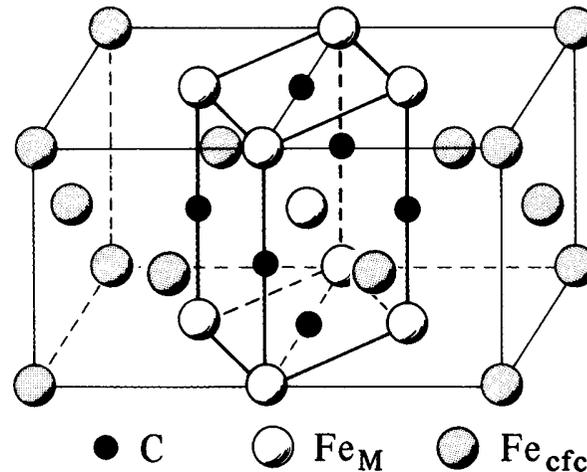


FIGURE IV-38 – Maille cristalline d'un réseau cfc. On voit que la maille élémentaire d'un réseau cfc est en fait une maille quadratique centrée, laquelle peut par déformation être transformée en une maille cc. L'emplacement des atomes de carbone interstitiels (points noirs) dans le réseau cfc est tel qu'il empêche cette déformation.

Source: W. Kurz, J.P. Mercier, G. Zambelli, *Traité des Matériaux, Vol. 1, Introduction à la Science des Matériaux*, 3^e Édition, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Lausanne, 2002.

EPFL La transformation martensitique

Cette caractéristique fait que la vitesse de croissance de la martensite, une fois qu'elle a germiné, est très rapide: sa croissance a lieu par mouvement d'une paroi proche, en nature, d'un mur de dislocations.

La force motrice de sa formation vient du fait qu'aux températures basses le fer CC (ferrite) est plus stable que le fer CFC (austénite). La force motrice de la transformation est:

$$\Delta G_{\text{mart}} = G_{(\text{de la martensite} = \text{ferrite imparfaite})} - G_{(\text{de l'austénite})}$$

ΔG_{mart} augmente quand la température T diminue. Cependant la formation de la martensite au sein de l'austénite a un coût énergétique, qui vient de la déformation qui accompagne la transformation martensitique, laquelle est résistée par l'austénite environnante. Ceci mène à une accumulation de contraintes internes et donc d'énergie élastique emmagasinée au sein de l'alliage, ce qui réduit ΔG_{mart} d'une quantité qui croît avec la fraction d'austénite transformée en martensite.

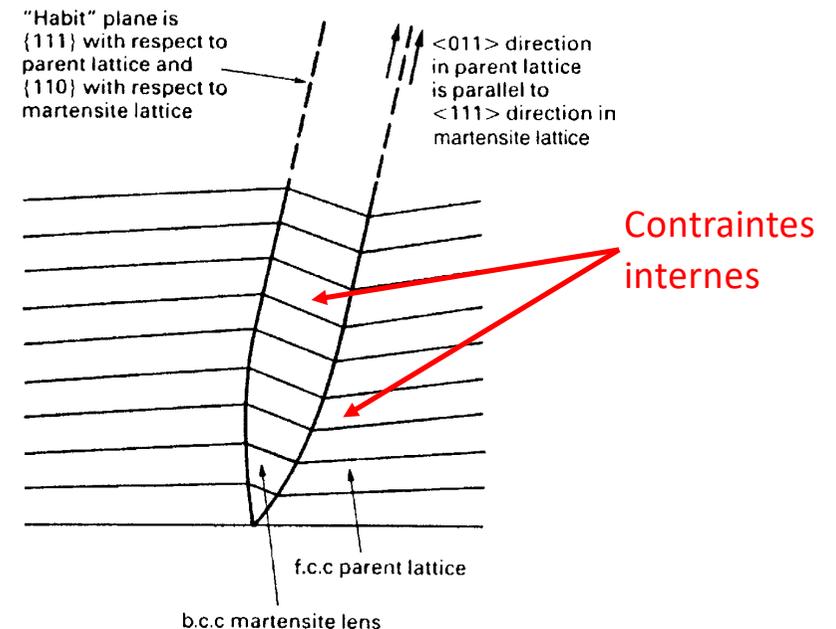


FIGURE 9.8

Martensites are always coherent with the parent lattice. They grow as thin lenses on preferred planes and in preferred directions in order to cause the least distortion of the lattice. The crystallographic relationships shown here are for pure iron.

EPFL **Contraste entre transformations martensitiques et transformations diffusives**

Table 9.2 Characteristics of Transformations

Displacive (also called Diffusionless, Shear, or Martensitic)	Diffusive
Atoms move over distances \leq interatomic spacing.	Atoms move over distances of $1-10^6$ interatomic spacings.
Atoms move by making and breaking interatomic bonds and by minor "shuffling".	Atoms move by thermally activated diffusion from site to site.
Atoms move one after another in precise sequence ("military" transformation).	Atoms hop randomly from site to site (although more hop "forward" than "backward") ("civilian" transformation).
Speed of transformation \approx velocity of lattice vibrations through crystal (essentially independent of temperature); transformation can occur at temperatures as low as 4 K.	Speed of transformation depends strongly on temperature; transformation does not occur below $0.3-0.4 T_M$.
Extent of transformation (volume transformed) depends on temperature only.	Extent of transformation depends on time as well as temperature.
Composition cannot change (because atoms have no time to diffuse, they stay where they are).	Diffusion allows compositions of individual phases to change in alloyed systems.
Always specific crystallographic relationship between martensite and parent lattice.	Sometimes have crystallographic relationships between phases.

Source: M.F. Ashby & D.R.H. Jones, Engineering Materials Vol. 2, 4th Ed., 2006, Elsevier Butterworth.

EPFL La transformation martensitique

Le résultat net est que la transformation martensitique

- progresse, une fois amorcée, à grande vitesse (\approx la vitesse du son), si vite qu'on ne voit pas sa progression à température donnée,
- puis s'arrête à un stade qui dépend (pour toutes considérations pratiques) seulement de la température (et non du temps).

C'est une transformation dite *athermale* (athermal transformation). Elle commence à une température M_s (Martensite Start), puis la fraction transformée augmente comme une simple fonction de la température, pour atteindre 100% à une température M_f , à laquelle toute ou presque toute (la fin est difficile à définir) l'austénite est transformée en martensite.

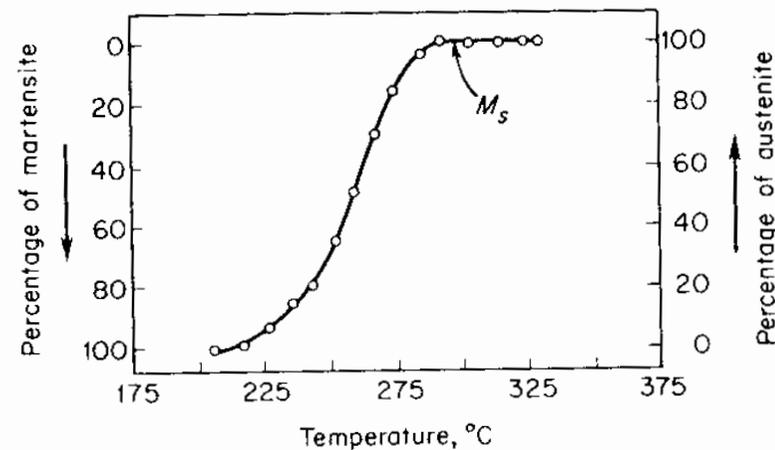


FIGURE IV-39 – Proportion de martensite en fonction de la température (lors du refroidissement).
Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL Le diagramme TTT de l'acier eutectoïde (Fe 0.77%C)

Sur un diagramme TTT la transformation martensitique trace donc des lignes horizontales

M_s
 M_{50}
 M_f

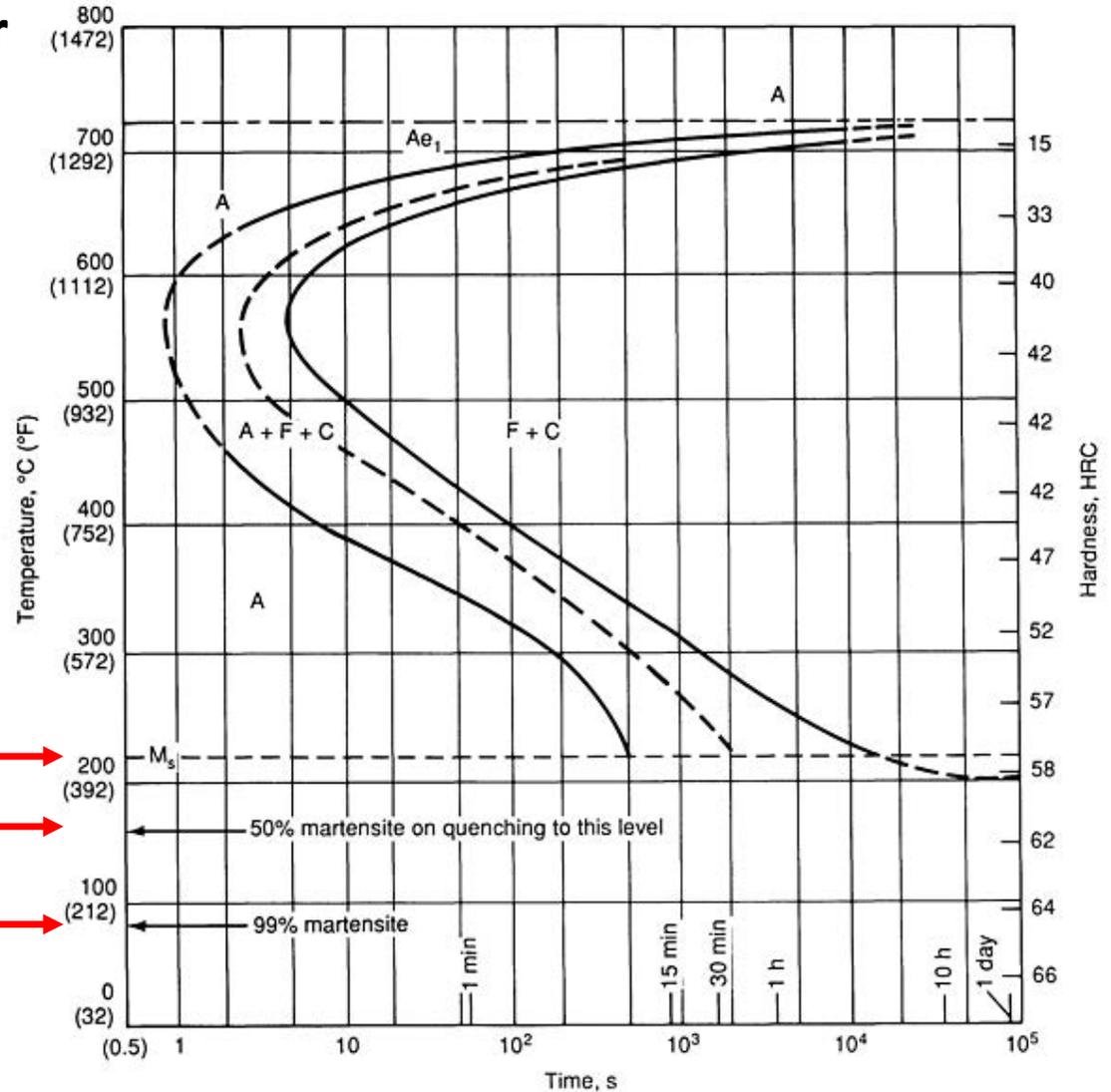


FIGURE IV-45 – Diagramme TTT d'un acier eutectoïde contenant 0.9%pds C et 0.3%pds Mn. Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 18, 2002.

EPFL La transformation martensitique

Qu'advient-il des atomes de carbone ?
Ils n'ont pas le temps de bouger quand l'austénite devient de la martensite, et restent donc sur place.

Or les sites interstitiels, aléatoires pour la maille CFC, ne sont pas aléatoires pour la maille CC qui est formée par déformation de la maille CFC:

les atomes de carbone empêchent l'affaissement de la maille CFC et la structure cristalline de la martensite contenant du carbone est ainsi quadratique et non cubique.

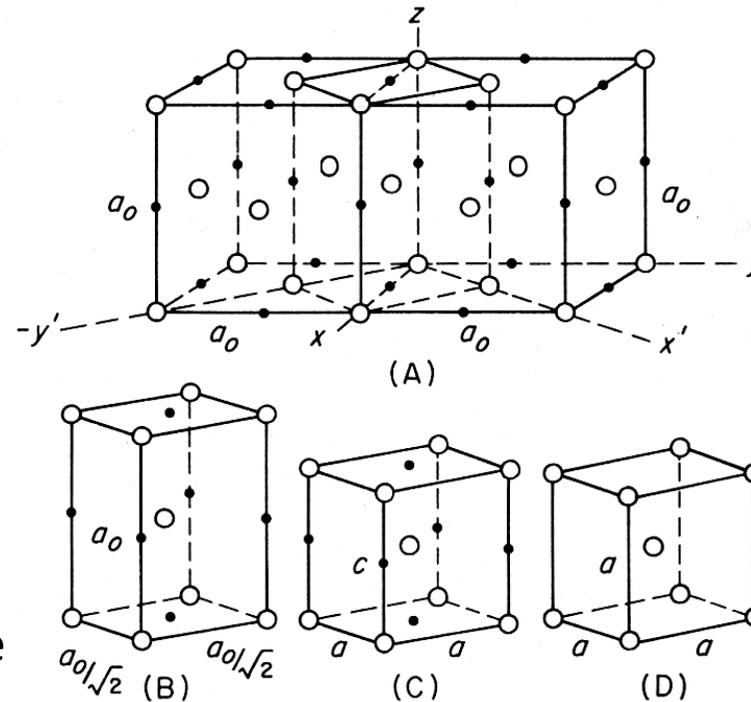


FIGURE IV-40 – Distorsion de la martensite, les points noirs représentant les sites interstitiels, les ronds blancs les atomes de fer : (A) structure cfc (austénite); (B) représentation tétragonale de l'austénite; (C) martensite tétragonale; (D) structure cc (ferrite).

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

La transformation martensitique

Ceci fait que la maille CC formée par la transformation martensitique reste (mais un peu moins qu'elle ne l'était dans la maille CFC) quadratique centrée au lieu de devenir cubique centrée:

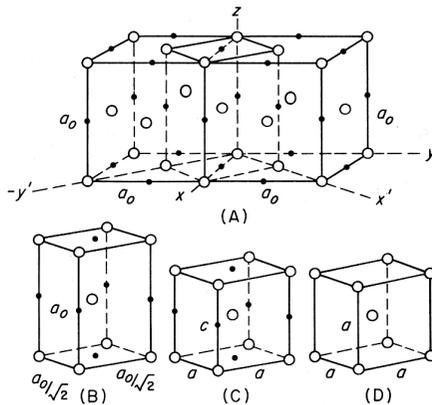


FIGURE IV-40 – Distorsion de la martensite, les points noirs représentant les sites interstitiels, les ronds blancs les atomes de fer : (A) structure cfc (austénite); (B) représentation tétragonale de l'austénite; (C) martensite tétragonale; (D) structure cc (ferrite).

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

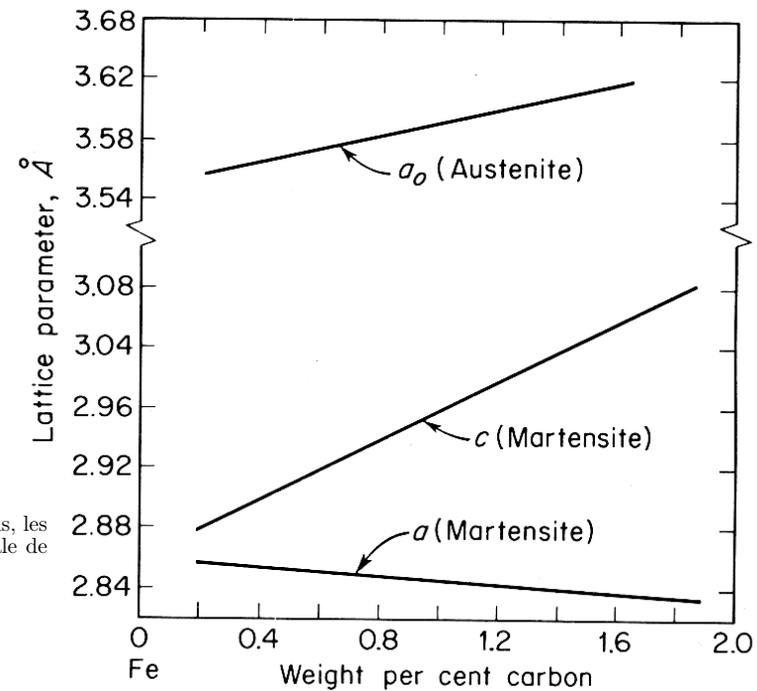


FIGURE IV-41 – Variation des paramètres de mailles de l'austénite et de la martensite en fonction de la teneur en carbone.

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL La transformation martensitique

De ceci découle que la transformation martensitique a lieu à des températures d'autant plus basses que l'acier contient de carbone:

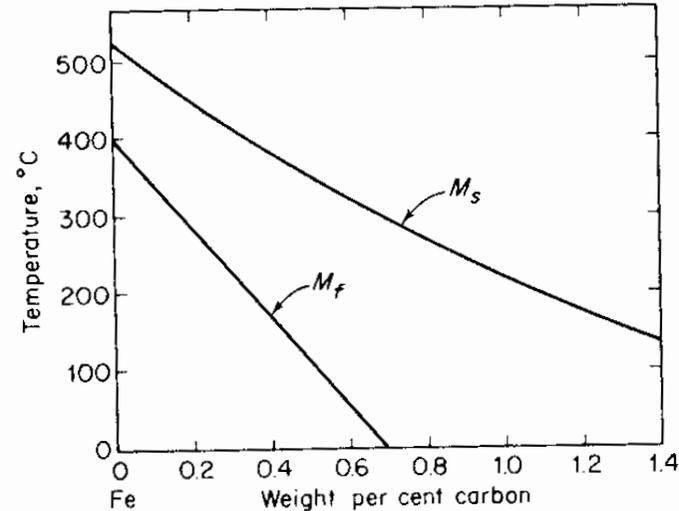


FIGURE IV-43 – M_s et M_f en fonction de la teneur en carbone.

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

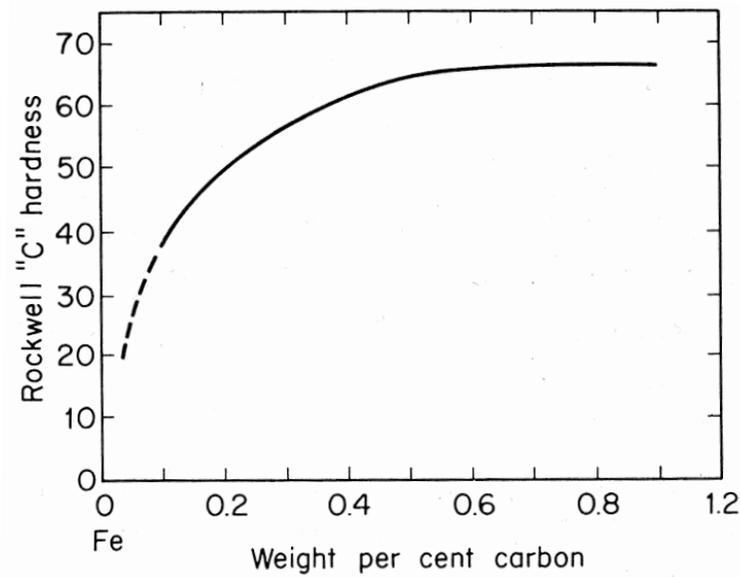
.. ou d'autres éléments d'alliage; pour les aciers contenant moins de 0.6%pds de carbone on a:

$$M_s [^{\circ}\text{C}] = 539 - 423 \cdot \text{C} [\% \text{pds}] - 30.4 \cdot \text{Mn} [\% \text{pds}] \\ - 17.7 \cdot \text{Ni} [\% \text{pds}] - 12.1 \cdot \text{Cr} [\% \text{pds}] - 7.5 \cdot \text{Mo} [\% \text{pds}]$$

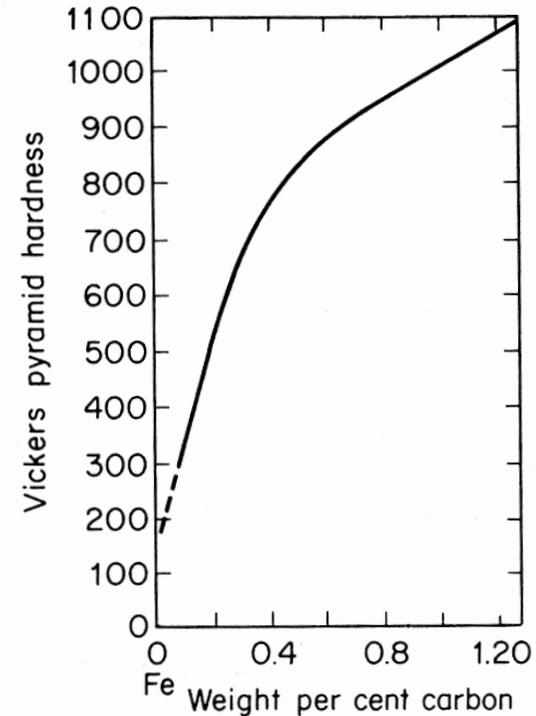
notez la différence d'amplitude du préfacteur selon l'élément d'alliage.

EPFL La transformation martensitique

Ceci fait aussi que la martensite est très dure, car les atomes de carbone dans la martensite sont entourés au sein de la martensite de contraintes très élevées, lesquelles interfèrent avec les dislocations et freinent leur mouvement:



(a) Dureté Rockwell.



(b) Dureté Vickers.

FIGURE IV-44 – Dureté de la martensite en fonction de la teneur en carbone.
Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

III – Diagrammes TTT, TRC

EPFL L'austénitisation

Le point de départ du traitement thermique des aciers est leur transformation en austénite: c'est l'austénitisation.

Cette opération a pour but d'obtenir la structure austénitique au sein de laquelle on formera la martensite (ou autre structure résultant de la trempe); mais aussi d'homogénéiser la structure (par diffusion des éléments en solution solide de substitution) et d'obtenir ou maintenir une taille de grain d'austénite fine et, de là, des structures plus fines après transformation.

Si le temps ou la température d'austénitisation sont trop longs, les grains d'austénite croissent, ce qui généralement a des conséquences négatives (structures transformées plus grossières ou différentes, zones de ségrégation d'impuretés aux anciens joints de grain de l'austénite, etc).

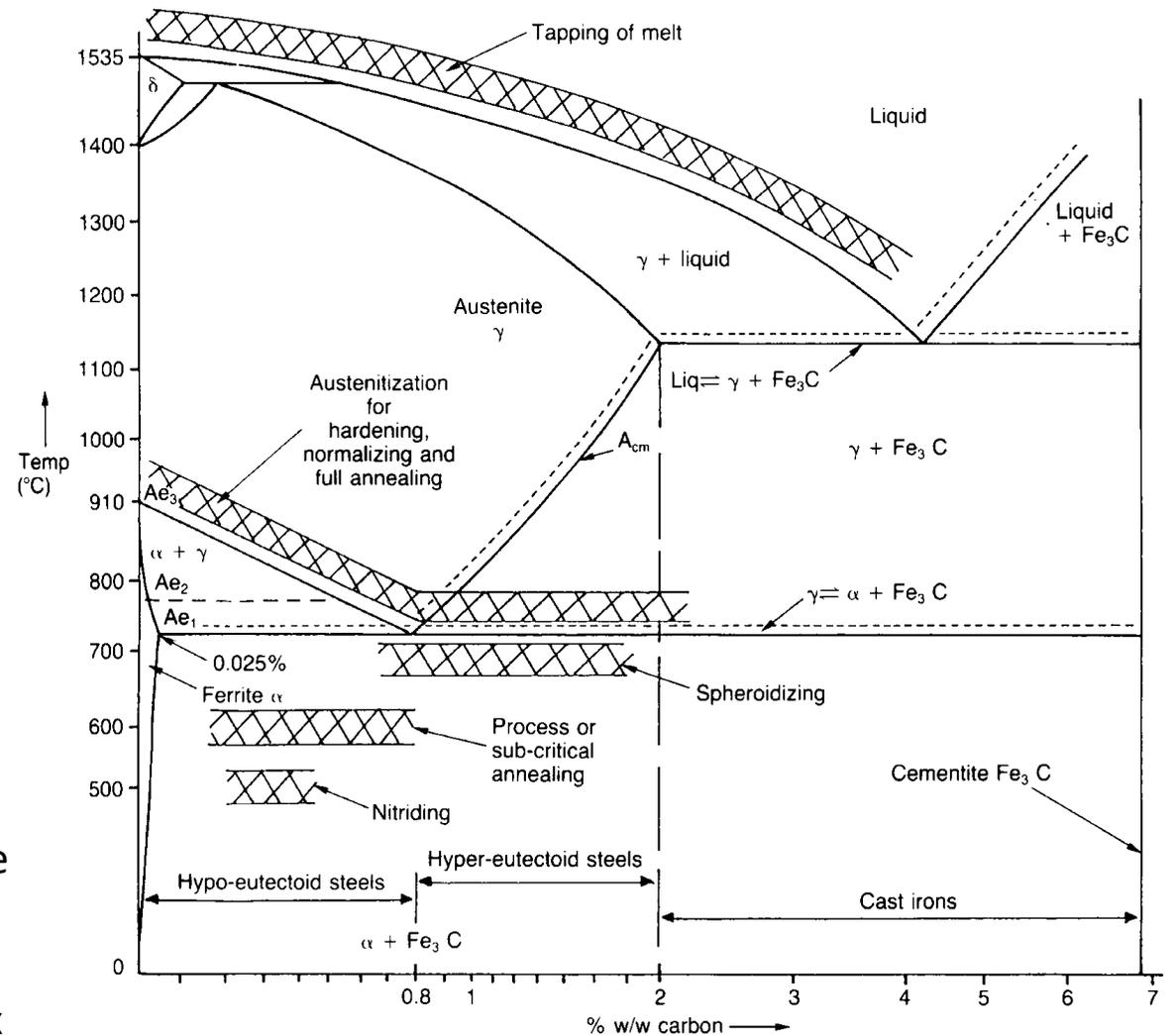


FIGURE IV-78 – Températures d'austénitisation des aciers hypo- et hypereutectoïdes.
Source: R.E. Smallman, R.J. Bishop, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, process, applications*, 6th Edition, Butterworth-Heinemann, UK, 1999.

EPFL Le diagramme TTT de l'acier eutectoïde (Fe 0.77%C)

Si on veut former de la martensite, il faut éviter la formation de perlite: une condition suffisante pour cela est d'éviter le nez du diagramme TTT, et donc dans le cas présent de refroidir depuis la température initiale (dans le domaine austénique) jusqu'à 550°C en moins d'une seconde.

Il faut tremper (ici très vite) l'austénite pour la transformer en martensite.

Notez qu'on trempe en fait les aciers non pas tant pour former la martensite que pour éviter de former autre chose avant qu'elle n'apparaisse.

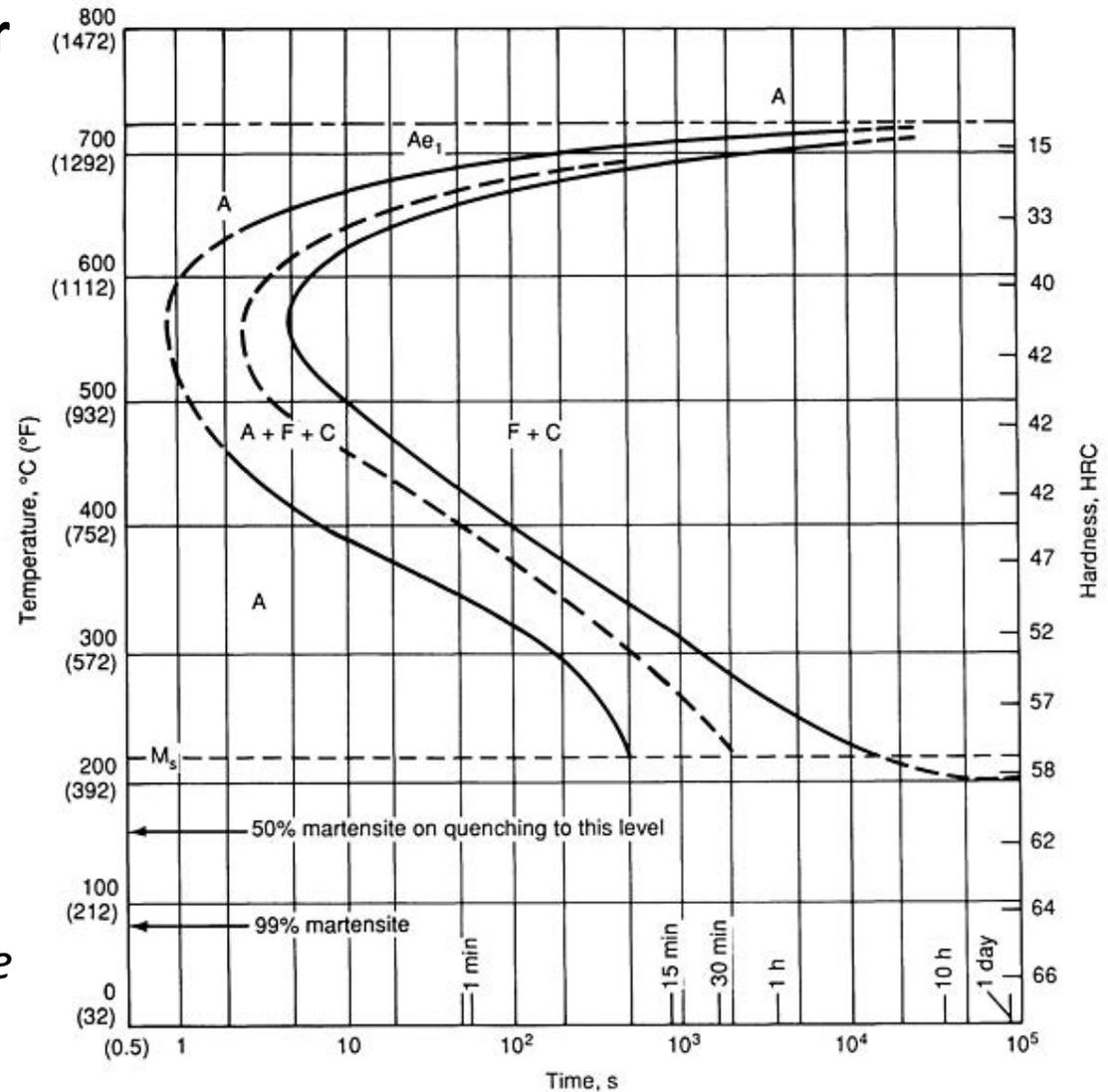


FIGURE IV-45 – Diagramme TTT d'un acier eutectoïde contenant 0.9%pds C et 0.3%pds Mn.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 18, 2002.

EPFL La Bainite

Outre la martensite, il existe une autre forme que peuvent prendre les alliages Fe-C par trempe dans la plage située sous le nez du diagramme TTT et au-dessus de M_s : c'est la bainite.

Domaine de formation de la bainite

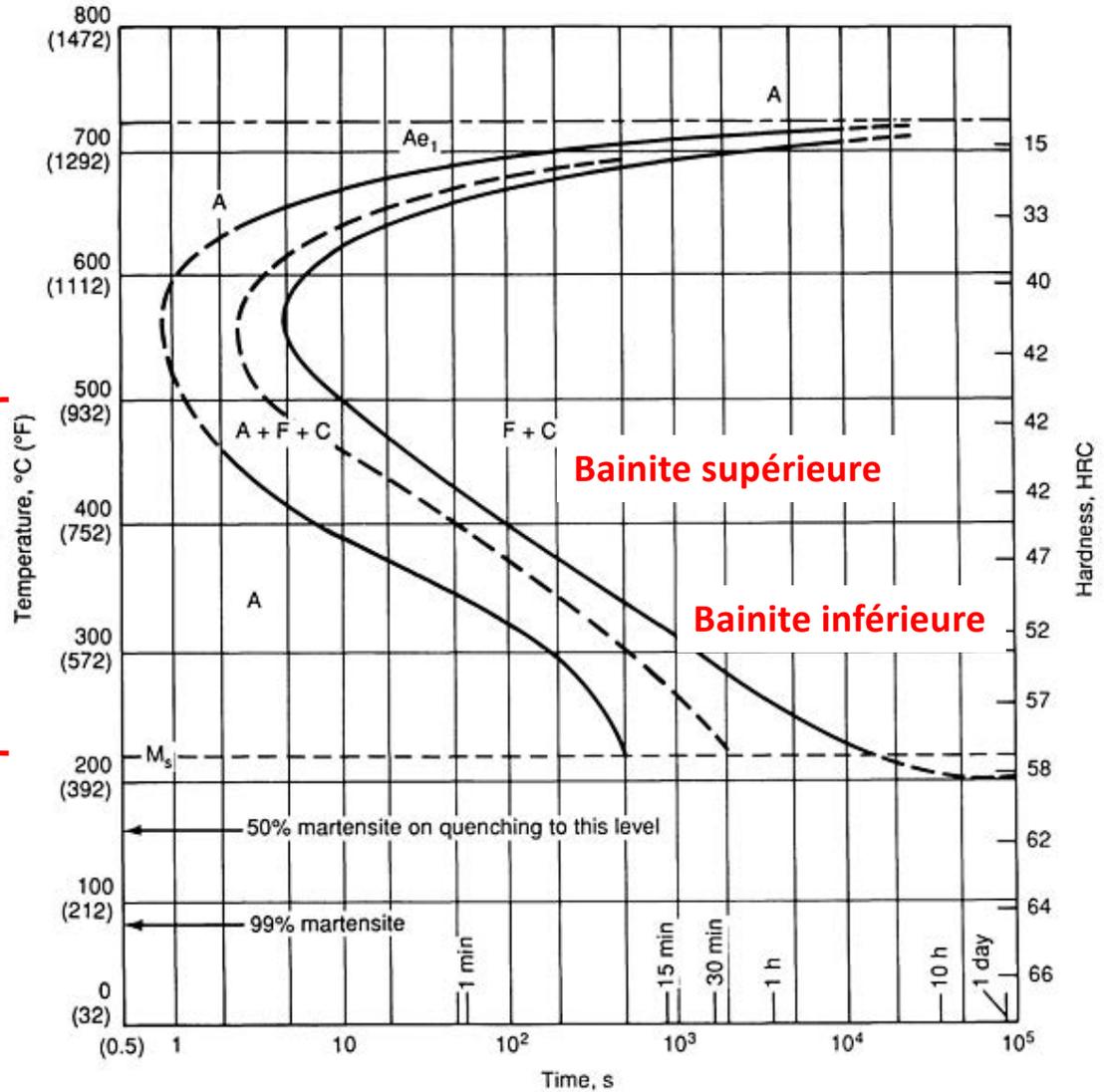


FIGURE IV-45 – Diagramme TTT d'un acier eutectoïde contenant 0.9%pds C et 0.3%pds Mn.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 18, 2002.

EPFL La Bainite

Nous nous contenterons d'en savoir que:

- la bainite est biphasée (solution solide de carbone dans le fer plus carbure) comme la perlite, mais est bien plus fine

- la phase riche en fer ressemble à la martensite par son mode de formation

- il en existe deux variantes: la bainite supérieure et la bainite inférieure (la seconde se formant aux températures inférieures à la première, voyez la figure)

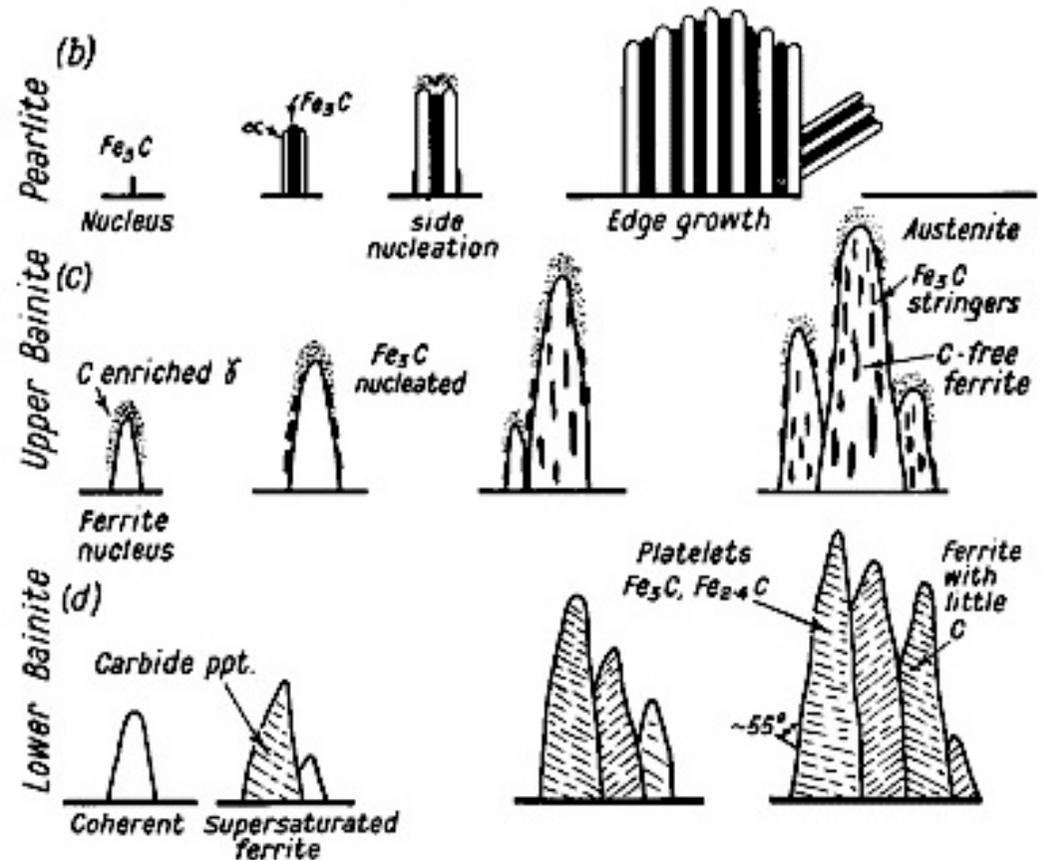


FIGURE IV-46 – Germination et croissance de : (b) la perlite; (c) et (d) la bainite.
Source: Key to Metals, *Constant temperature transformation TTT curves*, 2012.

Diagrammes TTT: aciers hypoeutectoïdes

Avec les aciers hypo- ou hyper-eutectoïdes, on voit en plus (du moins près des températures d'équilibre) les lignes pour la ferrite ou la cémentite, selon la composition

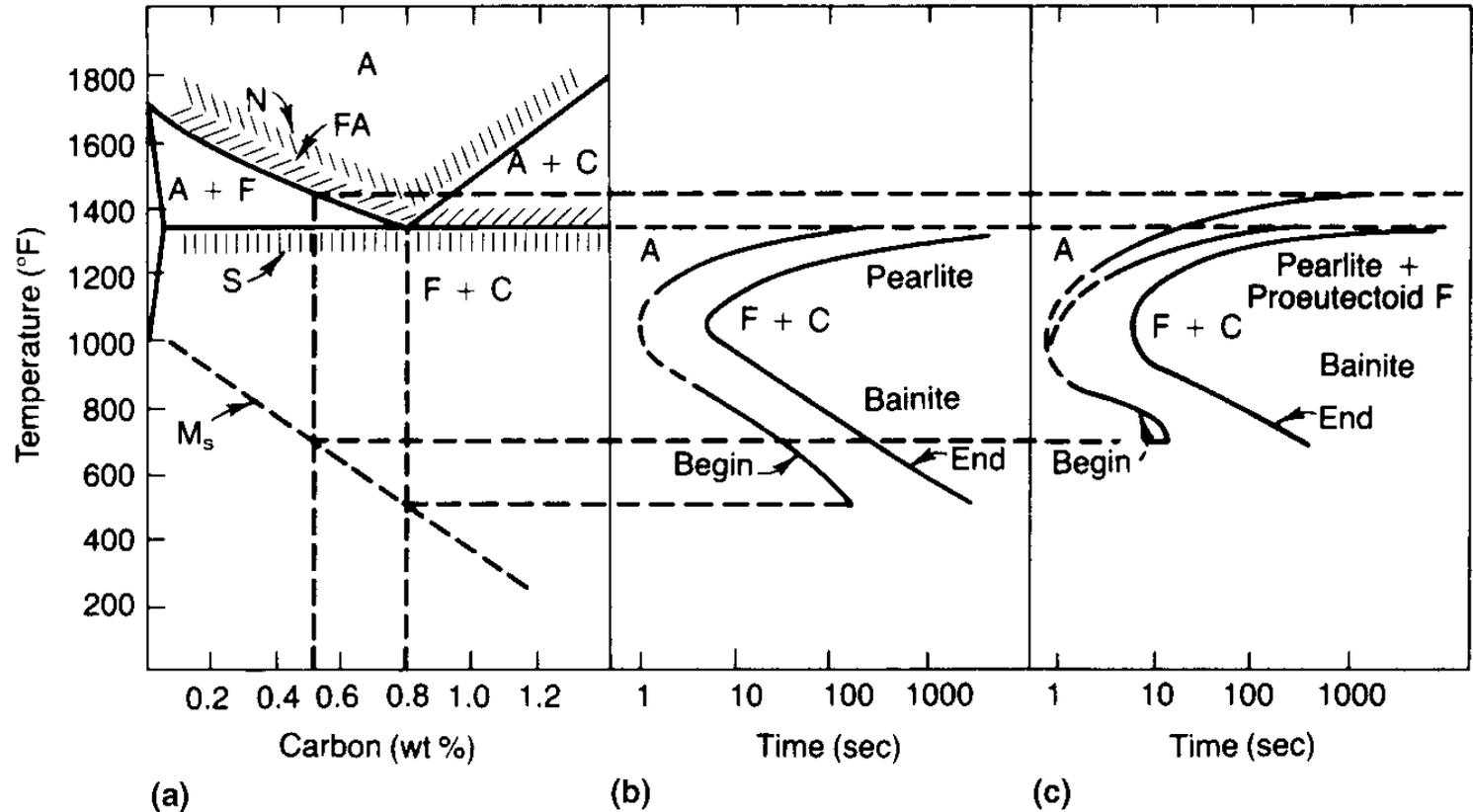


FIGURE IV-49 – Diagramme de phase du système Fe-C (a) et les diagrammes TTT pour un α eutectoïde (b) et hypoeutectoïde (c).

Source: G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, U.S.A., 2005.

Diagrammes TTT

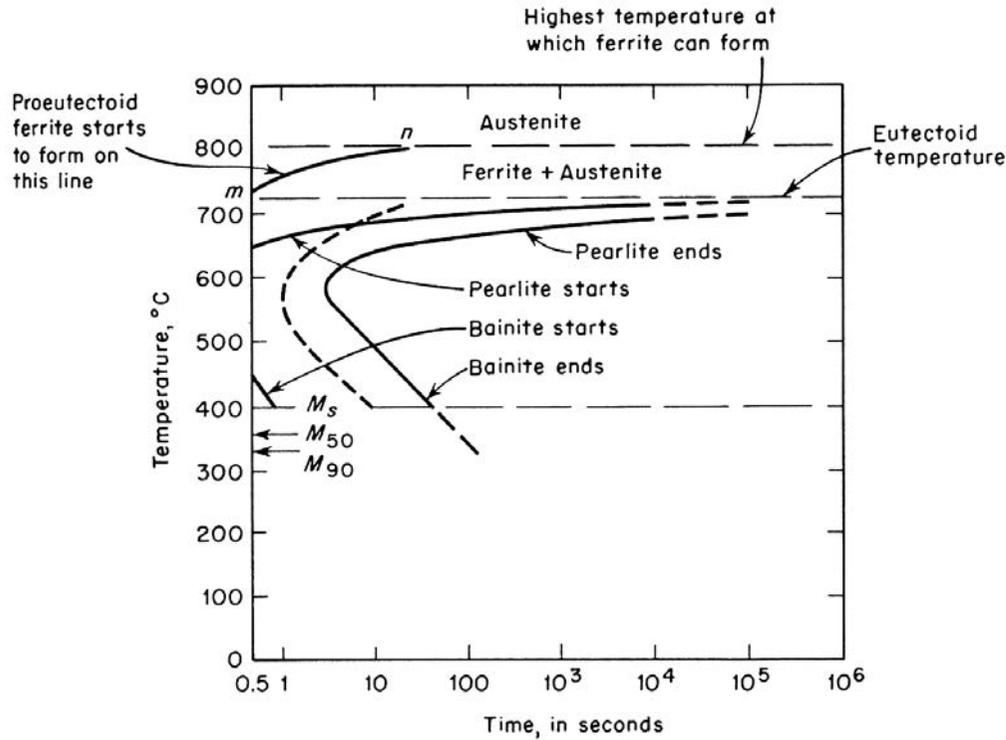


FIGURE IV-48 – Diagramme TTT pour un acier hypoeutectoïde à 0.35%pds C et 0.37%pds Mn.
 Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

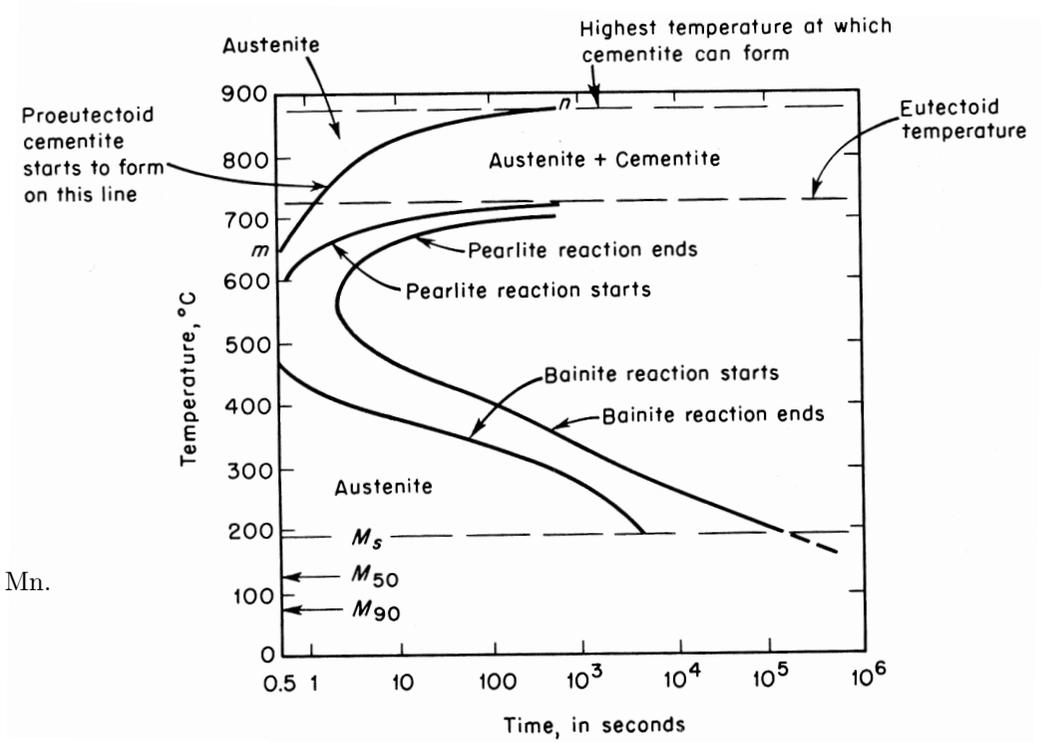
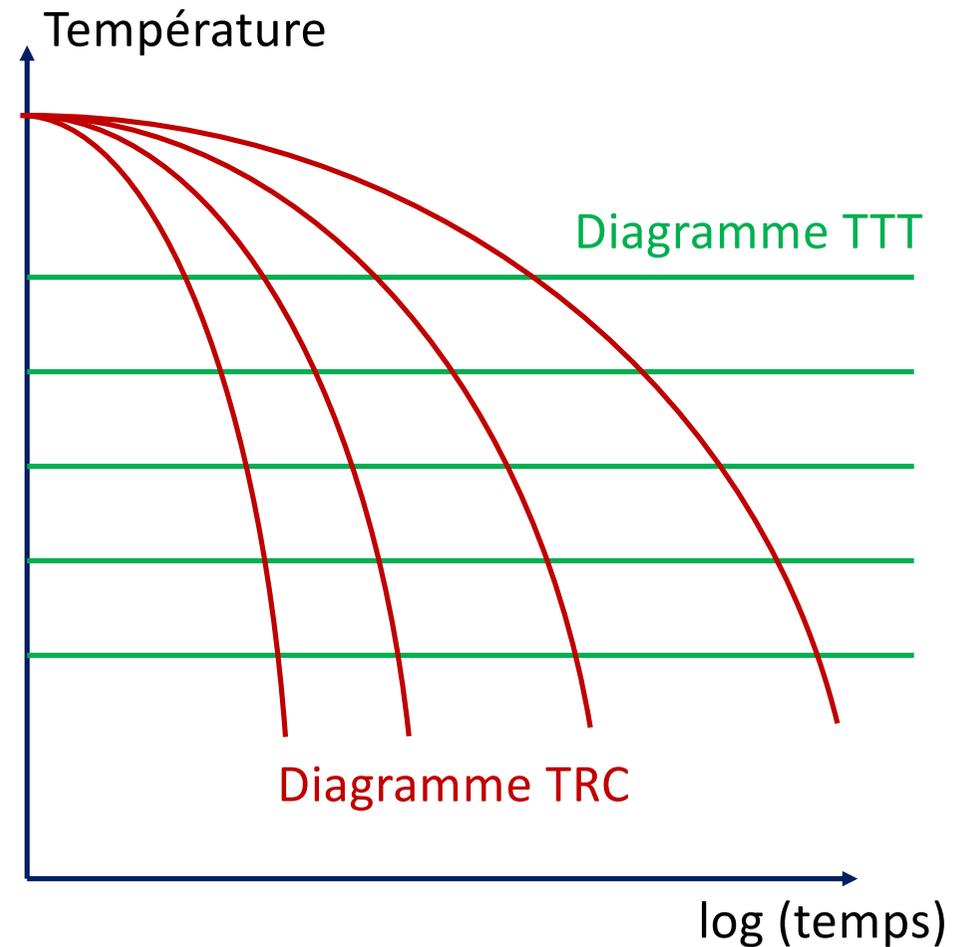


FIGURE IV-50 – Diagramme TTT pour un acier hypereutectoïde à 1.13%pds C et 0.30%pds Mn.
 Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

Un *diagramme TRC* (CCT = continuous cooling transformation diagram), au lieu d'enregistrer les transformations lors d'un maintien isotherme (après trempe en principe infiniment rapide), on enregistre les transformations le long d'un faisceau de courbes, de refroidissement à vitesse variable et qui ne se coupent pas, le faisceau correspondant à un type de refroidissement donné (linéaire, exponentiel, ...).

Attention; à chaque type de refroidissement, et donc à chaque série de courbes $T(t)$, correspond son diagramme TRC.



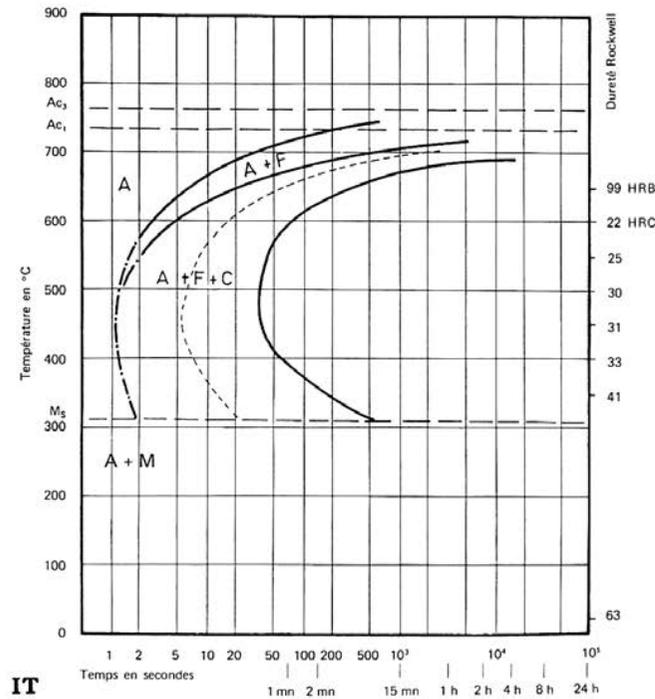
EPFL Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

XC 55 Steel

Exemples

Composition: 0.53% C - 0.70% Mn - 0.35% Si - 0.010% S - 0.020% P - 0.24% Ni - 0.09% Cr - <0.10% Mo - 0.52% Cu - <0.03% V Grain size: 11 Austenitized at 825°C (1520°F) for 15 min

Composition: 0.52% C - 0.60% Mn - 0.28% Si - 0.017% S - 0.020% P - 0.05% Ni - <0.04% Cr - <0.05% Mo Grain size: 9 Austenitized at 830°C (1526°F) for 30 min



$Ac_1 = 735^{\circ}C$

$Ac_3 = 765^{\circ}C$

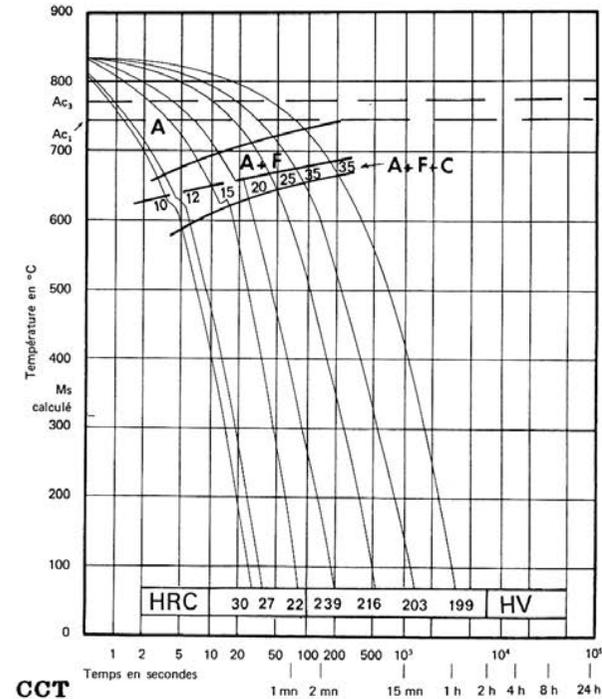


FIGURE IV-51 – Diagrammes TTT et TRC de l'acier XC 55.

Source: G.F. Vander Voort, *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*, ASM International, U.S.A., 1991.

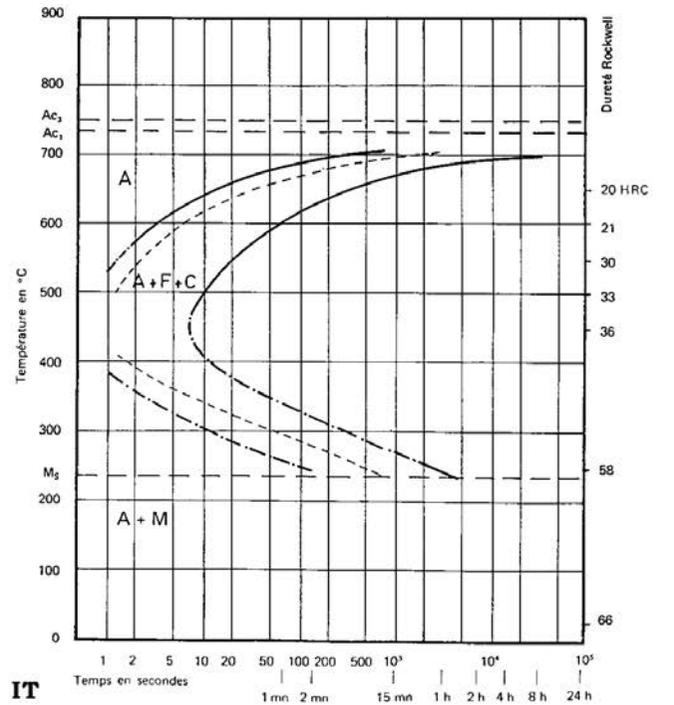
EPFL Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

XC 70 Steel

Exemples

Composition: 0.75% C - 0.75% Mn - 0.24% Si - 0.010% S - 0.012% P - 0.43% Ni - 0.06% Cr - <0.10% Mo - 0.56% Cu - <0.03% V Grain size: 12 Austenitized at 800°C (1420°F) for 15 min

Composition: 0.72% C - 0.72% Mn - 0.34% Si - 0.026% S - 0.031% P Grain size: 9-10 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min



Ac₁ = 735°C Ac₃ = 750°C M_s = 240°C

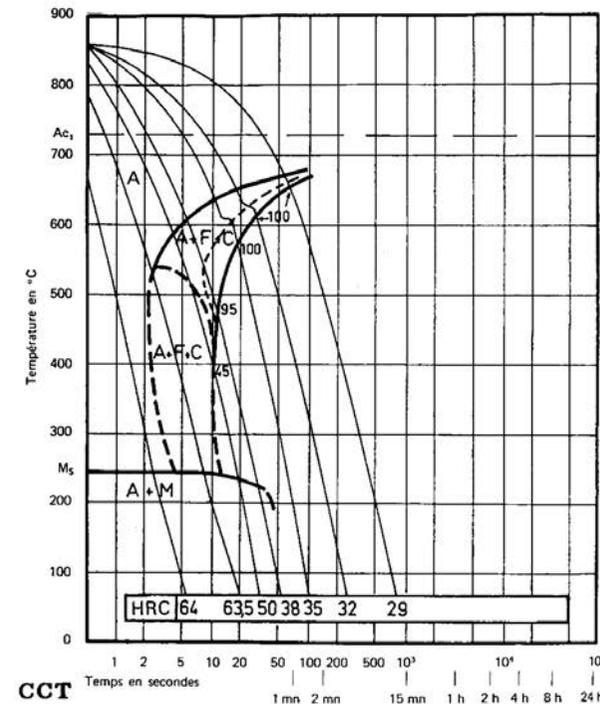


FIGURE IV-52 – Diagrammes TTT et TRC de l'acier XC 70.

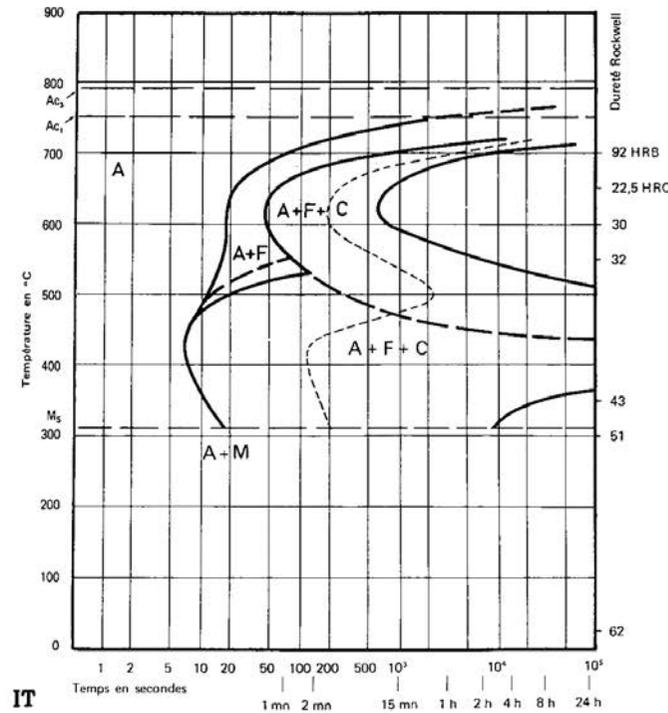
Source: G.F. Vander Voort, *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*, ASM International, U.S.A., 1991.

Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

42 C 4 Steel

Composition: 0.44% C - 0.80% Mn - 0.31% Si - 0.013% S - 0.030% P - 0.46% Ni - 0.96% Cr - 0.05% Mo - 0.18% Cu Grain size: 9 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min

Composition: 0.44% C - 0.80% Mn - 0.31% Si - 0.013% S - 0.030% P - 0.46% Ni - 0.96% Cr - 0.05% Mo - 0.18% Cu Grain size: 9 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min



$Ac_1 = 750^{\circ}C$ $Ac_3 = 790^{\circ}C$ $M_s = 310^{\circ}C$

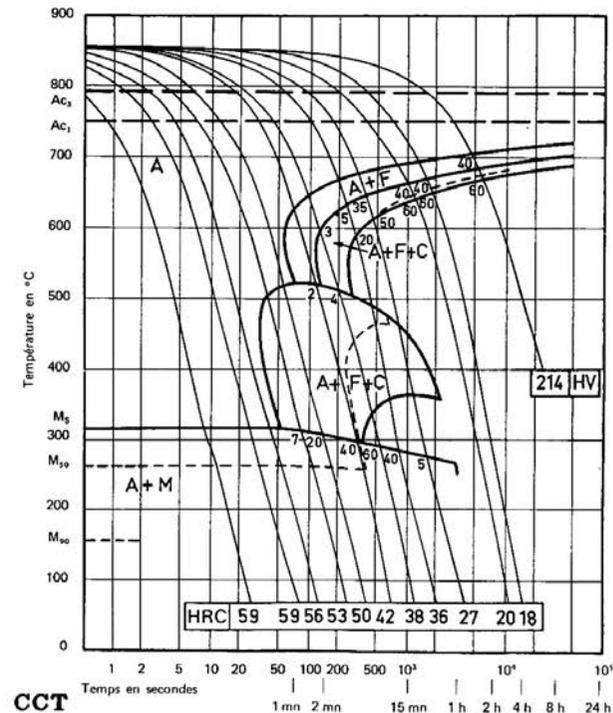


FIGURE IV-53 – Diagrammes TTT et TRC de l'acier 42 C 4.

Source: G.F. Vander Voort, *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*, ASM International, U.S.A., 1991.

EPFL Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

On note plusieurs choses sur cette série de diagrammes, outre les différences marquées entre alliages:

1 - le nez des diagrammes TRC se situe à droite du nez des diagrammes TTT: c'est généralement vrai (car le même temps passé à des températures autres que celle à laquelle la transformation est la plus rapide entraîne généralement un progrès moindre de la transformation en question).

Donc si lors d'une trempe on évite le nez du diagramme TTT, alors la transformation correspondant au nez n'aura pas lieu lors d'une trempe continue;

2 – les courbes avec leurs nez migrent vers les temps plus longs quand la présence et la proportion d'éléments d'alliage augmente, l'effet variant en intensité avec l'élément;

3 – loin des températures d'équilibre les proportions voire la nature des phases formées changent et peuvent donc différer des prédictions du diagramme de phase;

EPFL Diagrammes TTT (Temps Température Transformation) et Diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu)

4 - dans les aciers alliés, perlite et bainite se séparent, pour donner deux nez.

5 – les éléments d’alliage peuvent aussi faire baisser M_s et M_f ; outre le carbone, le manganèse est spectaculaire à cet effet.

Si M_f est inférieur à l’ambiante, l’acier contient à l’ambiante de l’austénite dite *austénite résiduelle* (residual austenite) après avoir été trempé;

Si même M_s devient inférieur à l’ambiante, alors l’acier trempé est 100% austénitique.

Notez que cette austénite est instable, et peut se transformer en martensite en présence d’une contrainte appliquée. Cela donne des aciers très tenaces (acier de Hadfield, acier TRIP)

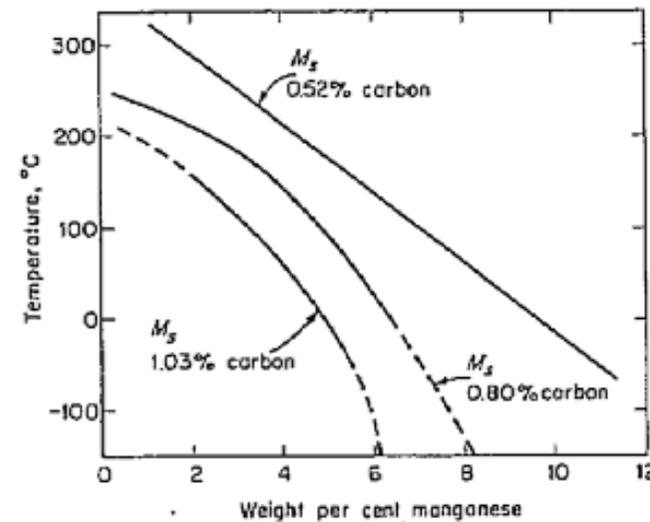


FIGURE IV-42 – M_s et M_f en fonction de la teneur en manganèse.

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

IV – La trempe et la trempabilité des aciers

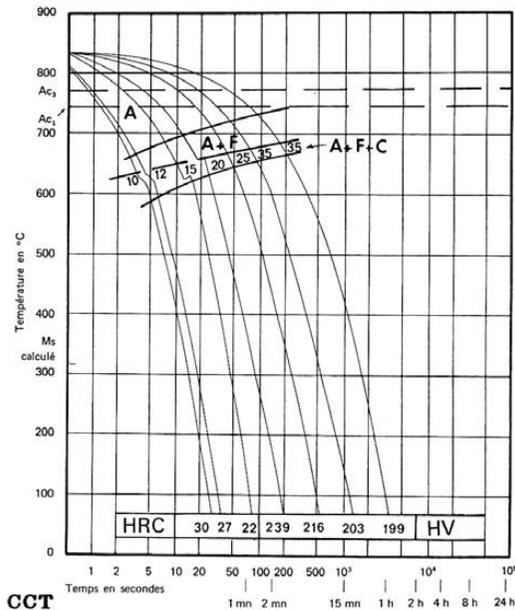
EPFL La trempabilité des aciers

Une redite: on trempe les aciers non pas tant pour former la martensite que pour éviter de former autre chose avant qu'elle n'apparaisse.

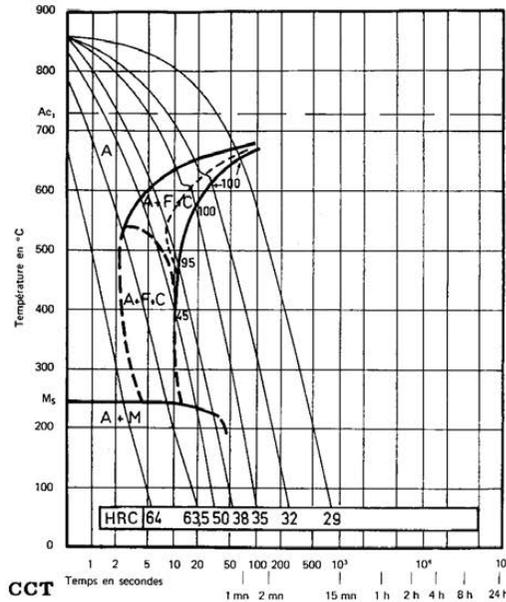
La facilité qu'il y a à tremper un acier, ou en d'autres mots sa *trepabilité* (hardenability) se mesure par la lenteur de formation de la ferrite ou de la cémentite, de la perlite et de la bainite.

Les trois aciers ci-dessous sont ainsi de trempabilité croissante en allant de gauche à droite.

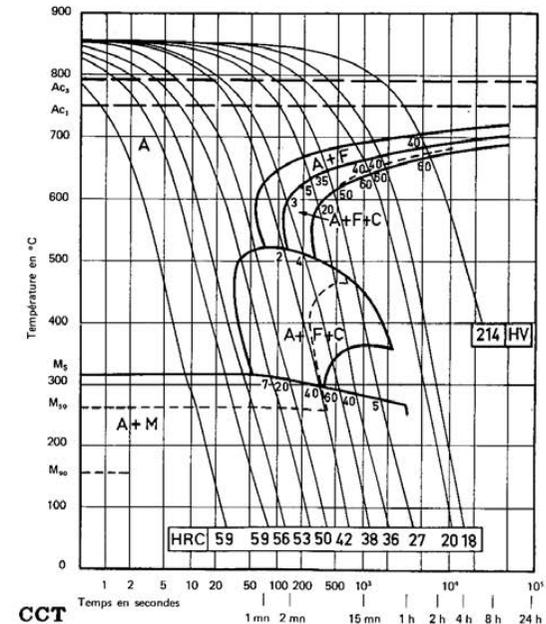
Composition: 0.52% C - 0.60% Mn - 0.28% Si - 0.017% S - 0.020% P - 0.05% Ni - <0.04% Cr - <0.05% Mo Grain size: 9 Austenitized at 830°C (1526°F) for 30 min



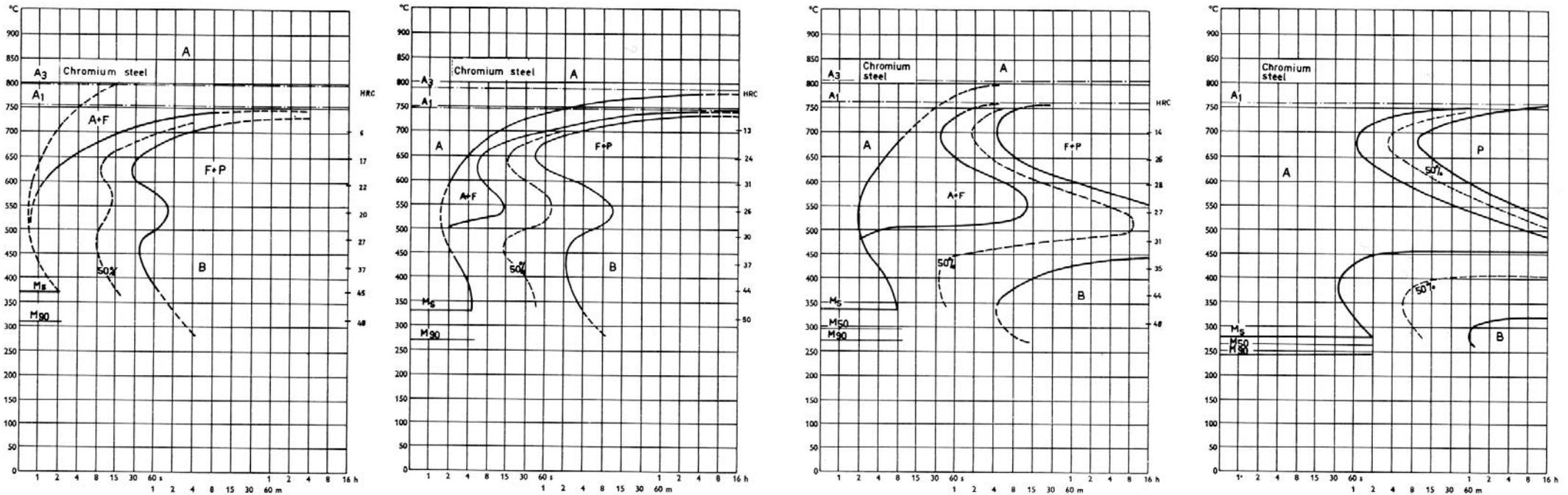
Composition: 0.72% C - 0.72% Mn - 0.34% Si - 0.026% S - 0.031% P Grain size: 9-10 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min



Composition: 0.44% C - 0.80% Mn - 0.31% Si - 0.013% S - 0.030% P - 0.46% Ni - 0.96% Cr - 0.05% Mo - 0.18% Cu Grain size: 9 Austenitized at 850°C (1562°F) for 30 min



La trempabilité augmente en général avec la teneur en éléments d'alliage.
L'influence des éléments d'alliage diffère avec leur nature; celle du chrome est par exemple forte.



(a) 0.4%pds C, 0.5%pds Cr, mise en solution à 870 °C. (b) 0.4%pds C, 0.9%pds Cr, mise en solution à 840 °C. (c) 0.35%pds C, 2.0%pds Cr, mise en solution à 870 °C. (d) 0.5%pds C, 3.1%pds Cr, mise en solution à 900 °C.

FIGURE IV-60 – Diagrammes TTT pour différents acier alliés au chrome.

Source: K.E. Thelning, *Steel and its Heat Treatment*, 2nd Edition, Butterworths, London, 1984.

EPFL La trempabilité des aciers

La trempabilité augmente aussi avec l'augmentation de la taille de grain de l'austénite (et donc de la ferrite avant austénitisation) car les joints de grains de l'austénite font office de site de germination hétérogène pour la ferrite ou la cémentite: plus le grain est fin, plus la germination et donc la vitesse de transformation seront grandes.

On spécifie de ce fait toujours la taille du grain de l'austénite de départ quand on décrit un acier à tremper et les diagrammes TTT ou TRC qui lui correspondent. Ceci est fait à l'aide d'une convention, formulée à partir du fait que la taille moyenne des grains est habituellement déterminée par microscopie. À cette fin, on définit un « nombre de grain » G , par comptage du nombre m de grains visibles sur la surface de polissage au microscope par unité de surface donnée, selon les formules :

$$m = 8 \cdot 2^G \quad (\text{IV-11})$$

en Europe, où m est le nombre de grains visibles par cm^2 à un grossissement de 100 (ou par $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ sur la vraie surface), et :

$$m' = 2^{G'-1} \quad (\text{IV-12})$$

aux Etats-Unis (norme ASTM), où m' est le nombre de grains visibles par in^2 (pouce carré, 1 pouce = 2.6 cm) à un grossissement de 100. On notera que le numéro de taille des grains (« grain size number » en anglais) est spécifié aux diagrammes donnés en figures IV-52 deux diapositives plus haut.

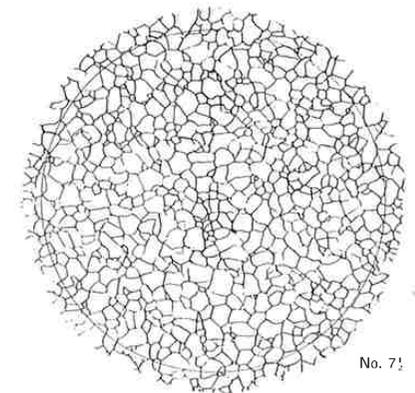
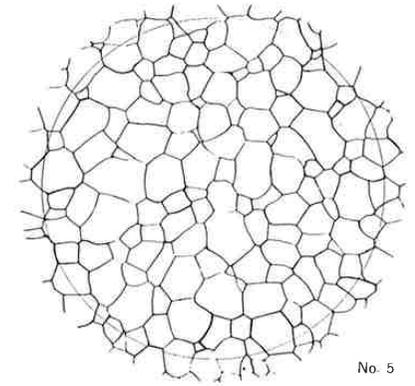


Figure 1.35 Grain size charts for ASTM Grain Size Nos. 5 and 7-5, 70 × (original magnification = 100 ×)

EPFL La trempabilité des aciers

Une grande trempabilité est utile car elle permet de former de la martensite plus uniformément et à plus grande profondeur au sein de la pièce: moins on refroidit vite, moins grands seront les gradients de température au sein de la pièce.

Cela est important en soi à cause des contraintes thermiques, mais aussi car la formation de martensite est accompagnée d'une dilatation. La martensite étant fragile, la trempe est accompagnée de contraintes internes qui peuvent être élevées.

Le résultat est qu'un acier peut se fissurer ou rompre pendant la trempe, et qu'une pièce en acier trempé, même si elle n'est pas fissurée, contient des contraintes internes qui la déforment.

Ces contraintes peuvent être réduites ou enlevées après un *revenu de détensionnement* (stress relief anneal).

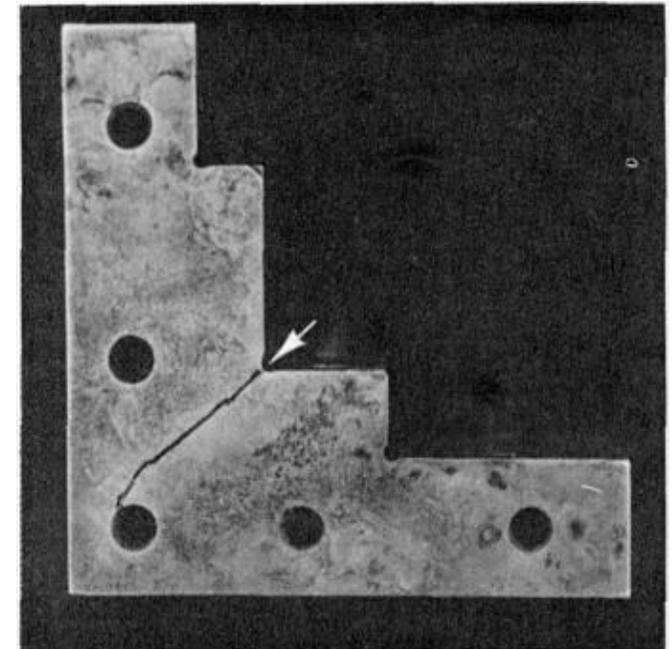


FIGURE IV-62 – Fissure causée par la trempe lors du traitement thermique.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 11, 2003.

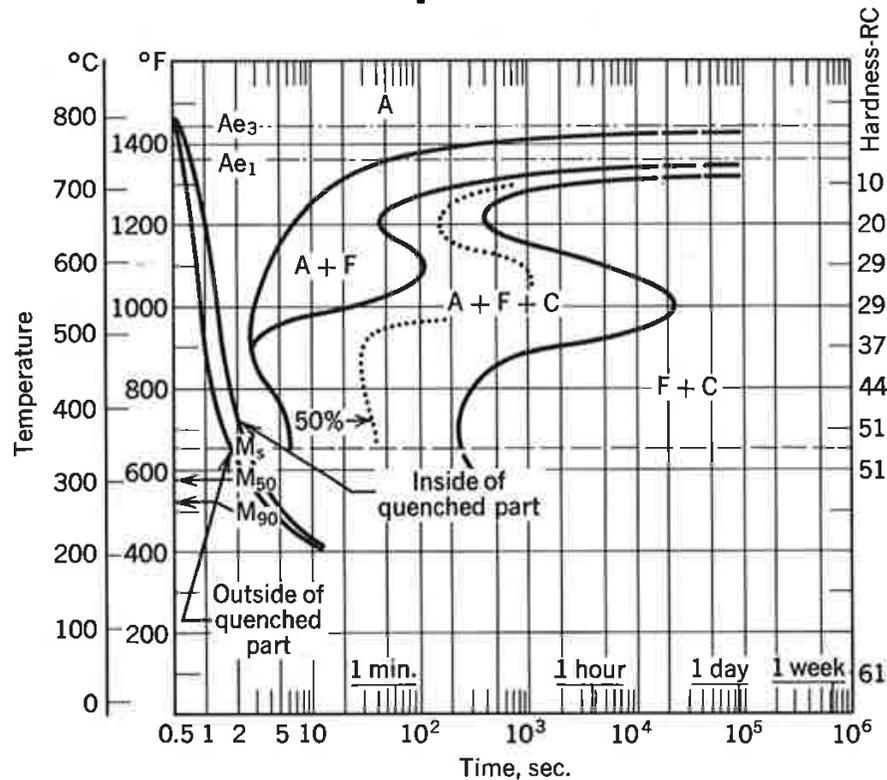


Figure 10. Internal and external cooling curves on the same part on this I-T diagram show how two different cooling rates can cause the high stresses to build up that sometimes result in quench cracks (Copyright 1951 by United States Steel Corporation).

(source: J. Neely, Practical Metallurgy, Second edition)



Figure 11. The design of this forming die, made of Type W1 tool steel, presents an almost impossible problem to the heat treater. Because of the blind holes and the thin section between them, the die cracked during heat treatment. Unless the die can be totally redesigned, the use of an air-hardening steel is imperative (Bethlehem Steel Corporation).

EPFL La trempabilité des aciers

Une (pas la seule) façon de mesurer la trempabilité des aciers est l'essai Jominy: on trempe (selon un protocole précis) un bout d'un barreau austénitisé, et on mesure la profondeur à partir de laquelle la dureté chute, voulant dire à partir de laquelle on n'a plus 100% de martensite.

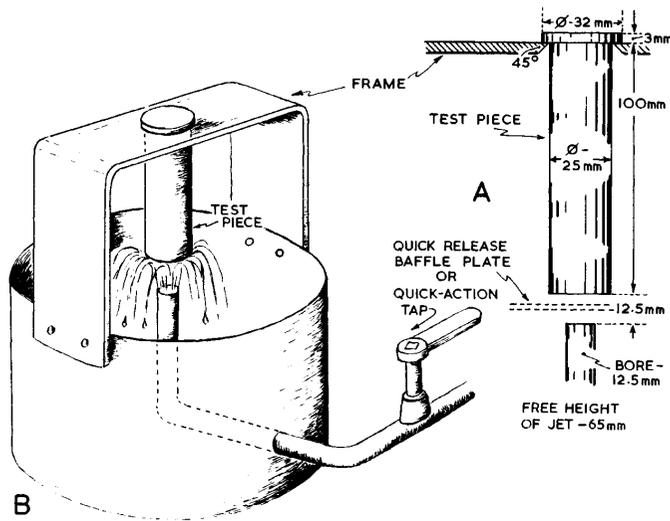


FIGURE IV-68 – L'essai Jominy.
Source: R.A. Higgins, *Engineering Metallurgy*, 6th Edition, Arnold, London, 1993.

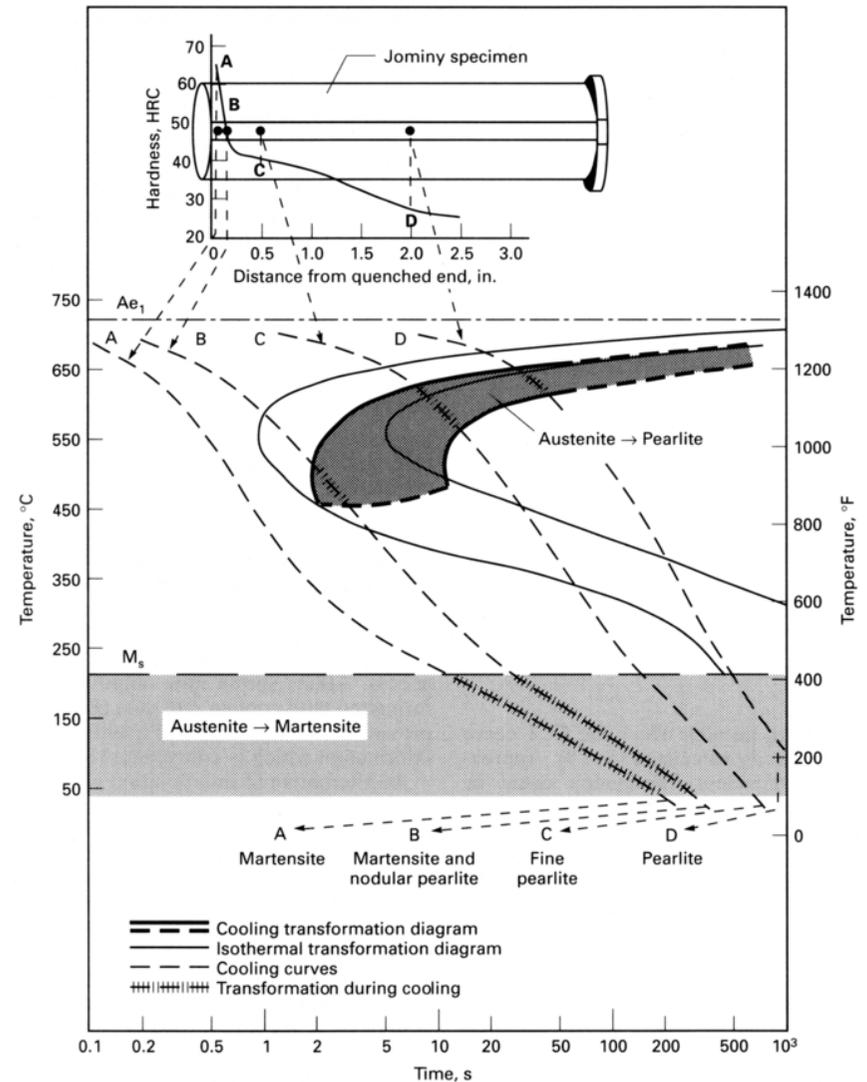


FIGURE IV-69 – Transformations au sein d'un échantillon Jominy en fonction de la position.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

EPFL La trempabilité des aciers

Les variations de ces mesures entre échantillons d'un même acier font qu'on parle pour un acier donné d'une « bande » Jominy plutôt que d'une courbe Jominy.

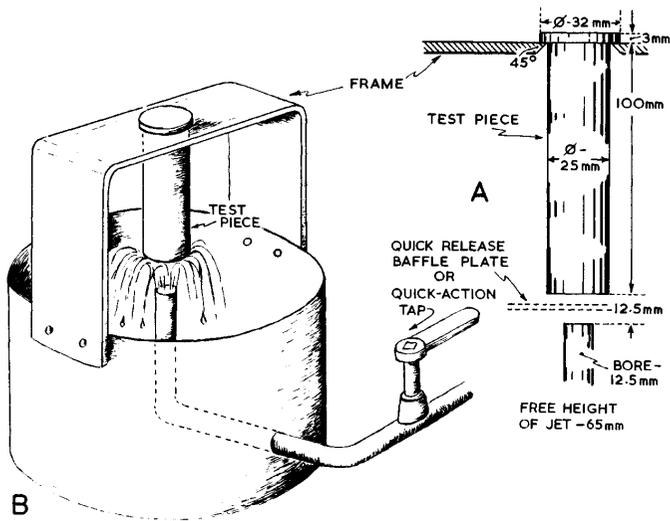


FIGURE IV-68 – L'essai Jominy.
Source: R.A. Higgins, *Engineering Metallurgy*, 6th Edition, Arnold, London, 1993.

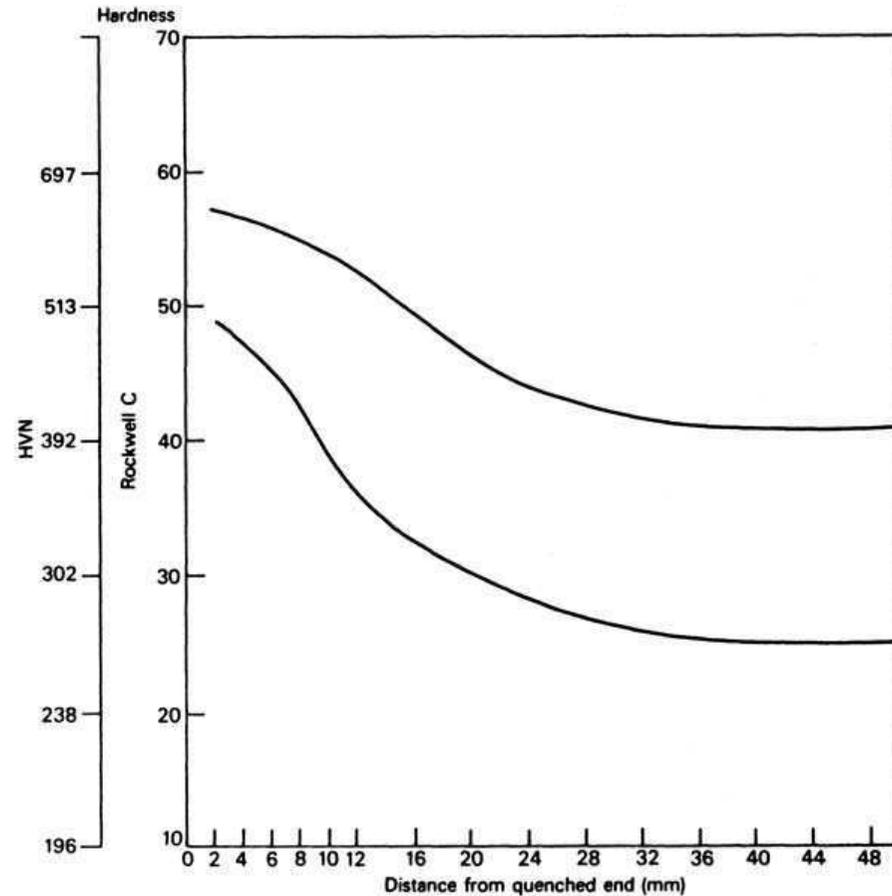


FIGURE IV-72 – Limites supérieure et inférieure pour la trempabilité, ou « bande Jominy », de l'acier En 19B.

Source: R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, *Steels: Microstructure and properties*, 3rd Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.

EPFL La trempabilité des aciers

Une autre mesure de la trempabilité des aciers est leur diamètre critique: le plus grand diamètre qui peut être trempé dans un milieu de trempé donné pour faire au moins 50% de martensite partout (qui a donc exactement 50% de martensite à cœur).

Cette méthode est riche, étant prédictive (nous n'entrerons pas dans le détail; le polycopié Métaux et Alliages décrit la méthode).

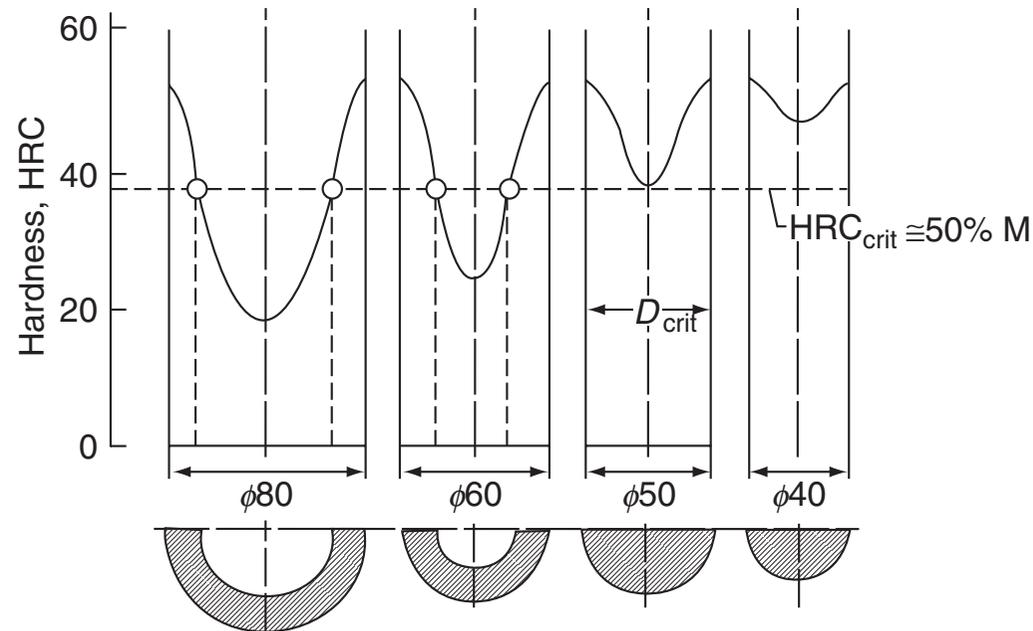


FIGURE IV-64 – Dureté dans des échantillons trempés de diamètres différents. Le diamètre critique correspond à 50% de martensite à cœur.

Source: G.E. Totten, *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, 2nd Edition, Taylor & Francis Group, U.S.A., 2006.

V – Le revenu des aciers trempés

EPFL Le revenu des aciers trempés

La martensite est loin d'être une forme stable de l'alliage fer-carbone:

- sa microstructure comporte de fortes contraintes internes entre les plaques de martensite et entre celles-ci et la matrice austénitique s'il en reste (selon les températures M_s et M_f)
- les atomes de carbone sont «coincés» entre les atomes de fer, faisant que la martensite est une solution solide de carbone dans la ferrite, à des concentrations loin au-dessus de la concentration d'équilibre, avec les atomes de carbone situés à des sites qui créent de fortes contraintes internes au niveau des atomes;
- la martensite est en outre remplie de dislocations.

Si on la chauffe, la mobilité des atomes de carbone étant élevée (puisqu'ils sont interstitiels), la martensite va évoluer, et pour finir va se décomposer.

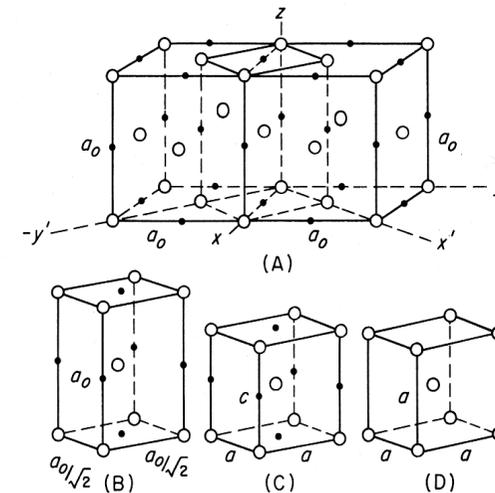


FIGURE IV-40 – Distorsion de la martensite, les points noirs représentant les sites interstitiels, les ronds blancs les atomes de fer : (A) structure cfc (austénite); (B) représentation tétragonale de l'austénite; (C) martensite tétragonale; (D) structure cc (ferrite).

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL La revenu de la martensite

Si on chauffe la martensite, les atomes de carbone migrent pour quitter les sites interstitiels (trop étroits) et vont

- aller se loger le long des dislocations
- germer des petits précipités de carbure (ϵ), un (autre) carbure proche de la cémentite mais cohérent et qui entraîne un certain niveau de durcissement structural,

...puis aux temps plus longs et températures plus élevées:

- produire de nouveaux carbures et voir la maturation des carbures formés (aux plus hautes températures on forme des particules quasi-sphériques de cémentite «sphéroïdale»),
- éliminer des dislocations et/ou recristalliser (comme lors du recuit des métaux déformés).

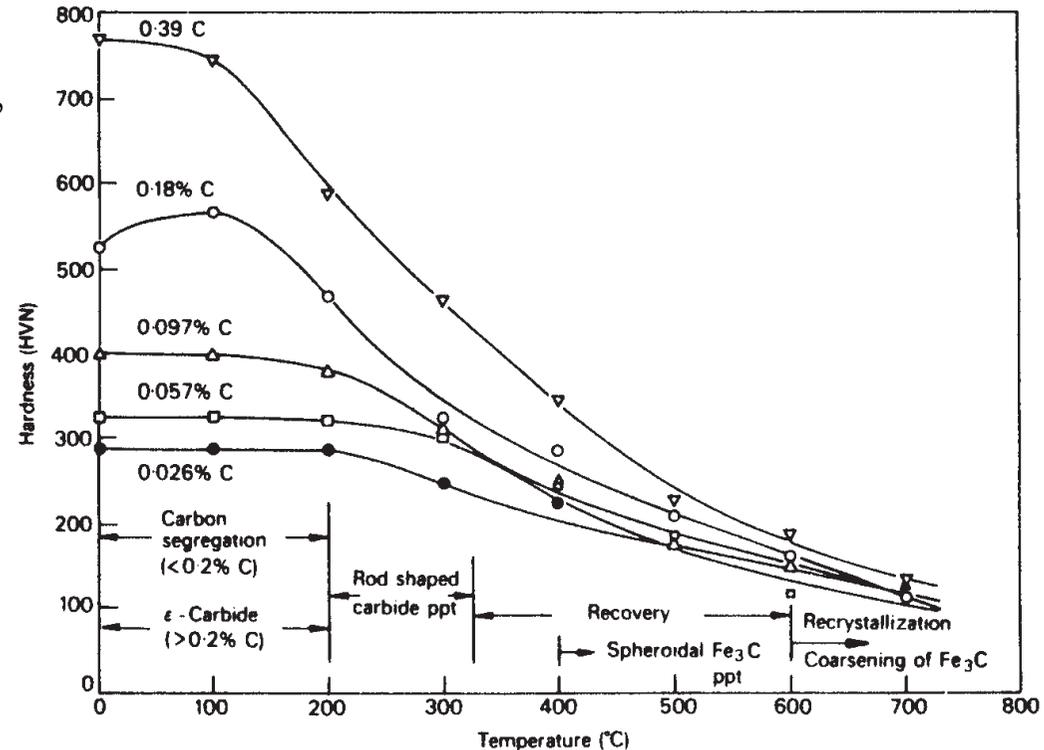


FIGURE IV-73 – Revenus de martensites pendant 1 h à des températures entre 100 et 700 °C.

Source: R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, *Steels: Microstructure and properties*, 3rd Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.

La revenu de la martensite

C'est le *revenu* de la martensite (martensite tempering): le résultat est que l'acier devient moins dur mais aussi et surtout moins fragile.

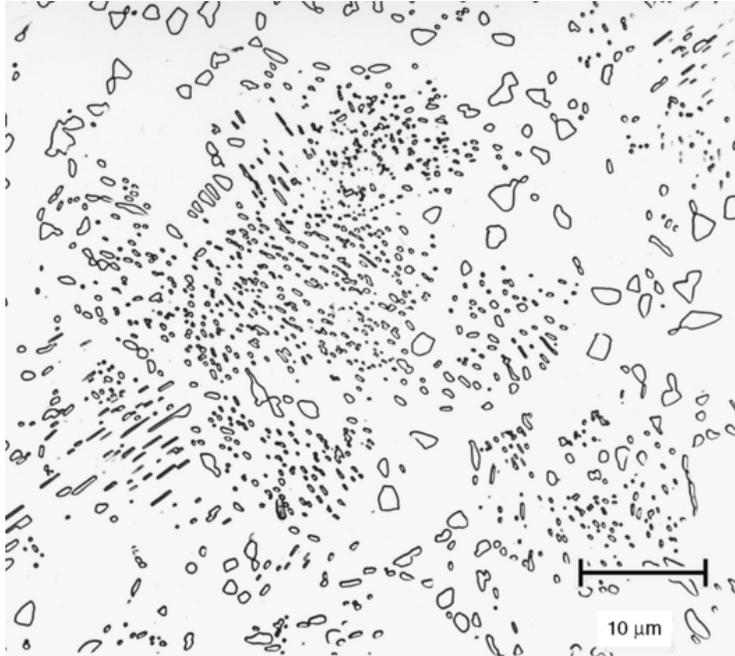


FIGURE IV-74 – Cémentite sphéroïdisée dans un acier G10400 à 0.4% pds C.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2010.

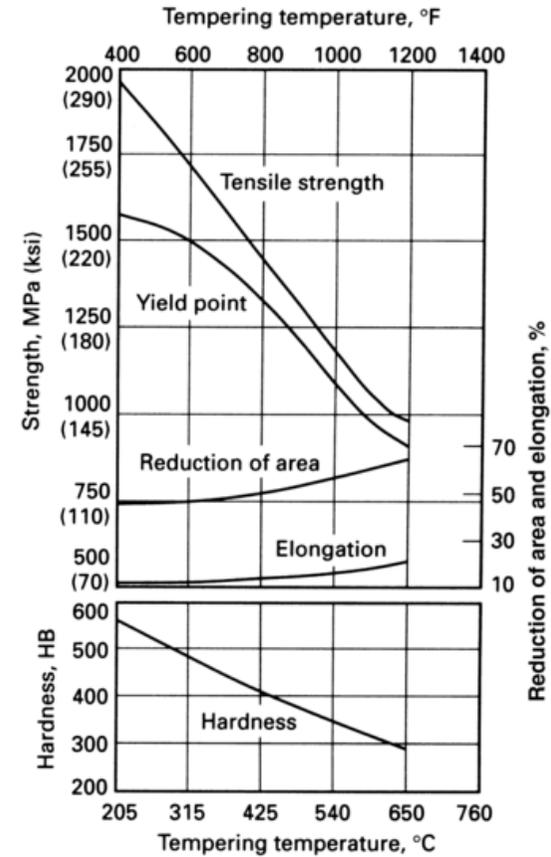


FIGURE IV-75 – Évolution des propriétés d'un acier (allié) 4340 lors d'un revenu à différentes températures.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 4, 2011.

EPFL La revenu de la martensite

Dans les aciers alliés on peut en outre voir à température élevée l'apparition d'autres carbures, formés entre le carbone et ces atomes en solution solide.

On appelle cela le *durcissement secondaire* (secondary hardening).

L'avantage en est que ces précipités ayant été formés à haute température, ils sont stables à des température relativement élevées.

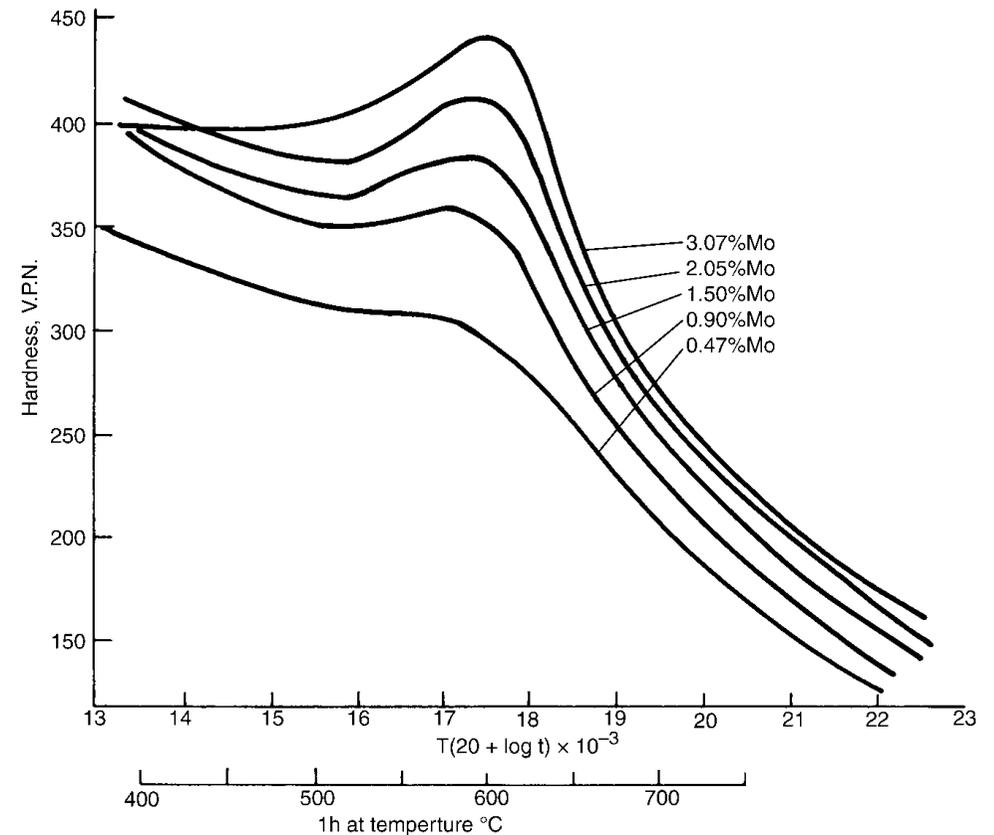


FIGURE IV-76 – Durcissement secondaire selon la composition en Mo.
Source: G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, U.S.A., 2005.

EPFL La revenu de la martensite

Un point un peu subtil mais qui peut être important en pratique: comme vous le savez, si M_f est inférieure à la température de trempe, alors il reste de l'austénite dans la microstructure. Si la migration du carbone pendant le revenu (qui aura lieu aussi dans l'austénite) appauvrit cette austénite en carbone, par exemple par formation de précipités secondaires, l'austénite voit son M_s et M_f augmenter. Elle va de ce fait se transformer en martensite – fragile - quand la pièce va se refroidir et retourner à l'ambiante.

Pour certains aciers il faut alors faire plusieurs revenus pour stabiliser la teneur en carbone de l'austénite et ensuite adoucir toute la martensite.

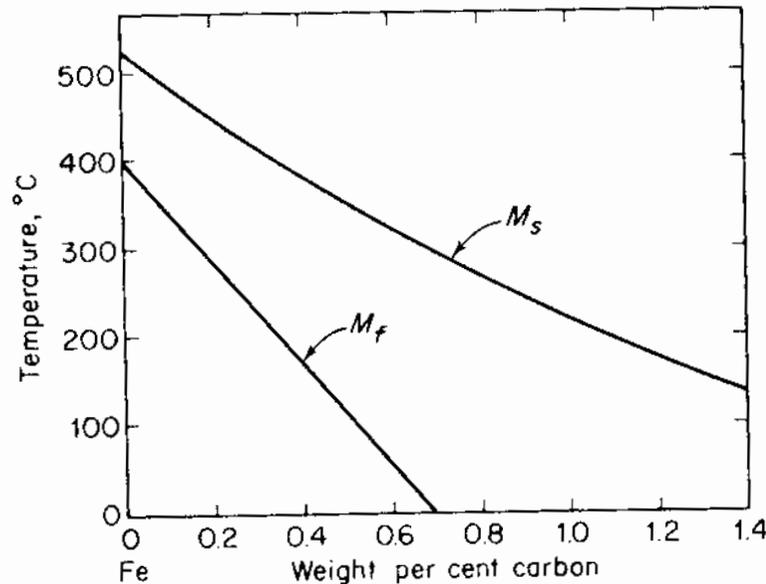


FIGURE IV-43 – M_s et M_f en fonction de la teneur en carbone.

Source: R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2nd Edition, D. Van Nostrand Company, New York, 1964.

EPFL La revenu de la martensite

Une autre complication importante: la «*fragilisation de revenu*» (temper embrittlement).

A certaines des températures rencontrées lors du revenu des aciers leur microstructure peut évoluer pour les rendre fragiles.

Par exemple, à des températures rencontrées lors du revenu (environ 350 à 600°C), certaines impuretés (P, Sb, Sn ou As) combinées à des éléments d'alliage spécifiques (Cr par exemple) peuvent nettement réduire la ductilité de l'alliage en fragilisant les sites des anciens joints de l'austénite.

Ceci se combat en ajoutant d'autres éléments d'alliage (Mo dans les aciers contenant du Cr par exemple) qui servent d'antidote au phénomène.

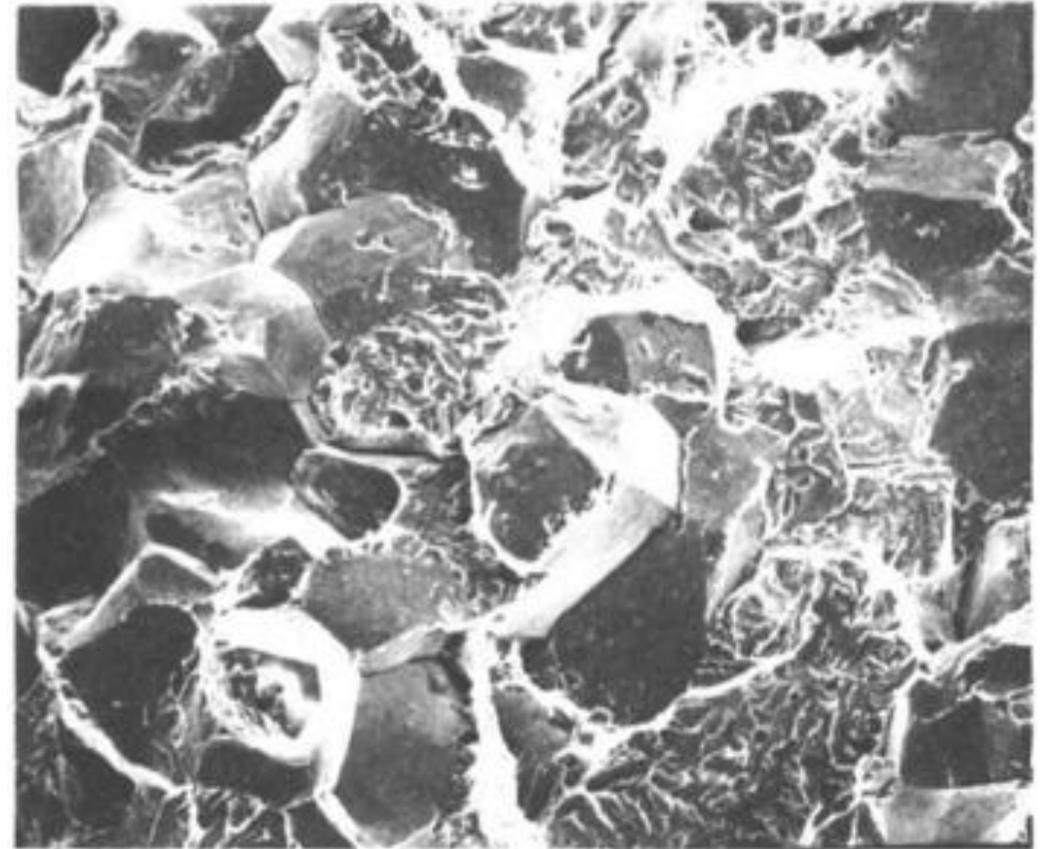
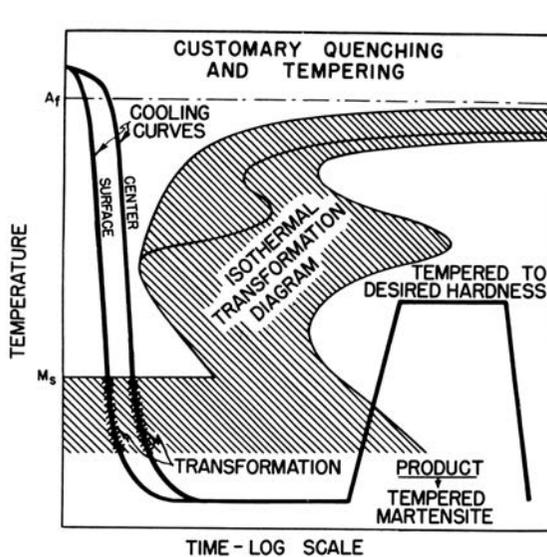


FIGURE IV-77 – Fracture intergranulaire dans un acier fragilisé lors du revenu.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

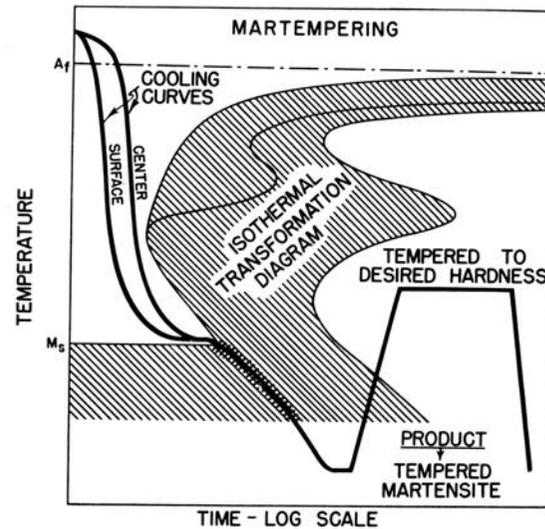
VI – Trempes étagées et traitements de surface

EPFL Trempe étagées

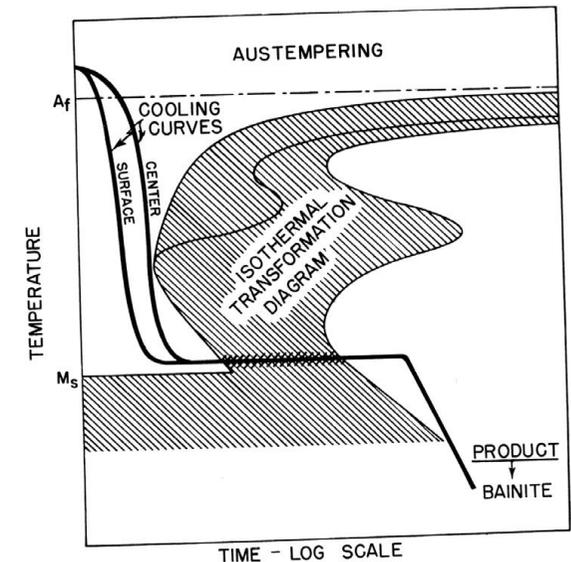
Une exploitation judicieuse des diagrammes TTT permet de définir des traitements thermiques astucieux, qui incluent des maintiens à température constante pour équilibrer les températures et donc éviter la fissuration ou distortions de la pièce et lui donner une microstructure uniforme. Exemples:



Trempe classique



Trempe étagée martensitique



Trempe étagée austénitique

EPFL Trempes étagées

Autre exemple:

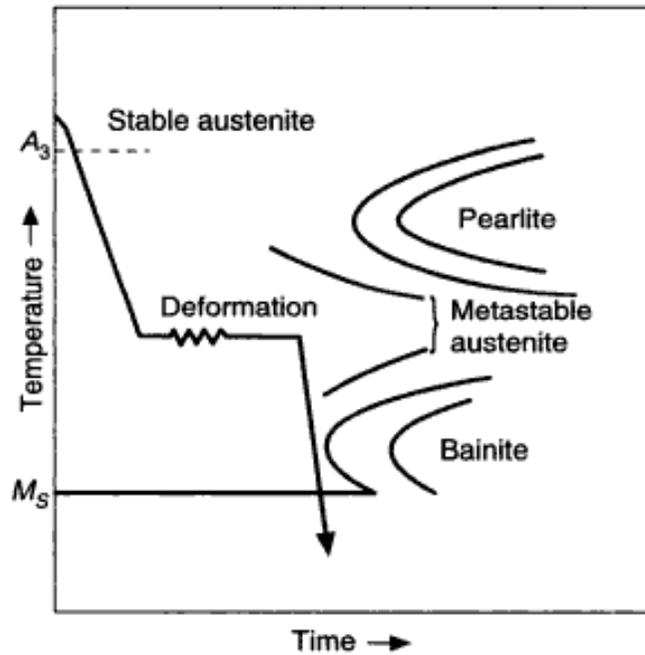


FIGURE IV-84 – Ausforming.

Source: T.V. Rajan, C.P. Sharma, A. Sharma, *Heat Treatment Principles and Techniques*, 2nd Edition, PHI Learning, New Dehli, 2011.

EPFL Traitements de surface

On peut aussi durcir les aciers trempables le long de leur surface et pas à cœur (pour avoir une surface dure et un cœur moins fragile) en
(i) chauffant la surface (avec une flamme, par induction, avec un laser, ...) pour un temps court, suivi de trempe (délibérée et/ou par le cœur de la pièce).

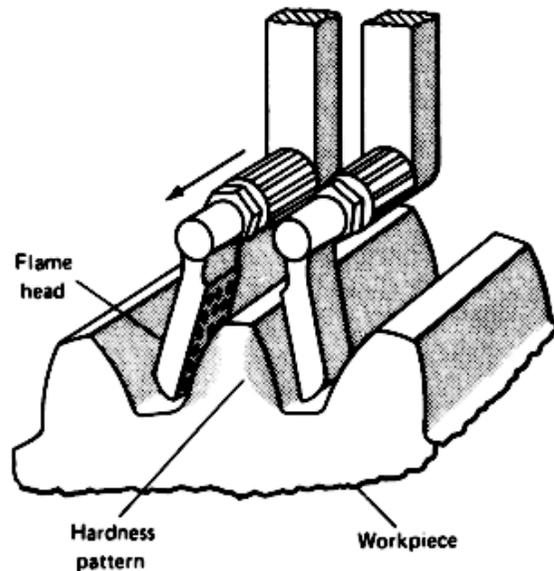


FIGURE IV-87 – Chauffage de la surface par flamme.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 4, 2011.

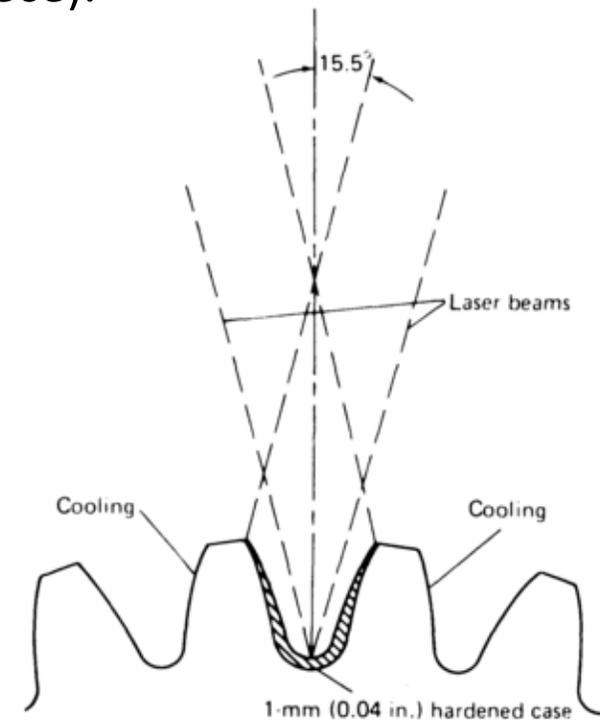


FIGURE IV-89 – Chauffage de la surface par laser.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 4, 2011.

EPFL Traitements de surface

(ii) chauffant la pièce aux températures austénitiques dans une atmosphère (gaz, solution, ..) riche en carbone, de façon à enrichir par réaction et diffusion la surface externe en carbone – ce qui la rendra et plus dure et plus trempable – c’est la «cémentation» (carburization, or case-hardening). Notez que l’inverse peut avoir lieu dans un milieu pauvre en carbone: c’est la décarburisation, généralement néfaste.

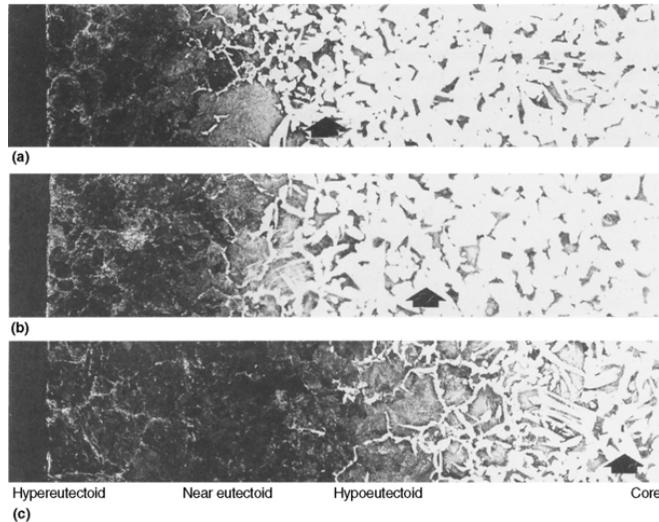


FIGURE IV-95 – Micrographie d’un acier à 0.15% pds C après cémentation solide à 940 °C pendant : (a) 1 h; (b) 2 h; (c) 3 h.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

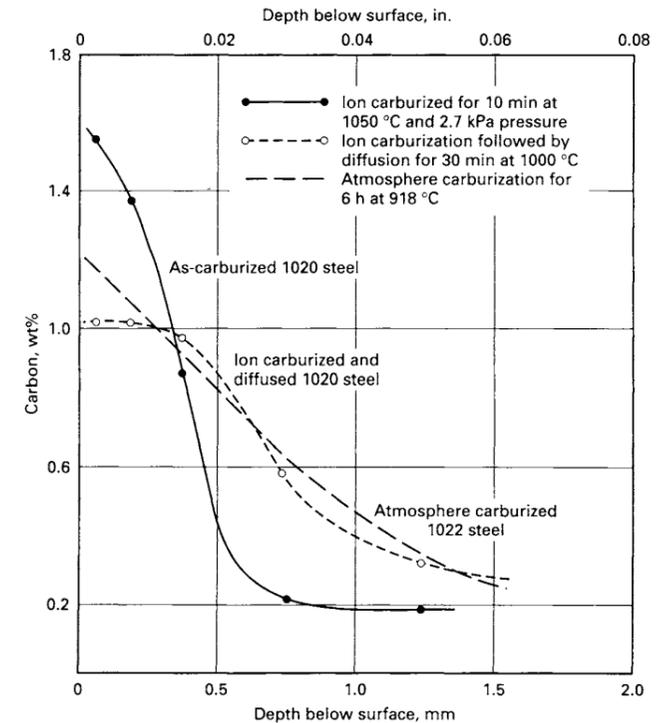


FIGURE IV-92 – Profils de concentration en carbone selon le procédé de cémentation.
Source: J.R. Davis, *Surface hardening of steels: understanding the basics*, ASM International, U.S.A., 2002.

EPFL Traitements de surface

(iii) chauffant la pièce dans une atmosphère qui enrichira la surface en *azote*, lequel durcit aussi la pièce en surface en solution dans l'acier ou en formant une couche dure de nitrure à sa surface (*nitruration*, nitriding). La nitruration est conduite dans le domaine ferritique (par opposition à la carburisation qui est conduite dans le domaine austénitique).

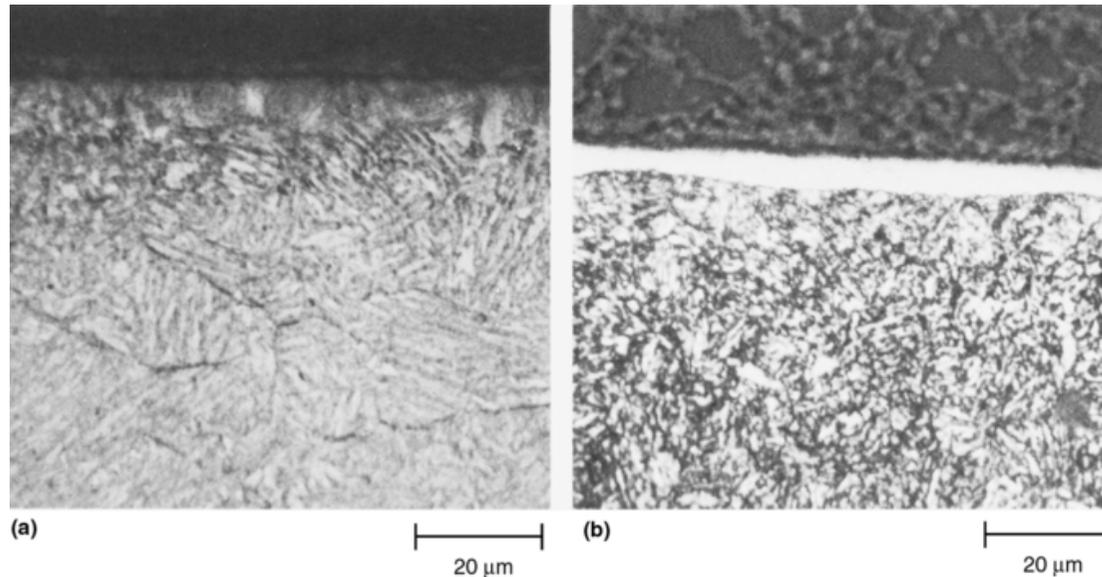


FIGURE IV-97 – Micrographies d'aciers nitridés : (a) seule la zone de diffusion est visible ; (b) la couche de Fe_4N est visible, au-dessus de la couche de diffusion.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

VII – Les grandes familles d'acier

Les grandes classes d'acier et de fonte

Table 1.1 Generic Iron-Based Metals

Metal	Typical Composition (wt%)	Typical Uses
Low-carbon (mild) steel	Fe + 0.04 to 0.3 C (+ \approx 0.8 Mn)	Low-stress uses: general constructional steel, suitable for welding
Medium-carbon steel	Fe + 0.3 to 0.7 C (+ \approx 0.8 Mn)	Medium-stress uses: machinery parts—nuts and bolts, shafts, gears
High-carbon steel	Fe + 0.7 to 1.7 C (+ \approx 0.8 Mn)	High-stress uses: springs, cutting tools, dies
Low-alloy steel	Fe + 0.2 C 0.8 Mn 1 Cr 2 Ni	High-stress uses: pressure vessels, aircraft parts
High-alloy (stainless) steel	Fe + 0.1 C 0.5 Mn 18 Cr 8 Ni	High-temperature or anticorrosion uses: chemical or steam plants
Cast iron	Fe + 1.8 to 4 C (+ \approx 0.8 Mn 2 Si)	Low-stress uses: cylinder blocks, water pipes

Source: M.F. Ashby & D.R.H. Jones, Engineering Materials Vol. 2, 4th Ed., 2006, Elsevier Butterworth.

EPFL Les aciers “au carbone”

Ce sont les aciers les plus simples du point de vue de la composition: du fer, du carbone, pratiquement toujours un peu de manganèse (ajouté car il capture le soufre et augmente les propriétés de l'acier sans coûter trop cher) et de silicium, avec une limitation des impuretés nocives aux propriétés de l'acier (soufre et phosphore notamment).

Ils sont durcis par une combinaison des mécanismes vus à ce jour, plus un nouveau mécanisme: le **durcissement par affinage du grain**.

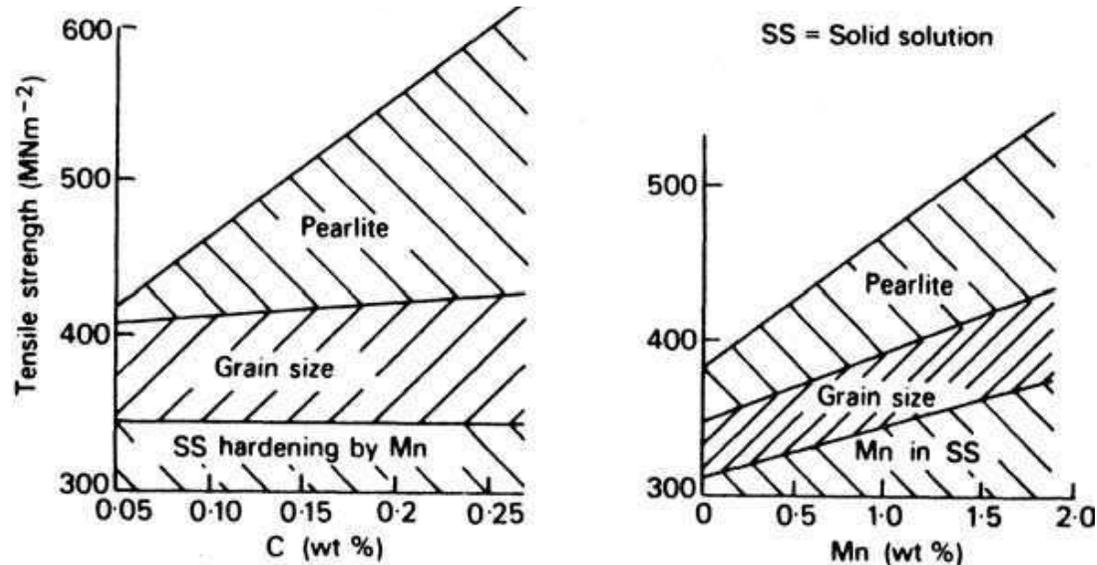


FIGURE V-11 – Facteurs contribuant à la résistance des aciers au manganèse.

Source: R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, *Steels: Microstructure and properties*, 3rd Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.

Le durcissement par affinage du grain

Ici, l'obstacle placé au mouvement des dislocations est le joint de grain: son efficacité varie avec le métal mais cet obstacle est très efficace dans le fer. Le durcissement qui en résulte est le plus souvent proportionnel à l'inverse de la racine carrée de la taille moyenne du grain D (loi de Hall-Petch):

$$\sigma_{(\varepsilon=x\%)} = \sigma_0 + k D^{-1/2};$$

pour les aciers k est élevé (pour le cuivre aussi; moins pour l'aluminium).

Notez que c'est le seul mécanisme de durcissement des alliages «tout bénéfique», voulant dire qui soit bénéfique pour la résistance mécanique sans réduire nettement la ductilité (laquelle peut même augmenter quand D diminue). La température de transition ductile-fragile diminue aussi avec l'affinage du grain, ce qui est aussi bénéfique.

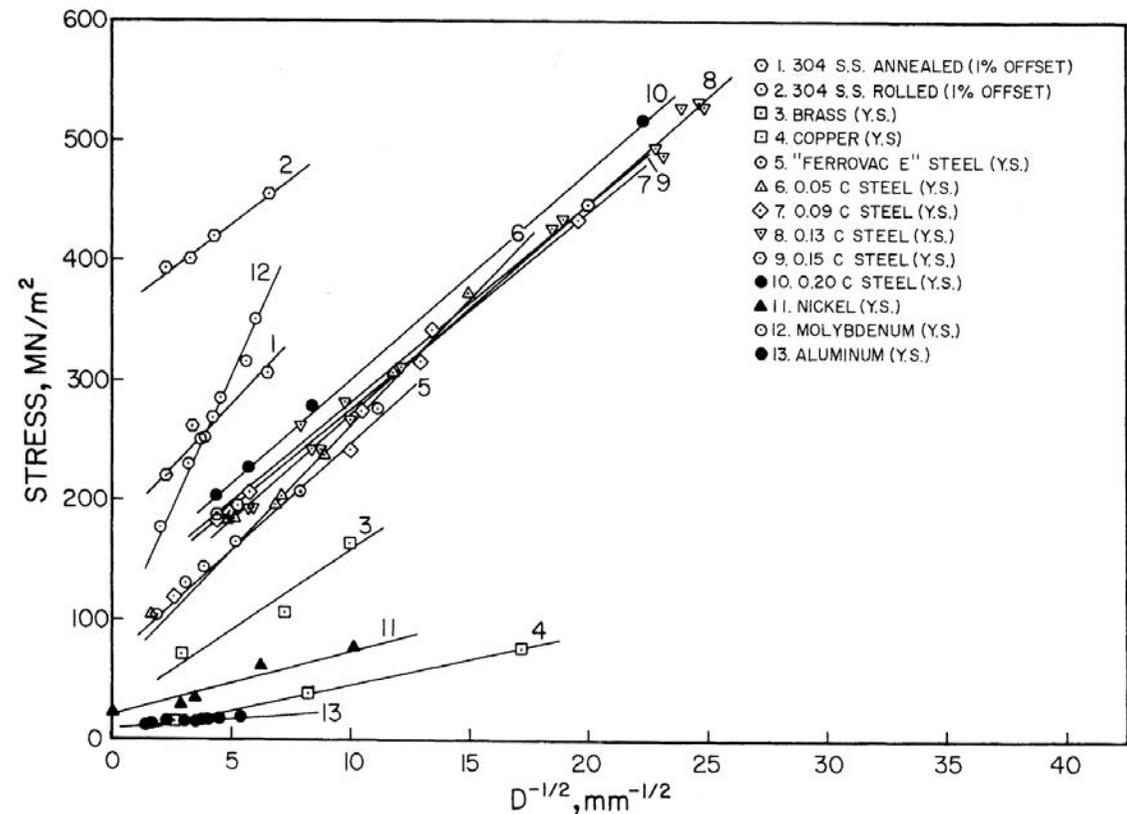


FIGURE V-4 – Relation entre la taille des grains et la limite d'élasticité de différents métaux. Source: M.A. Meyers, K.K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*, Prentice-Hall, U.S.A., 1998.

EPFL Récapitulatif

Nous avons donc vu maintenant les **5 mécanismes principaux de durcissement des métaux**:

- l'écrouissage (qui est défait par le recuit);
- le durcissement par solution solide;
- le durcissement structural (par formation de nombreux précipités fins);
- le durcissement par affinage du grain;
- le durcissement par ajout à une matrice métallique d'une seconde phase plus rigide et/ou dure qui occupe une fraction volumique importante au sein du matériau (microstructure composite).

Les quatre premiers sont à la base des mécanismes d'ajout, au sein de la microstructure du métal, d'obstacles au mouvement des dislocations; respectivement:

- des dislocations,
- des atomes étrangers,
- des cristaux étrangers si petits que les dislocations ont du mal à les contourner;
- des joints de grain.

Le cinquième mécanisme de durcissement est en essence mécanique: la phase rigide porte une part surproportionnelle de la charge appliquée au matériau (la contrainte y est plus grande que sa valeur moyenne).

EPFL La normalisation

Au vu de son efficacité, l'affinage de la taille de grain est pratiqué pour augmenter la performance des aciers au carbone non alliés, généralement hypoeutectoïdes («low carbon steel»).

Pour ce on utilise la déformation à chaud mariée à la recristallisation dans une zone où la germination des grains est intense,

et aussi le passage par la transformation austénitique depuis la structure ferrite-cémentite:

la *normalisation* consiste à chauffer la structure au-dessus de la ligne de transformation en austénite pour refroidir ensuite et former davantage de grains de ferrite par germination sur les joints de grain de l'austénite.

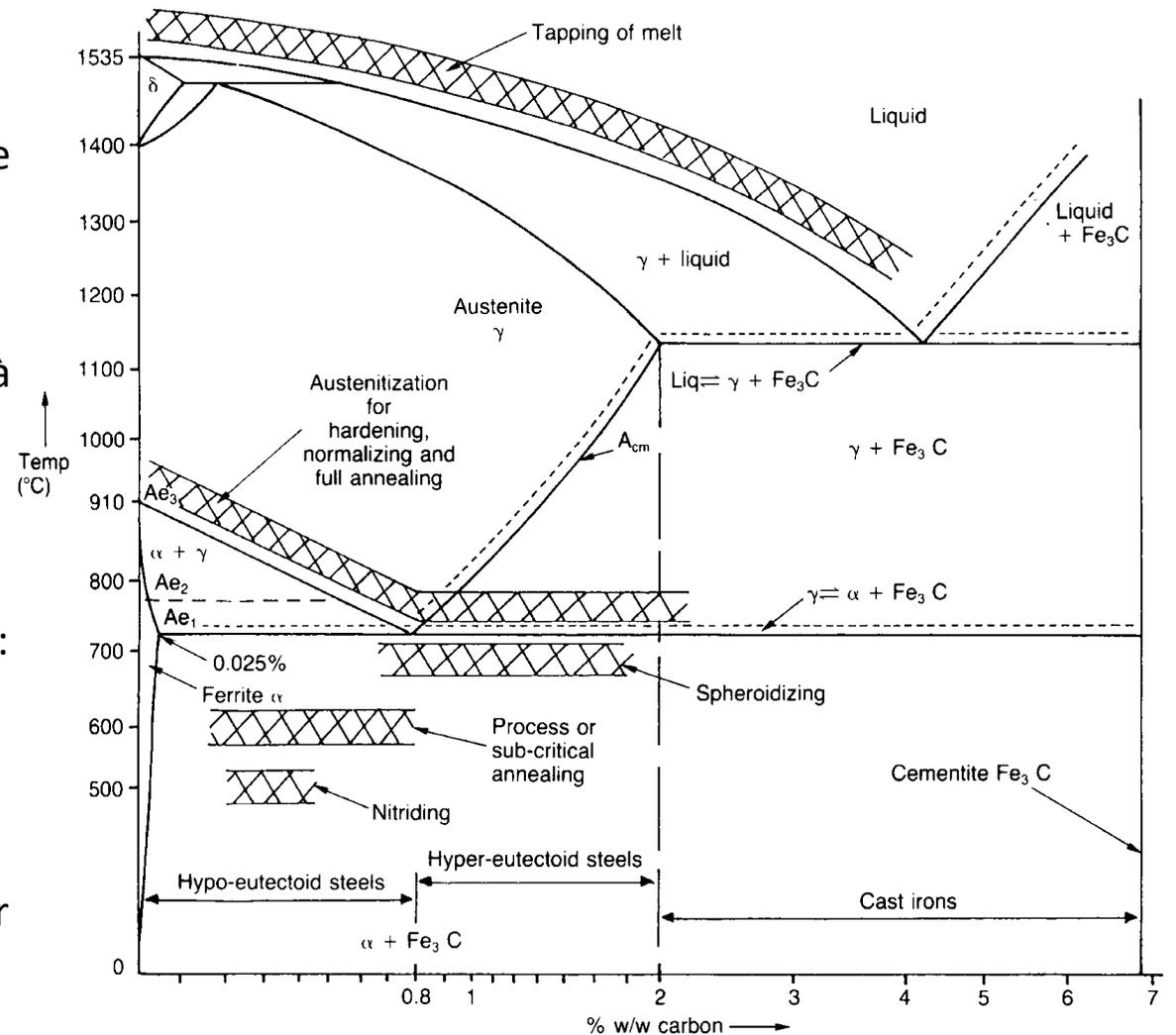


FIGURE IV-78 – Températures d'austénitisation des aciers hypo- et hypereutectoïdes.
Source: R.E. Smallman, R.J. Bishop, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, process, applications*, 6th Edition, Butterworth-Heinemann, UK, 1999.

EPFL Les aciers "au carbone"

La grande mobilité du carbone dans les aciers confère quelques particularités à leur déformation. L'amorçage de leur déformation a lieu de façon inhomogène, par formation puis croissance de bandes où la déformation se concentre: bandes de Lüders dans un barreau d'essai, «vermiculures» dans les tôles:



FIGURE IV-19 – Vermiculures dans une tôle en acier 1008 après déformation juste au-dessus de la limite élastique

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 8, 2003.

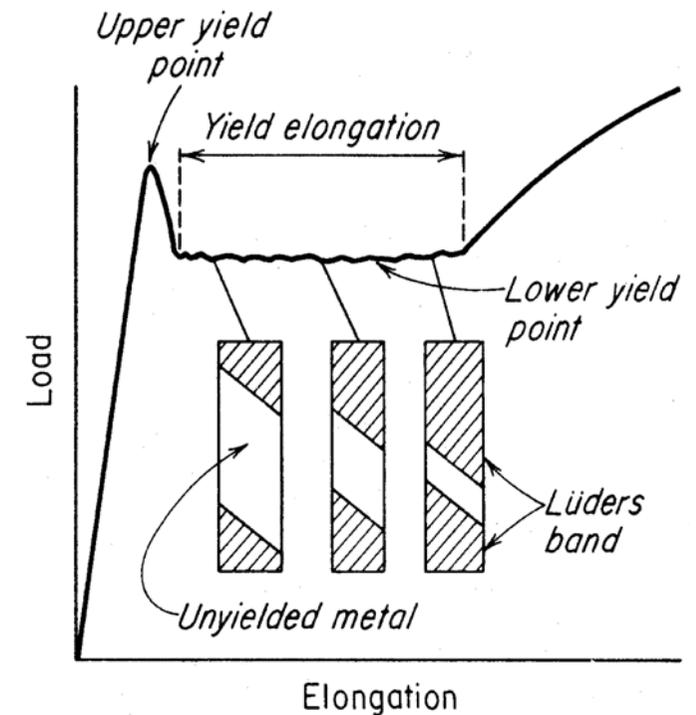


FIGURE IV-18 – Courbe de traction typique d'un acier peu allié.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 8, 2003.

EPFL Les aciers "au carbone"

Ce phénomène est dû à la migration des atomes de carbone vers les dislocations, qui en conséquence se trouvent bloquées. Une fois libérées des «atmosphères» d'atomes de carbone qui les entourent, les dislocations bougent plus facilement.

Ceci cause le «*crochet de déformation*» (yield point).

Puis si on laisse aux atomes de carbone le temps de migrer vers les dislocations après déformation passé le crochet, le crochet revient (avec une augmentation de la limite d'élasticité).

Cette migration, accélérée ici par chauffe à 60°C, peut aussi avoir lieu (plus lentement) à température ambiante.

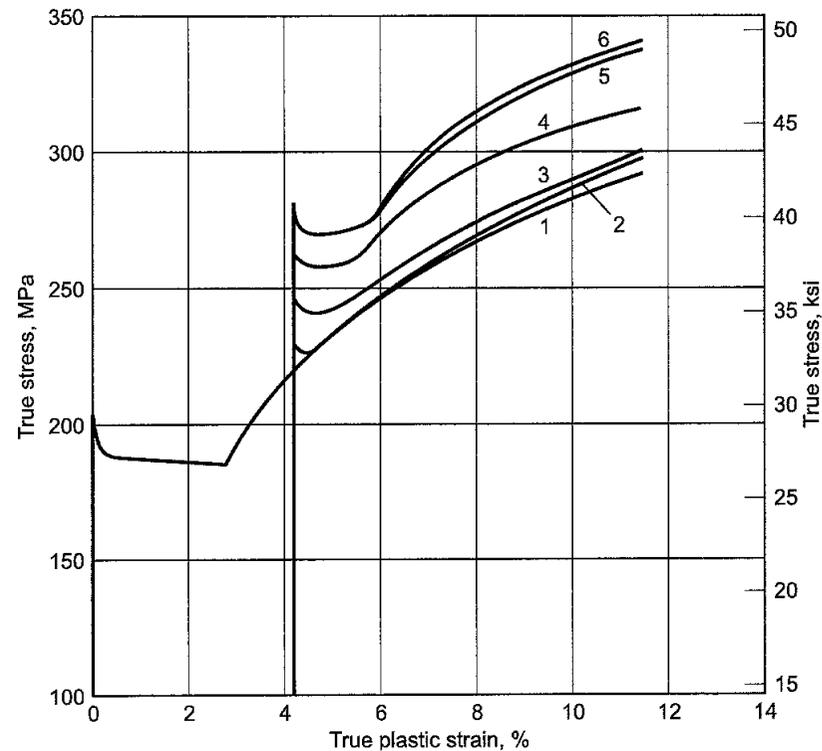


FIGURE IV-20 – Effet du temps de revenu (à 60 °C) sur la courbe de traction d'un acier à 0.03% C : 1. sans revenu ; 2. 15 min ; 3. 30 min ; 4. 4 h ; 5. 50 h ; 6. 126 h.

Source: G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, U.S.A., 2005.

EPFL Les aciers “au carbone”

Une autre particularité des aciers au carbone est que les dislocations dans la ferrite (cubique centrée) voient leur mobilité décroître drastiquement en dessous d’une température située souvent non loin de l’ambiante: il s’ensuit une transition ductile-fragile quand baisse la température d’essai ou utilisation. C’est ce qu’on mesure avec l’essai Charpy. C’est une particularité de la structure cubique centrée, présente avec d’autres métaux cubique centrés (tungstène, ..); ce phénomène est absent dans les structures cubique face centrées.

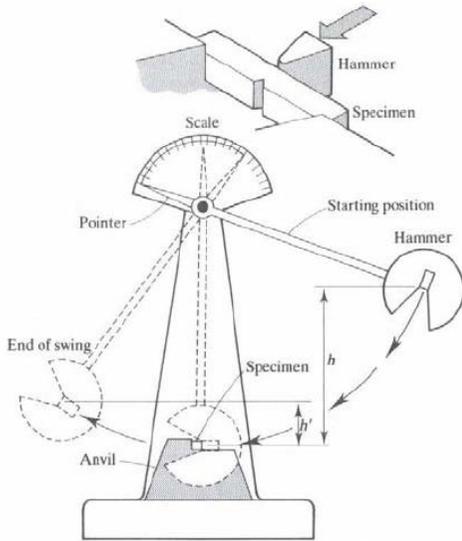


FIGURE IV-22 – Essai Charpy.
Source: www.e2pro.us.

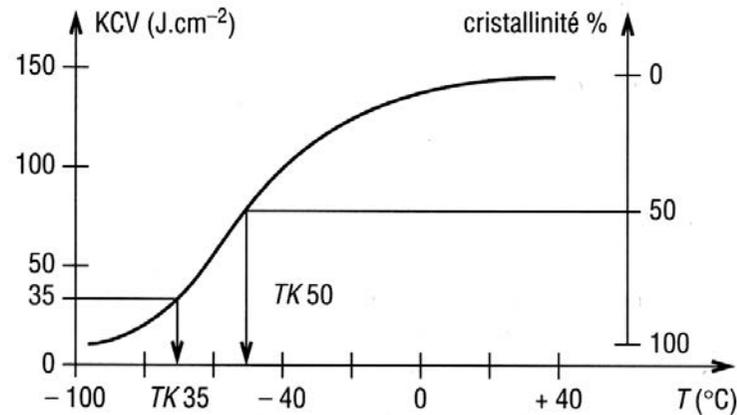


FIGURE IV-24 – Courbe de transition ductile-fragile.

Source: J. Barralis, G. Maeder, *Précis de métallurgie: Élaboration, structure-propriétés, normalisation*, 7^e Édition, Nathan-AFNOR, Paris, 1997.

EPFL Les aciers "au carbone"

La température de transition ductile/fragile (DBTT, ductile to brittle transition temperature) dépend de la composition de l'alliage; en particulier elle augmente (= une réduction de la performance de l'acier) quand augmente la teneur en carbone.

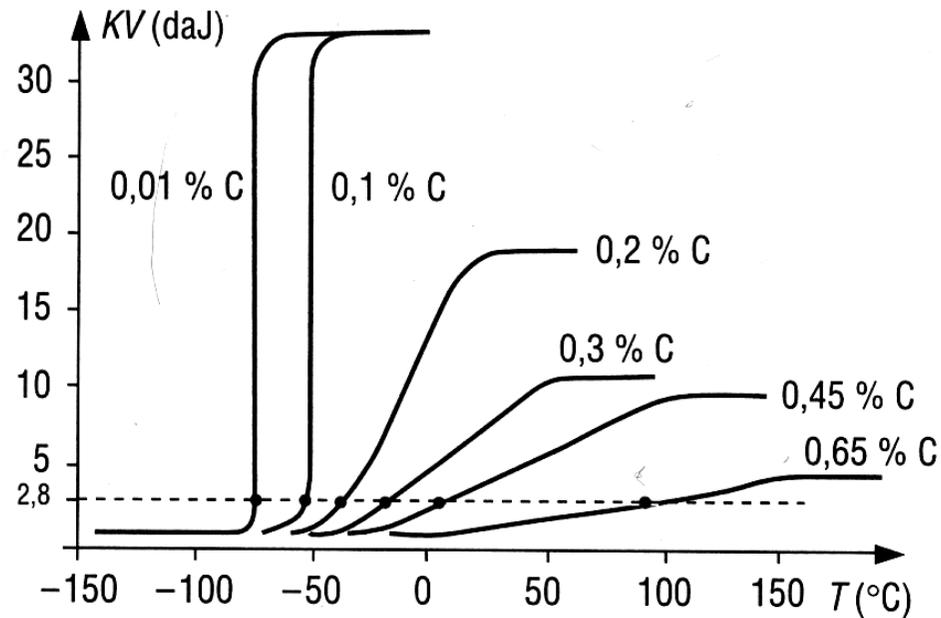
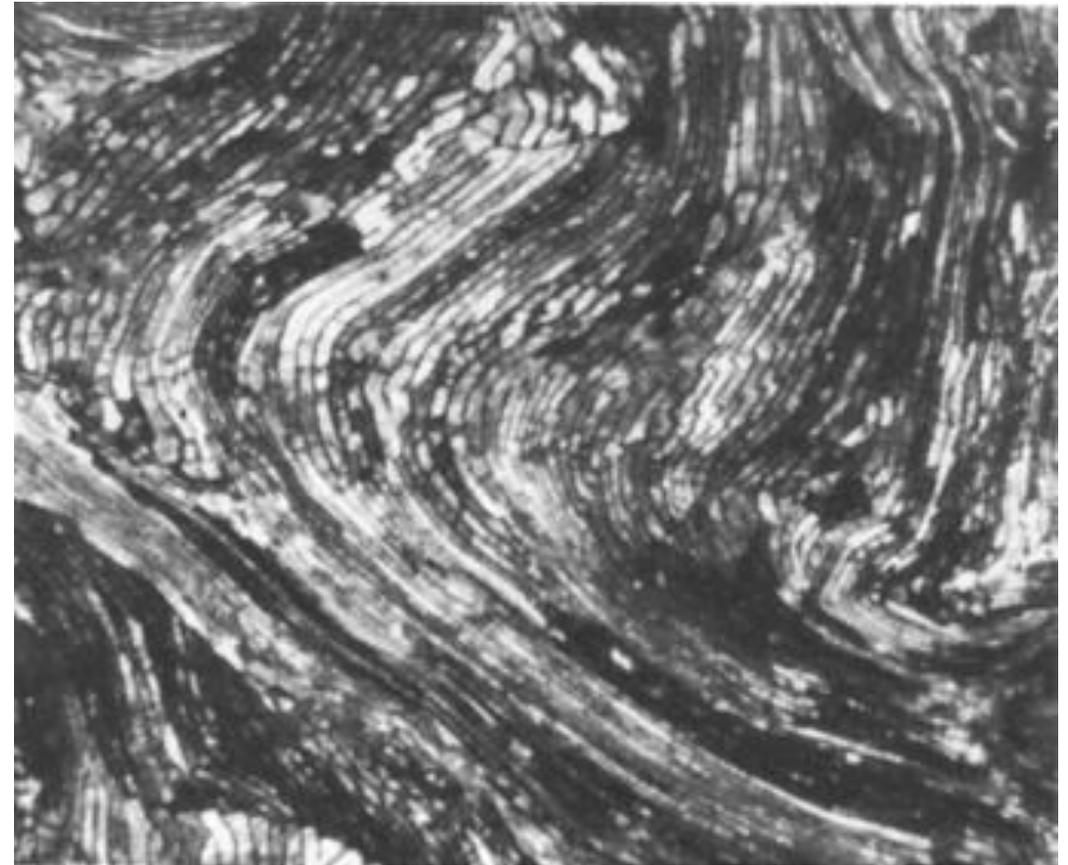


FIGURE V-14 – Courbes de résilience en fonction de la teneur en carbone.

Source: J. Barralis, G. Maeder, *Précis de métallurgie: Élaboration, structure-propriétés, normalisation*, 7^e Édition, Nathan-AFNOR, Paris, 1997.

EPFL Les aciers “au carbone”

Si la perlite (*pearlite*), série de plaquettes de ferrite et de cémentite, est formée à fine échelle (à basse température) puis fortement déformée sous forme de fil (cordes à piano, renforts de pneus), elle devient un des matériaux les plus résistants qui soient, avec des contraintes à rupture de 3 à 7 GPa.



1 μm

FIGURE V-17 – Microstructure d’un acier perlitique déformé à 320%.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 14, 2010.

EPFL Les aciers microalliés (microalloyed or High Strength Low Alloy=HSLA steel)

Ce sont des aciers exempts d'impuretés alliés à des éléments formant de petits précipités (des carbures ou nitrures) finement dispersés qui (i) durcissent l'alliage par durcissement structural et (ii) le durcissent en restreignant la croissance des grains.

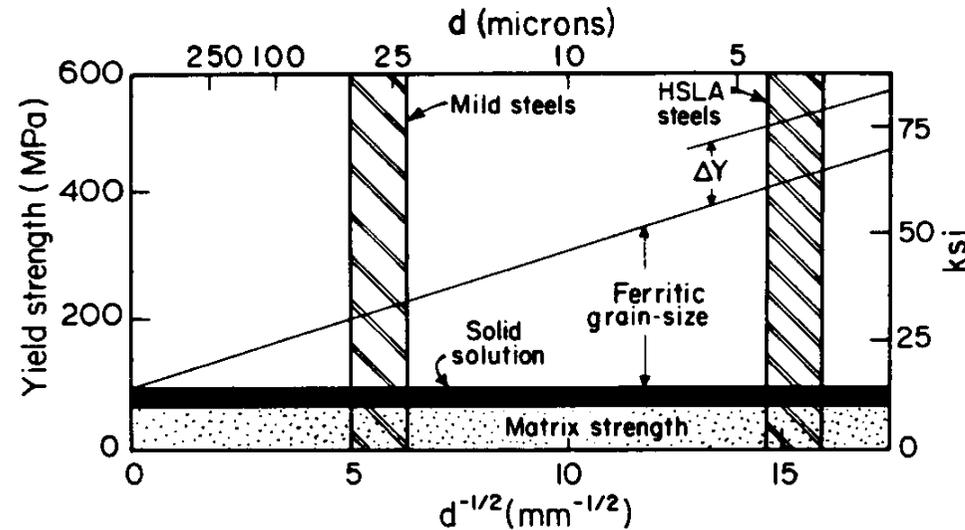
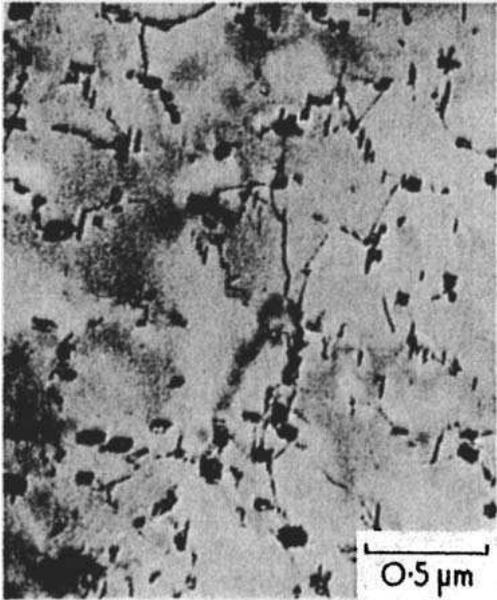


FIGURE V-18 – Limite élastique et contribution des différents mécanismes de durcissement pour les aciers doux (zone hachurée à gauche) et les aciers microalliés (zone hachurée à droite). ΔY correspond au durcissement structural.

Source: G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, U.S.A., 2005.

FIGURE V-20 – Image MET d'un acier microallié à 0.25%pds V, 0.05%pds C.

Source: R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, *Steels: Microstructure and properties*, 3rd Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.

EPFL Les aciers modérément alliés durcis par trempe (medium carbon hardening steel)

Ce sont des aciers contenant d'habitude entre 0.25 et 0.5%pds de carbone, du manganèse, et jusqu'à $\approx 5\%$ pds d'autres éléments d'alliage (notamment Cr, Ni, Mo, B, V, Si). Ils sont destinés à être trempés pour former de la martensite puis être revenus. Les éléments d'alliage y augmentent à la fois la trempabilité et les propriétés mécaniques.

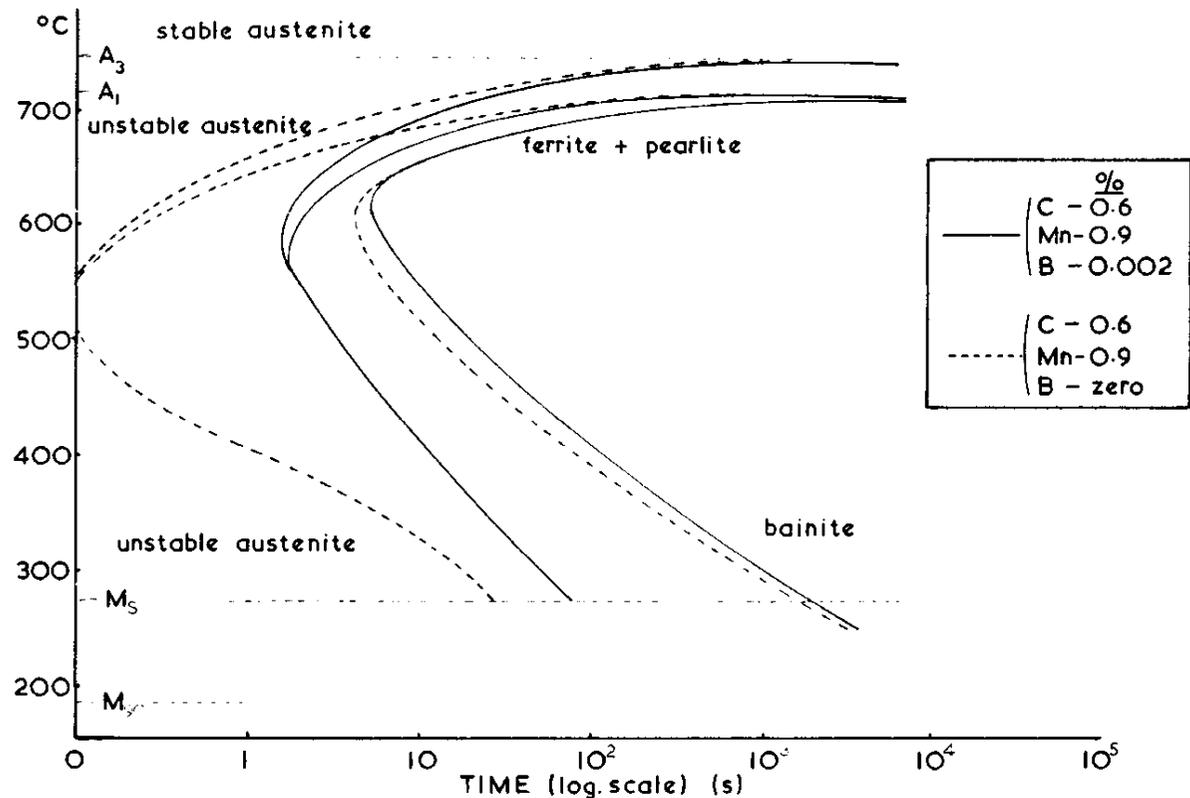


FIGURE V-21 – Augmentation de la trempabilité grâce à un très faible ajout de bore.
Source: R.A. Higgins, *Engineering Metallurgy*, 6th Edition, Arnold, London, 1993.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers outil

Ce sont des aciers contenant de fortes quantités d'éléments carburigènes (= formant des carbures; carbide-forming element) et bien sûr de fortes proportions de carbone pour (i) les rendre durs et résistants et (ii) en augmenter nettement la trempabilité. Exemple à droite.

Certains sont (mal) dits «autotremnants» (self quenching) car ils se transforment en martensite par simple sortie du four et refroidissement à l'air.

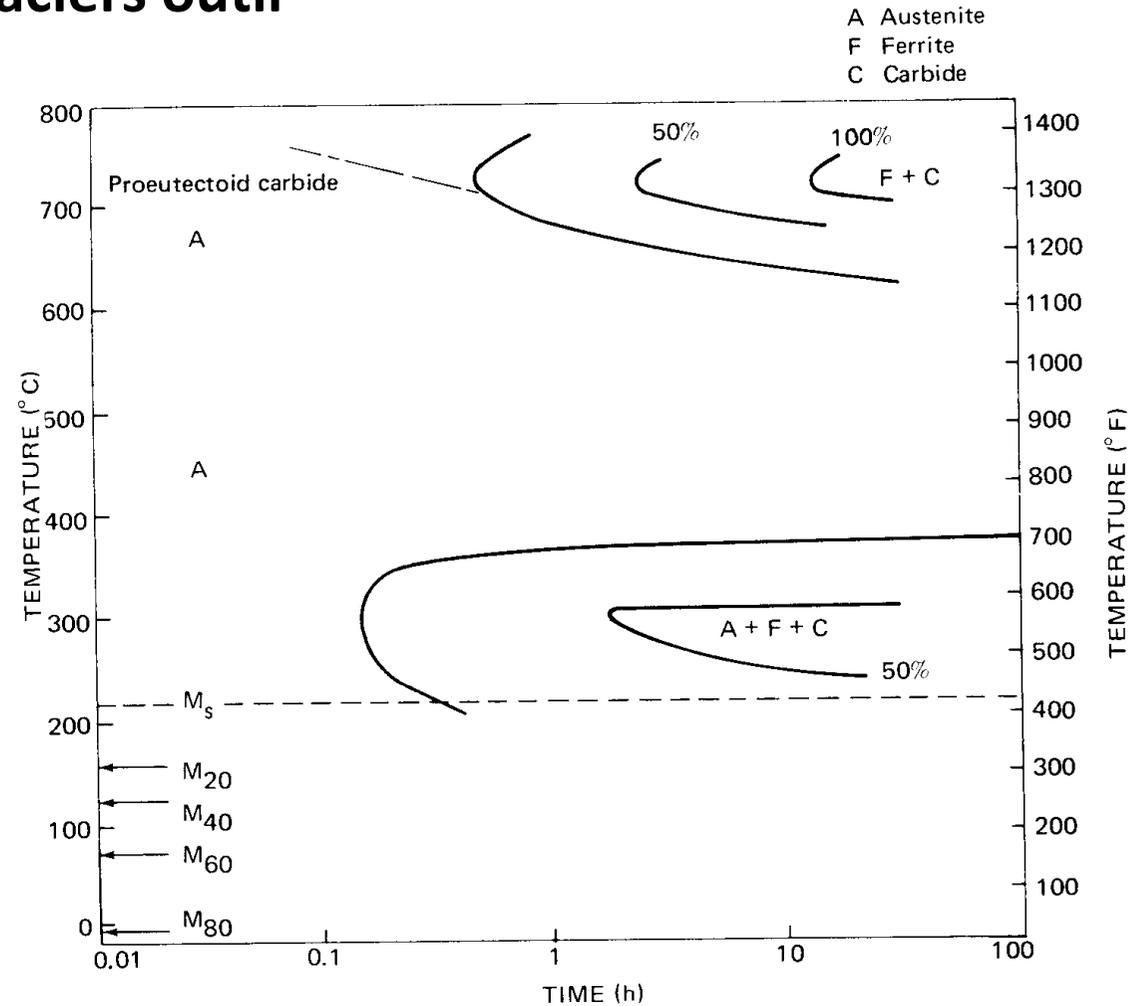


FIGURE V-24 – Diagramme TTT pour un acier à outils M2.

Source: W.C. Leslie, *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, U.S.A., 1981.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers outil

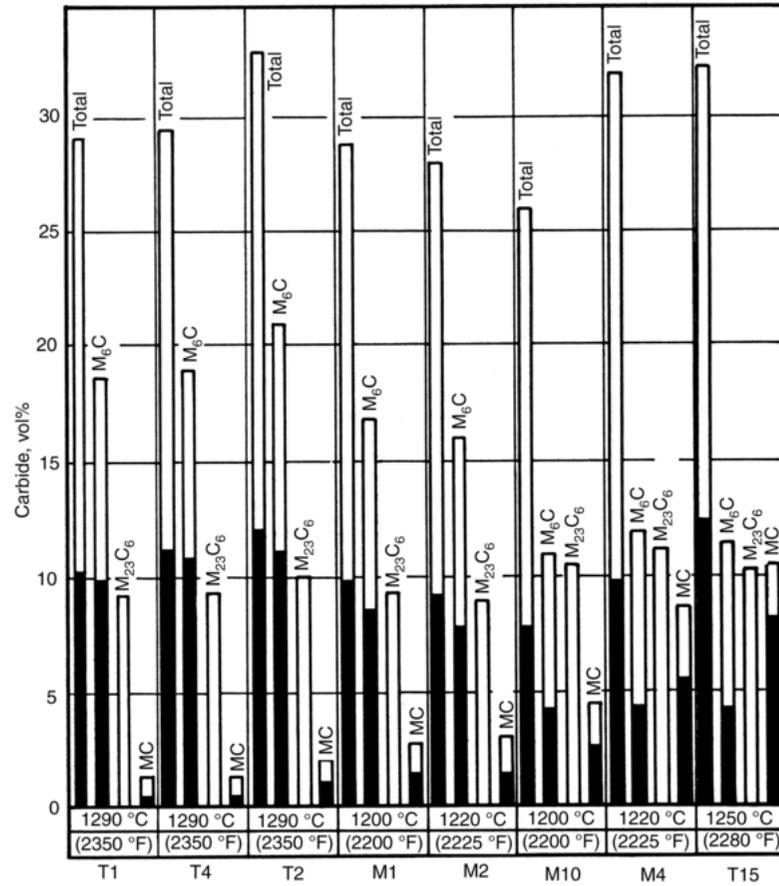


FIGURE V-22 – Proportion de carbures dans différents acier outils : après trempe (barres pleines) et après revenu de précipitation (barres blanches).
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

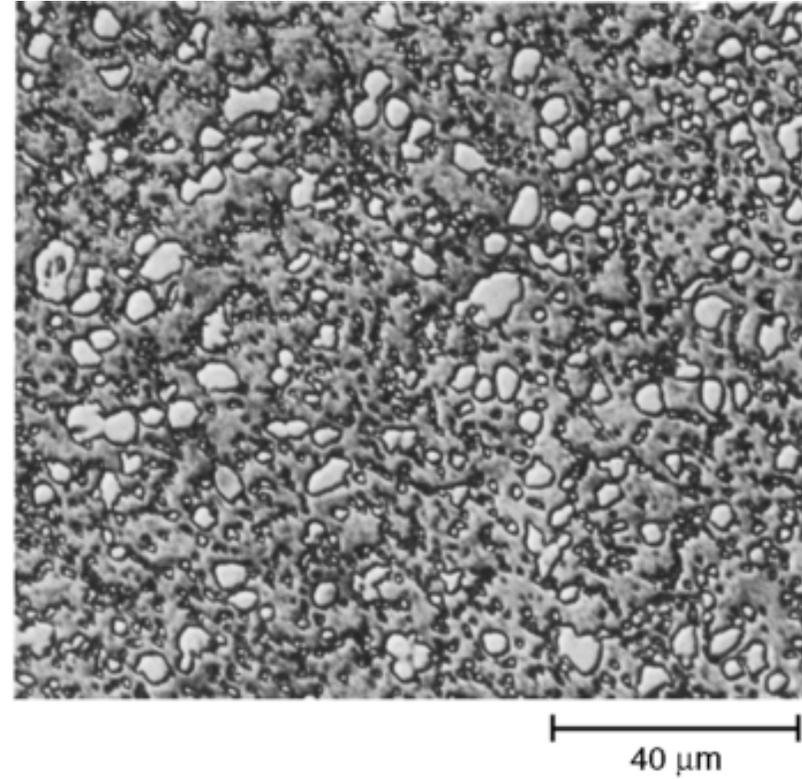


FIGURE V-23 – Acier outil AISI H23, dont la structure est composée de nombreux petits carbures et quelques plus gros particules de carbures dans une matrice de ferrite.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers outil

Leurs compositions et désignations sont nombreuses est déterminées par leur emploi (M2, D2, H13, pour Machining, Die, Hot work, ...). Leur traitement thermique est complexe et doit être pratiqué avec soin (en suivant précisément les instructions).

Par exemple il peut être nécessaire de faire plusieurs revenus pour éliminer toute la martensite (formée à partir de l'austénite résiduelle appauvrie en carbone lors du revenu précédent; voir plus haut diapo 65).

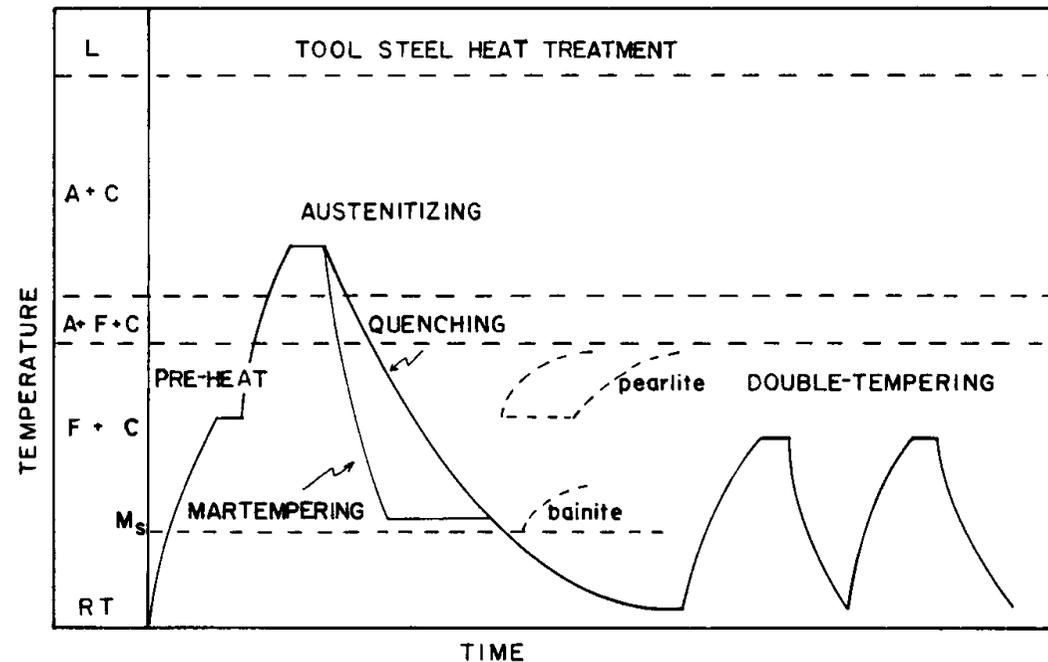


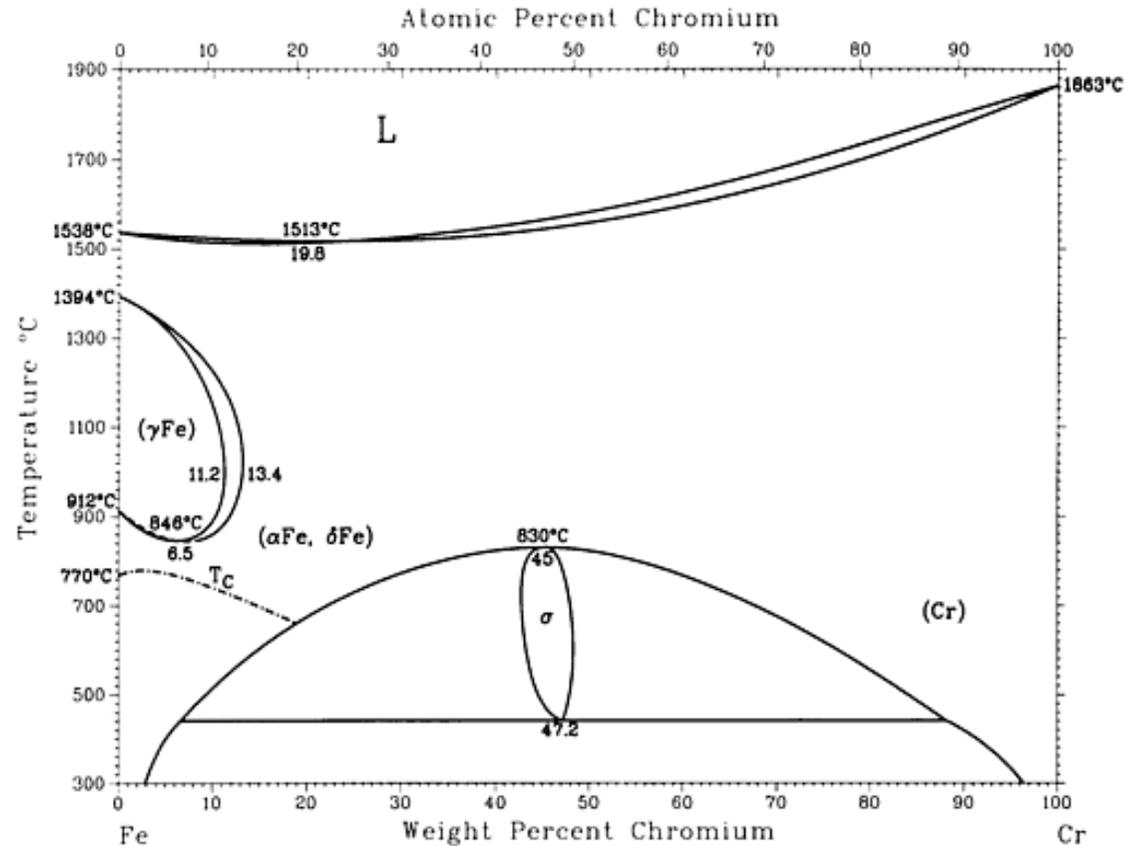
FIGURE V-27 – Exemple de traitement thermique d'un acier outil, comprenant une austénitisation étagée, une trempe étagée et un second revenu.

Source: G. Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, U.S.A., 2005.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

A partir d'une teneur de 12 % pds de chrome, le fer se couvre au contact de l'air d'une fine pellicule d'oxyde de chrome imperméable à l'air qui le passive face à l'oxydation: l'acier est devenu inoxydable.

Le chrome cependant affecte fortement la microstructure de l'acier: il favorise la ferrite (par opposition à l'austénite).



EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

...et en présence de carbone forme des carbures de chrome.

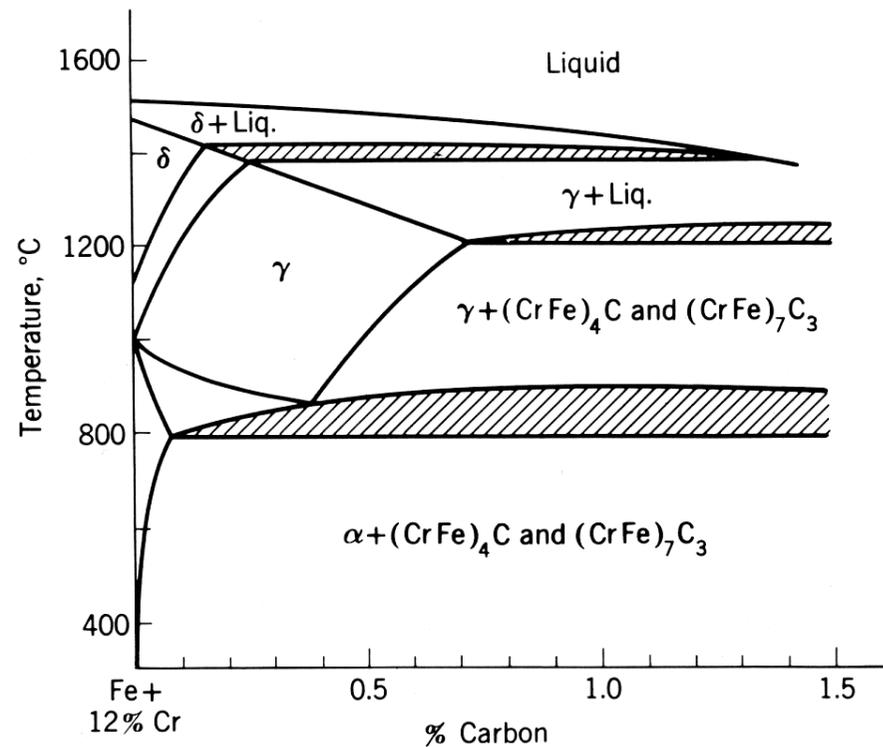


FIGURE V-32 – Diagramme pseudo-binaire du système Fe(12%pds Cr)-C.

Source: R.M. Brick, A.W. Pense, R.B. Gordon, *Structure and Properties of Engineering Materials*, 4th Edition, McGraw-Hill, USA, 1977.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

D'autres éléments favorisent la formation d'austénite: le nickel est un exemple - et le carbone en est un autre.

On dit ainsi que le chrome est *alphagène*, et que le nickel ou le carbone sont *gammagènes*

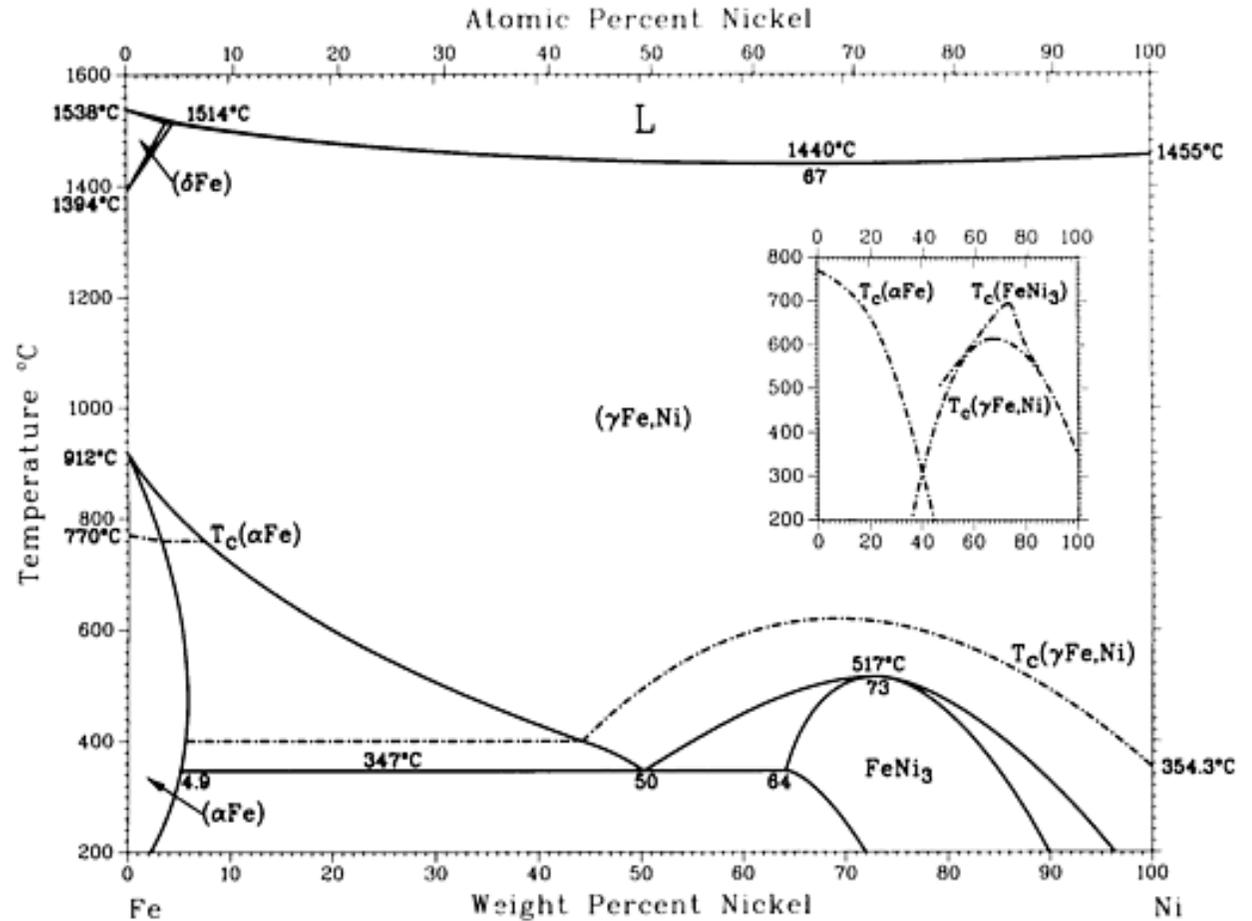


FIGURE IV-54 – Diagramme de phases du système Fe-Ni.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 3, 2003; L.J. Swartzendruber, V.P. Itkin, et C.B. Alcock, 1992

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables peuvent aussi avoir une trempabilité élevée; exemple:

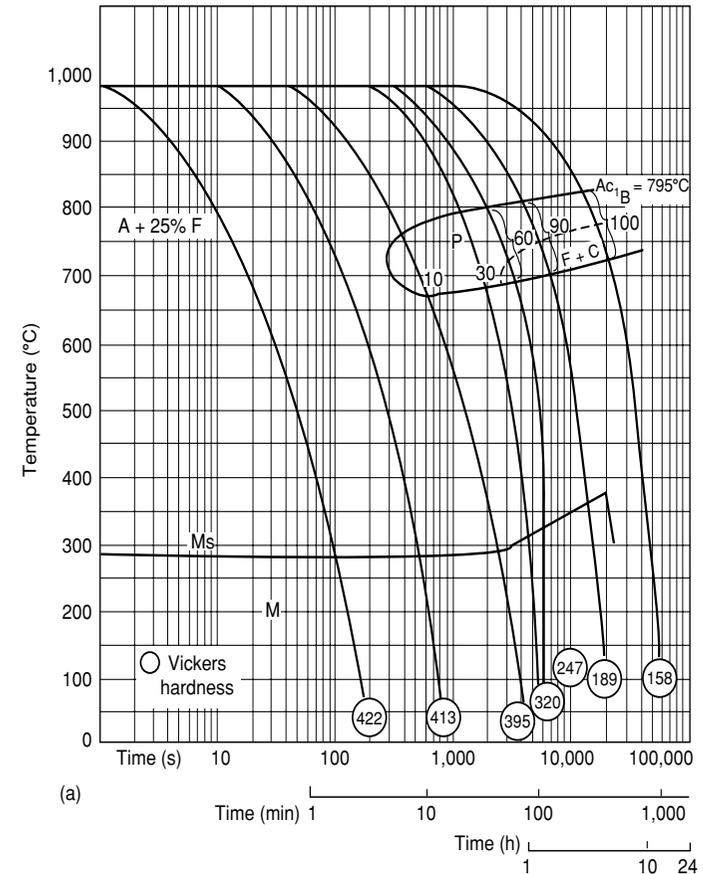


FIGURE V-39 – Diagramme TRC pour un acier inoxydable AISI 410 (12% pds Cr et 0.1%C).
Source: G.E. Totten, *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*, 2nd Edition, Taylor & Francis Group, U.S.A., 2006.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

Selon leur composition (et parfois leur traitement thermique) les aciers inoxydables peuvent avoir une vaste gamme de microstructures: ils peuvent être fait de ferrite, d'austénite, de martensite, ou de combinaisons de ces phases (ou d'autres phases, parfois indésirables). Une façon de prédire leur structure est, pour une vitesse de refroidissement donnée, de décomposer leurs éléments d'alliages en

- éléments encourageant la formation de ferrite («*alphagènes*») et traduire l'influence des divers éléments de ce type en un % de «*chrome équivalent*»
- éléments encourageant la formation d'austénite («*gammagènes*») et traduire l'influence des divers éléments de ce type en un % de «*nickel équivalent*».

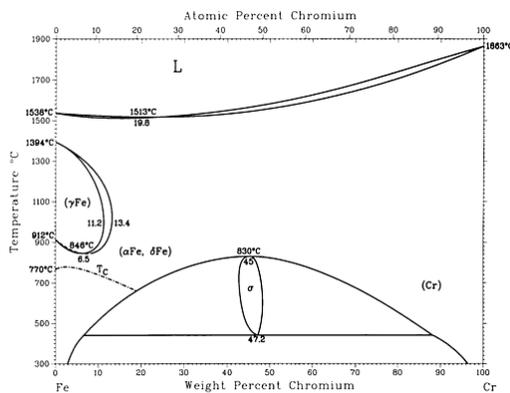


FIGURE V-30 – Diagramme de phases du système Fe-Cr.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 3, 2003; H. Okamoto, 1990.

alphagène vs. gammagène

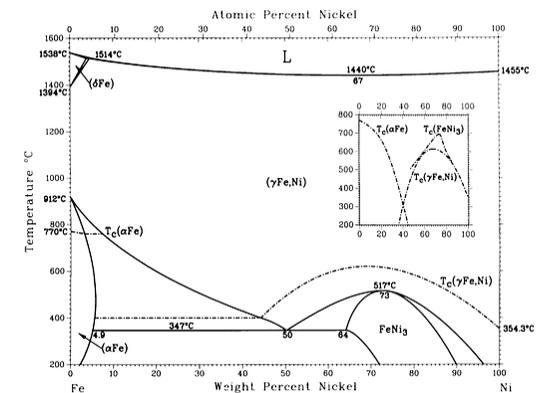


FIGURE IV-54 – Diagramme de phases du système Fe-Ni.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 3, 2003; L.J. Swartzendruber, V.P. Ikin, et C.B. Alcock, 1992.

EPFL Les aciers fortement alliés: les aciers inoxydables

Pour les alliages refroidis aux vitesses caractéristiques de leur fabrication cela donne le *diagramme de Pryce and Andrews*:

$$C_{Cr, \text{éq.}} = \% \text{pds Cr} + \% \text{pds Mo} + 1.5 * \% \text{pds Si} + 0.5 * \% \text{pds Nb} + 2 * \% \text{pds Ti}$$

$$C_{Ni, \text{éq.}} = \% \text{pds Ni} + 21 * \% \text{pds C} + 11.5 * \% \text{pds N}$$

et selon où se situe la composition de l'alliage ainsi exprimée on peut lire sa structure.

Il existe un diagramme de type similaire (mais avec des domaines aux tracés différents) dit *diagramme de Schaeffler* pour les soudures (dont la vitesse de refroidissement est plus élevée).

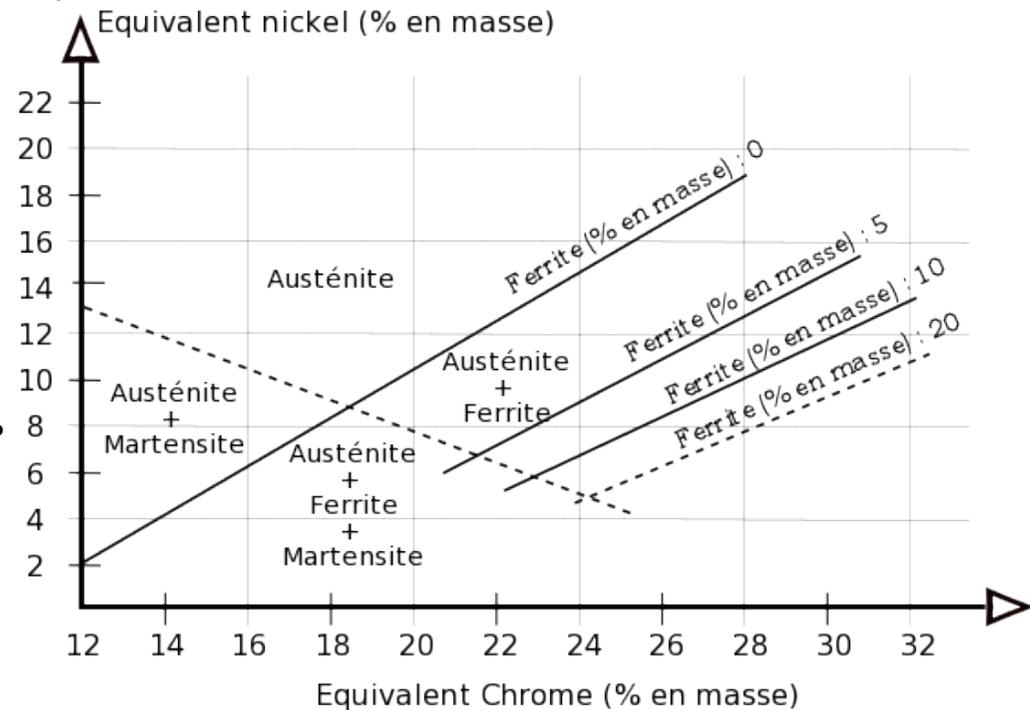


FIGURE V-48 – Diagramme de Pryce-Andrews pour les aciers inoxydables.

Source: Romary, fr.wikipeia.org; D. Peckner, I.M. Bernstein, *Handbook of stainless steels*, McGraw-Hill, U.S.A., 1977.

VIII – Les fontes

Les aciers contiennent jusqu'à 2.1% de carbone
(en théorie; ≈ 1.2 en pratique)

Au-delà de 2.1% de carbone on a une fonte.

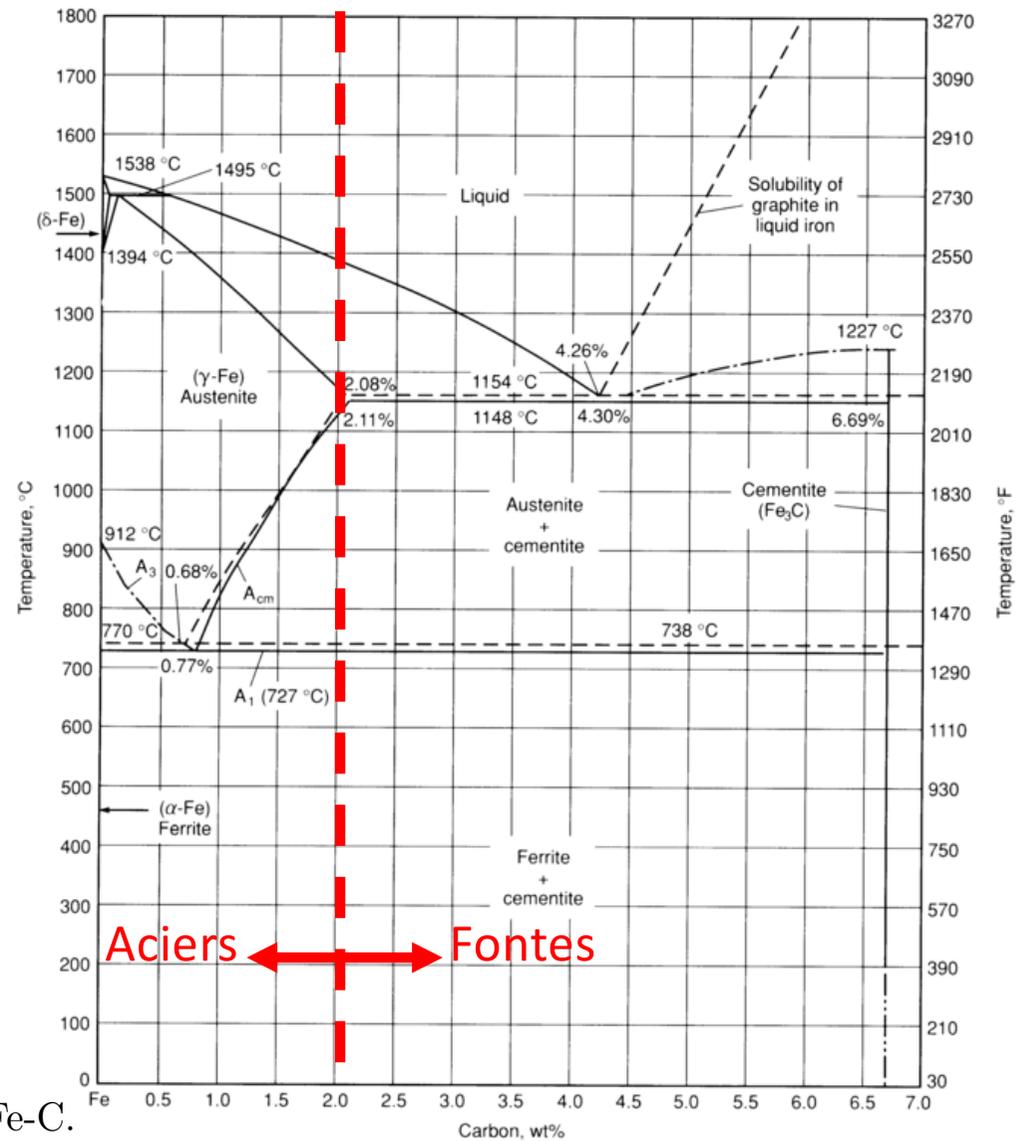


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

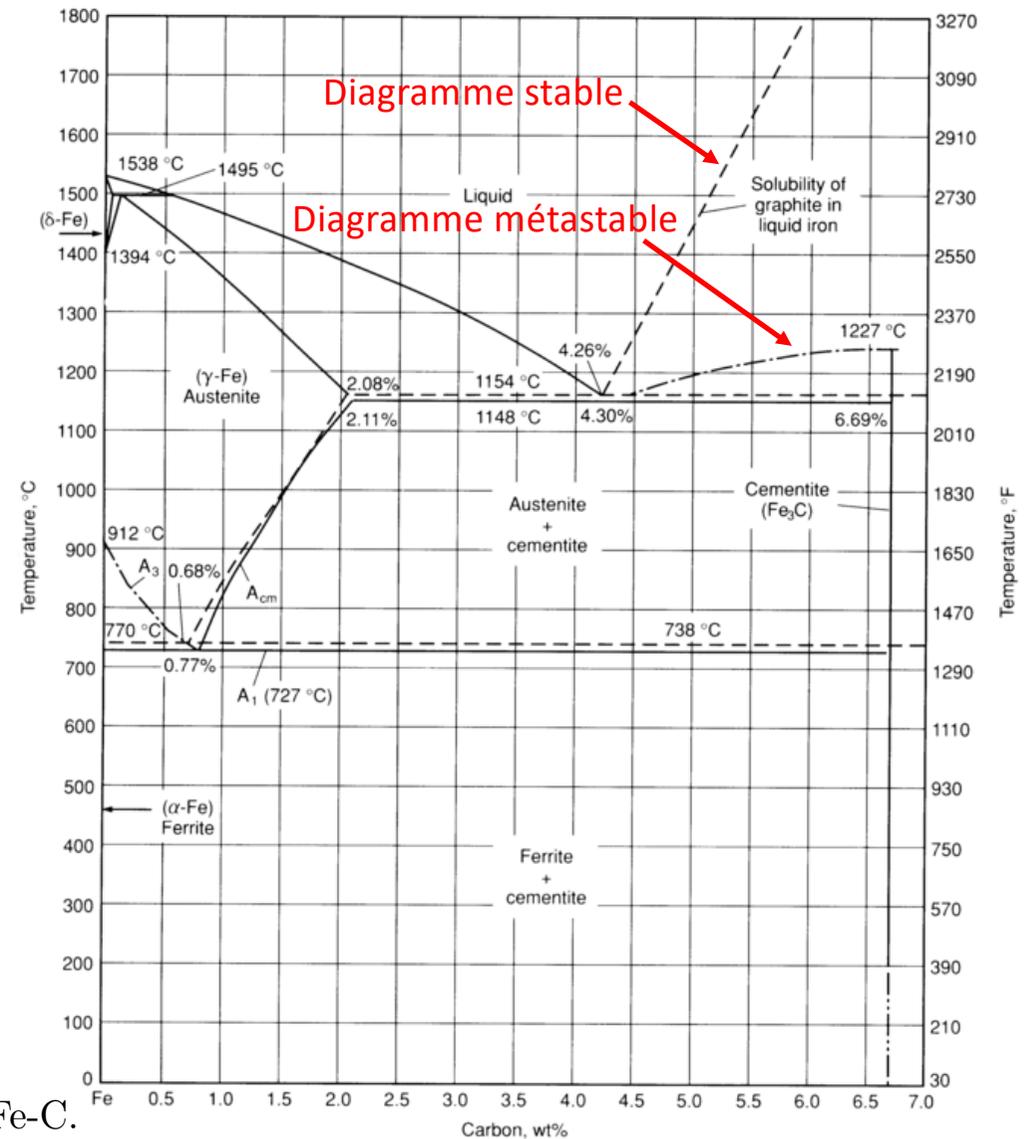
EPFL Les fontes

Le graphite est dans le fer une phase plus stable (de peu) que la cémentite; sa formation est favorisée par certains éléments d'alliages dont le carbone. D'autres éléments favorisent la formation de cémentite (ou d'autres carbures); la formation de la cémentite est aussi favorisée par les vitesses de refroidissement élevées.

On peut donc, selon la composition de l'alliage et son refroidissement, avoir en son sein du graphite (fontes grises) ou de la cémentite (fontes blanches).

FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.



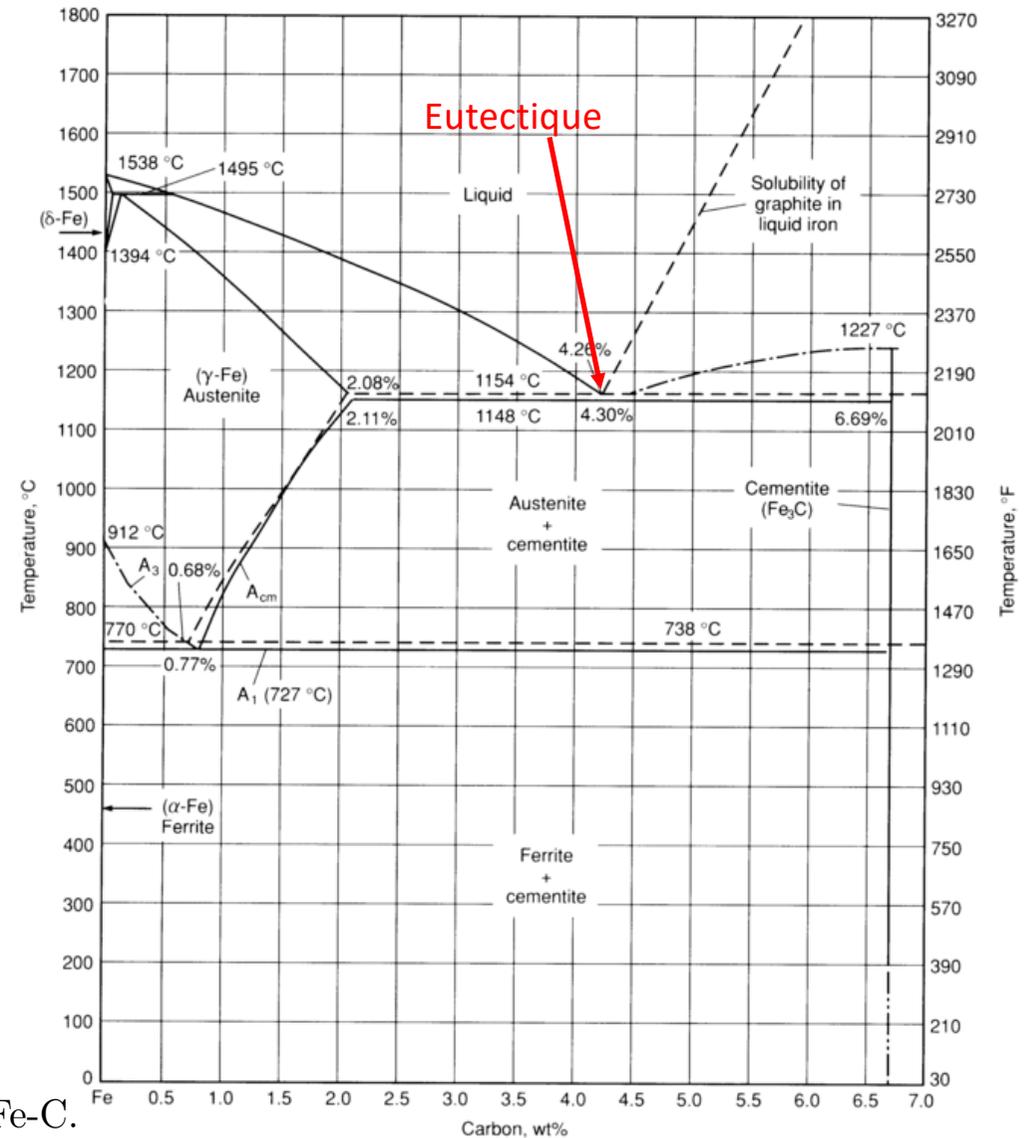
(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL Les fontes

Selon la composition et les conditions on aura donc formation d'eutectique austénite + graphite ou austénite + cémentite précédée de formation de dendrites primaires d'austénite (fontes hypoeutectiques), ou de graphite ou cémentite primaire (fontes hypereutectiques). Puis l'austénite va se transformer en ferrite + graphite (qui grossira le graphite eutectique) ou ferrite + cémentite = perlite.

FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.



(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Les fontes: exemples

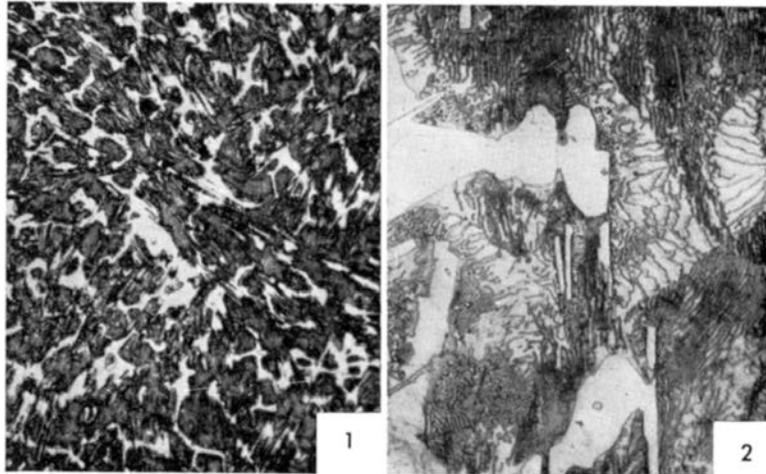


FIGURE V-56 – Microstructure d’une fonte blanche, composée de cémentite (en blanc) et de perlite (en noir) : (gauche) grossissement 50× ; (droite) grossissement 1500×.
 Source: R.M. Brick, A.W. Pense, R.B. Gordon, *Structure and Properties of Engineering Materials*, 4th Edition, McGraw-Hill, USA, 1977.

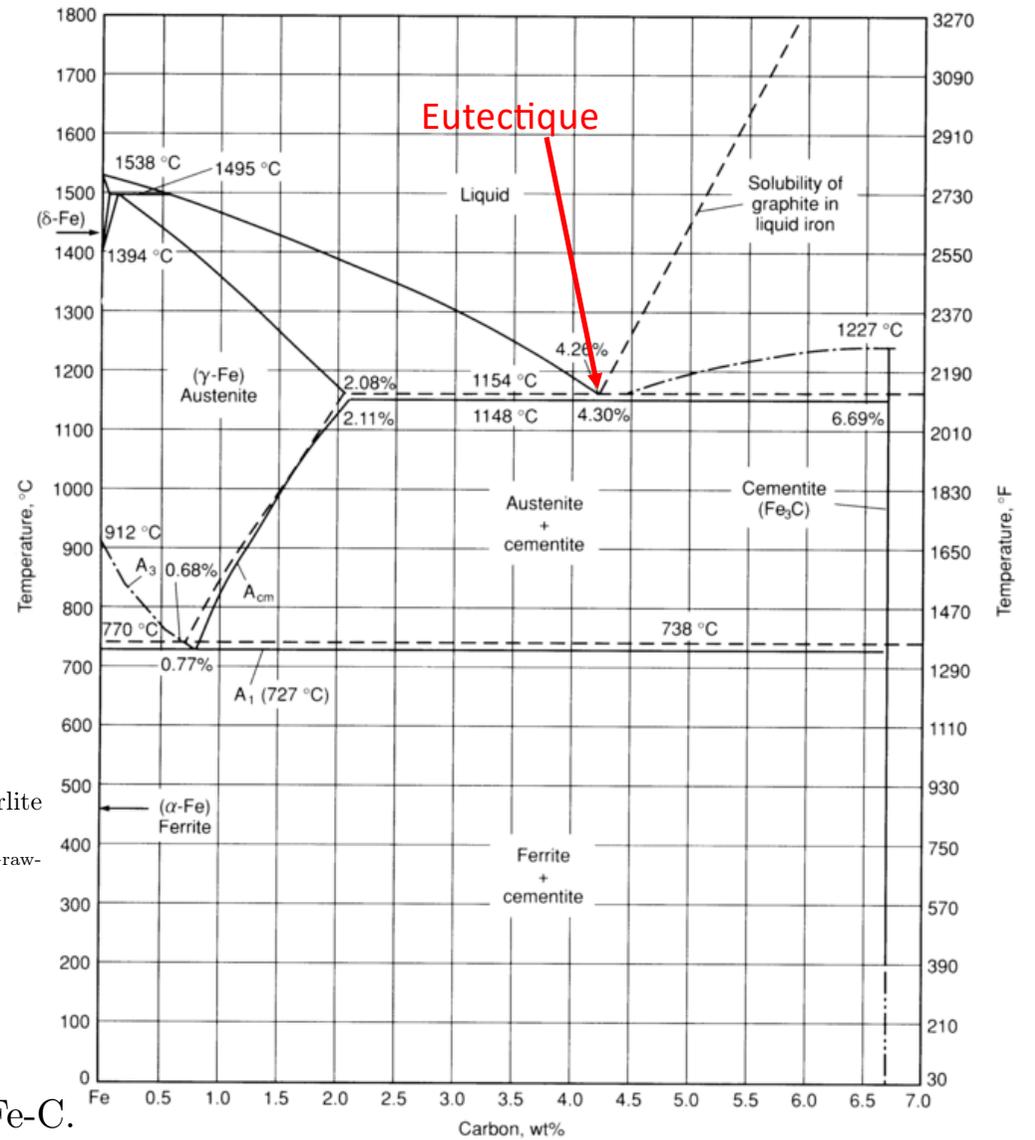


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d’équilibre du système Fe-C.
 Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Les fontes: exemples

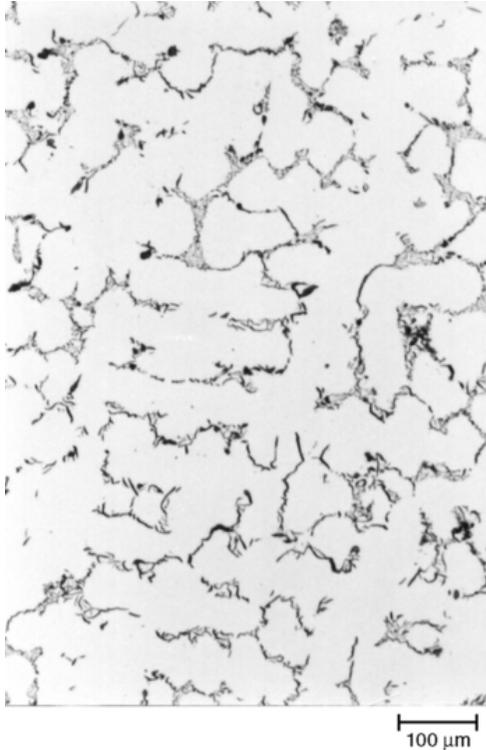


FIGURE V-57 – Microstructure d’une fonte hypoeutectique à 3.05% $pds C_{\text{eq}}$, plaquettes de graphite type D. Les dendrites proeutectoides sont visibles.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

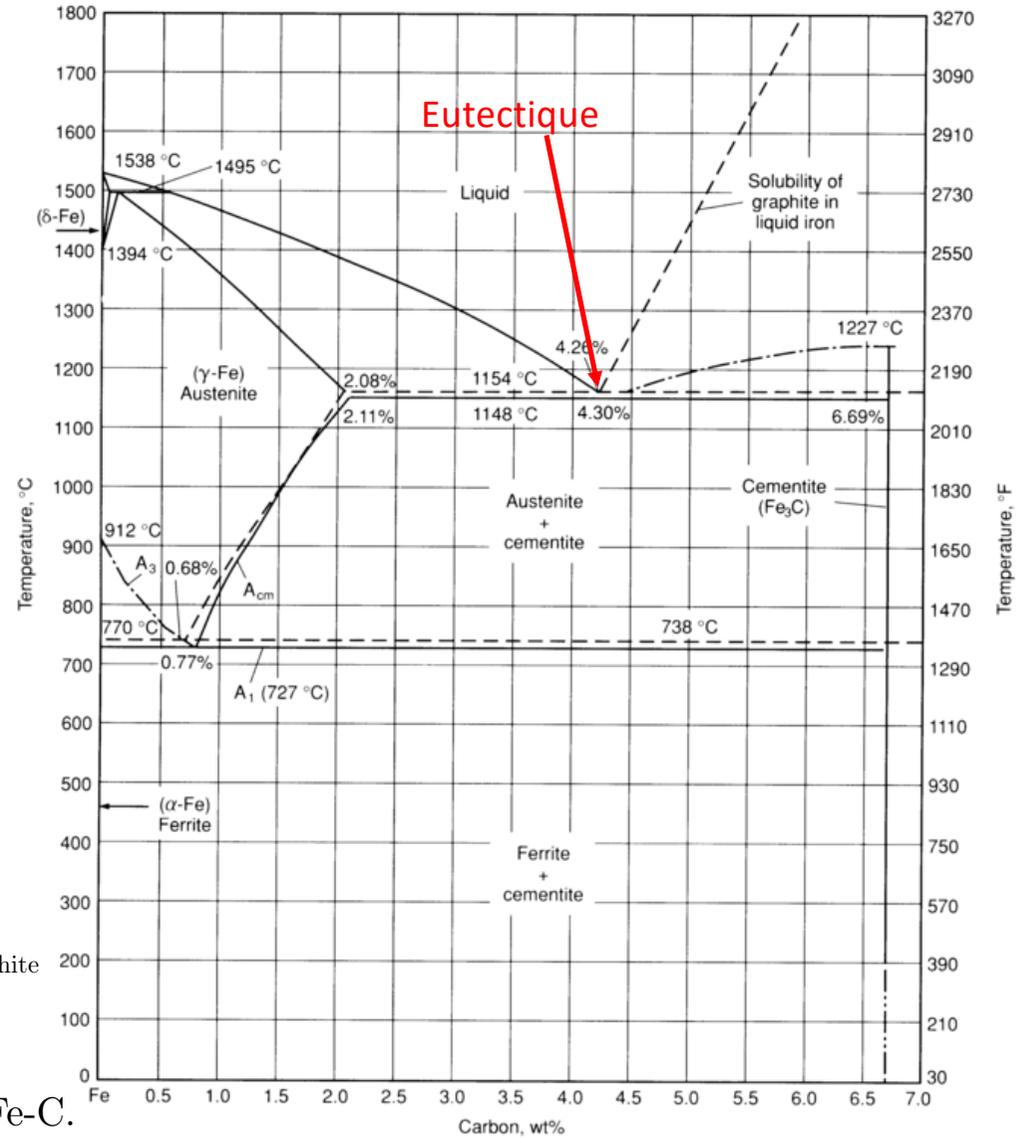


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d’équilibre du système Fe-C.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Les fontes: exemples



FIGURE V-59 – Microstructure d’une fonte hypereutectique à 4.81% pds C_{eq} , plaquettes de graphite type A. Il n’y a pas formation de dendrites proeutectoïdes.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

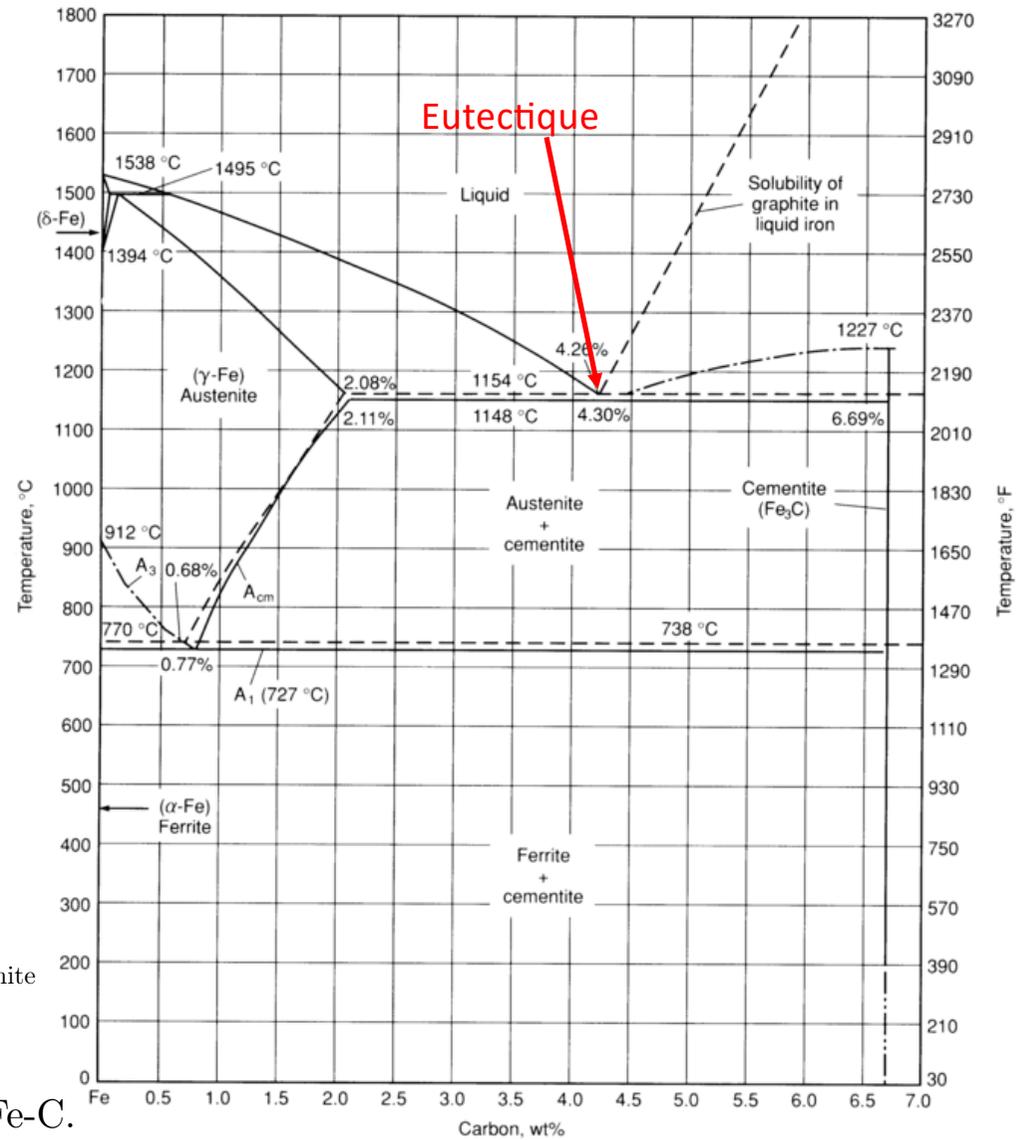


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d’équilibre du système Fe-C.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Les fontes: exemples

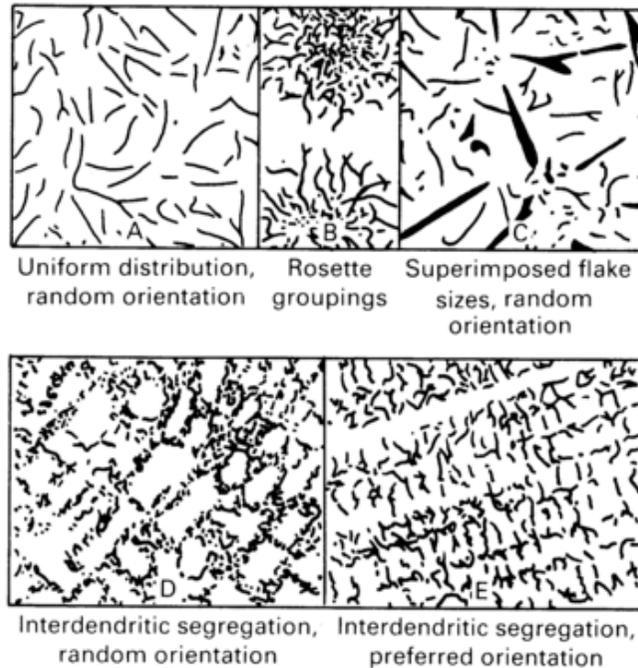
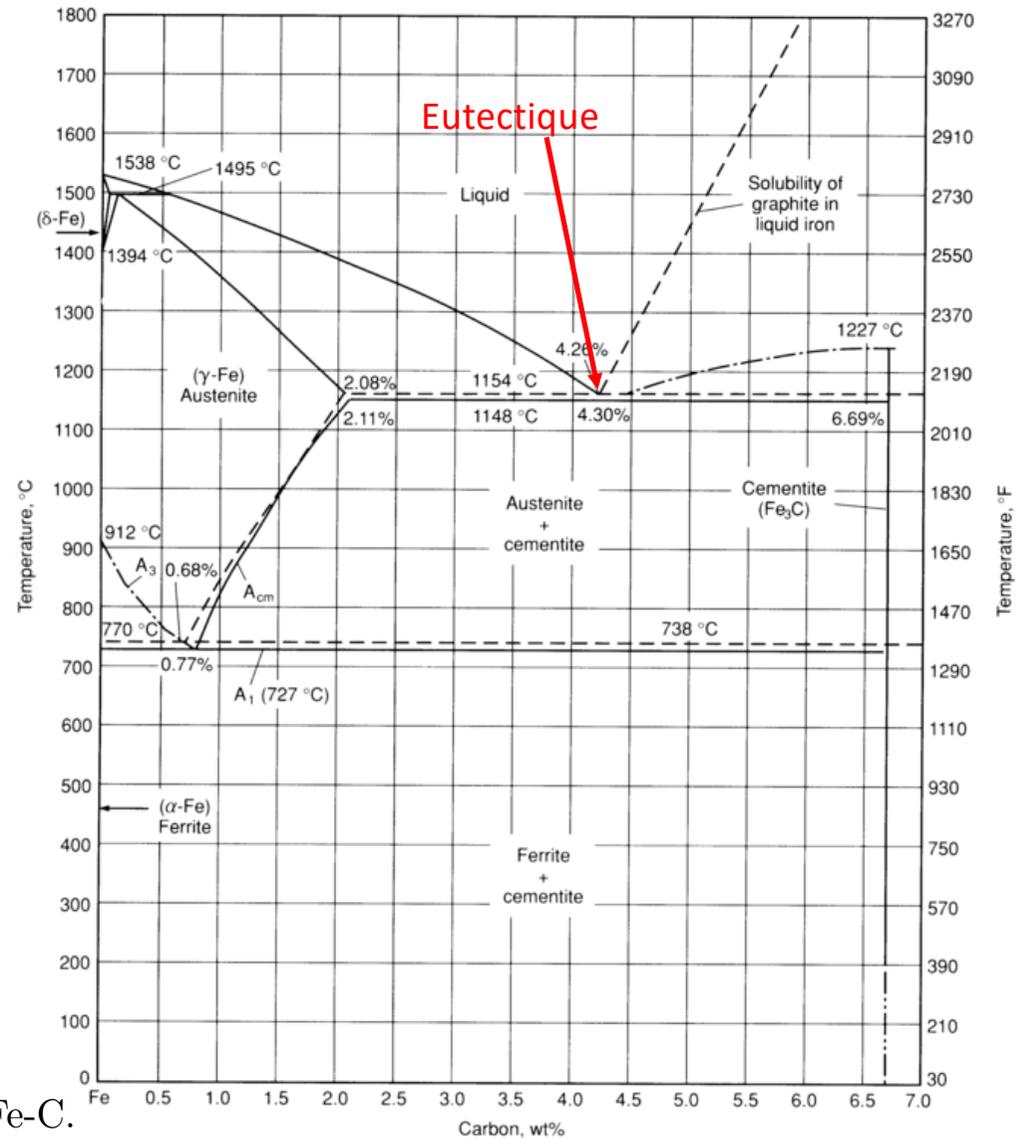


FIGURE V-60 – Types de plaquettes de graphite.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.



(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

Les fontes: exemples



FIGURE V-61 – Microstructure d’une fonte hypereutectique, avec des plaquettes de type B.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

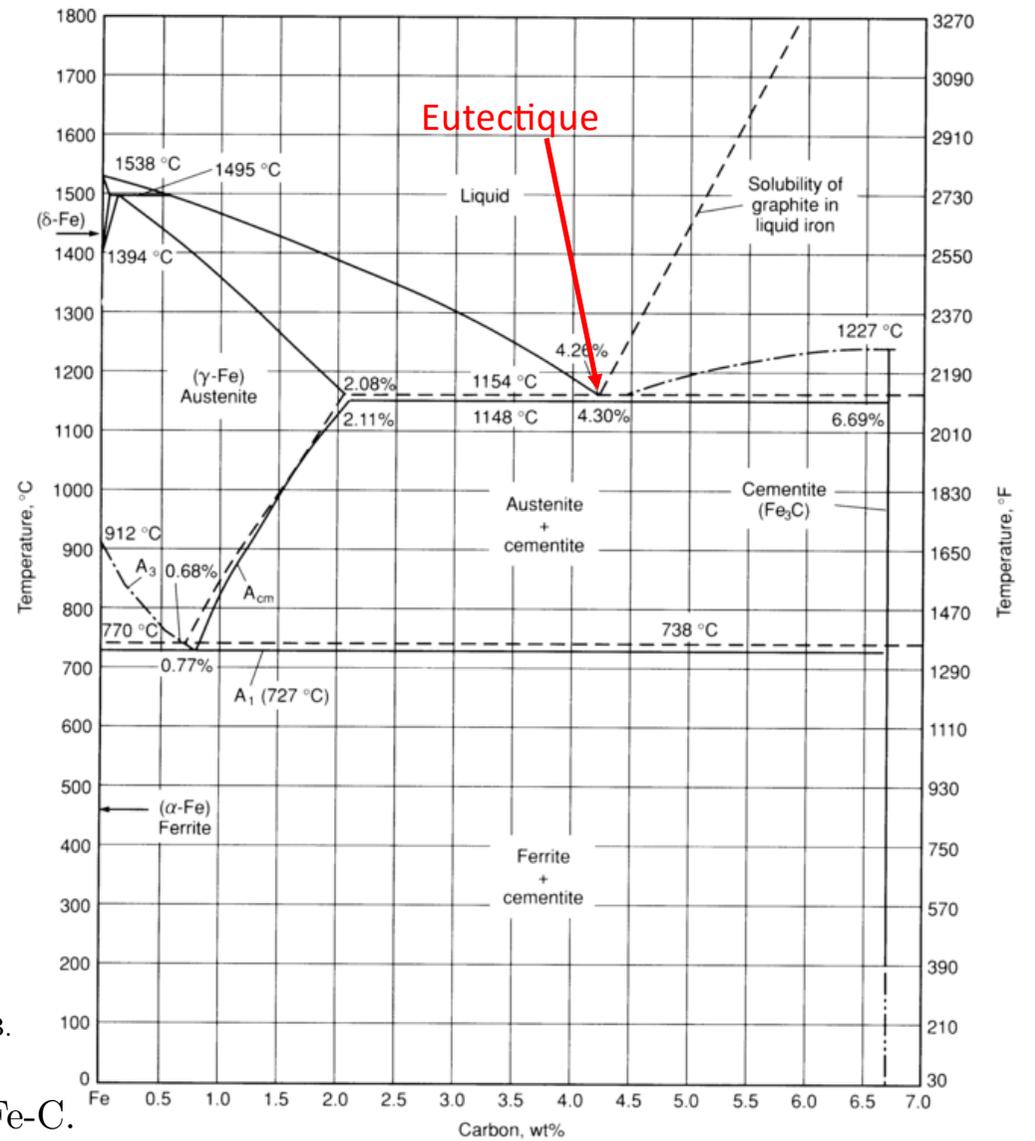


FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d’équilibre du système Fe-C.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.

(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL Les fontes: exemples

On peut, par ajout de magnésium ou de cérium à une fonte purifiée de soufre et phosphore rendre le graphite sphéroïdal, ce qui améliore la ductilité de la fonte grise.

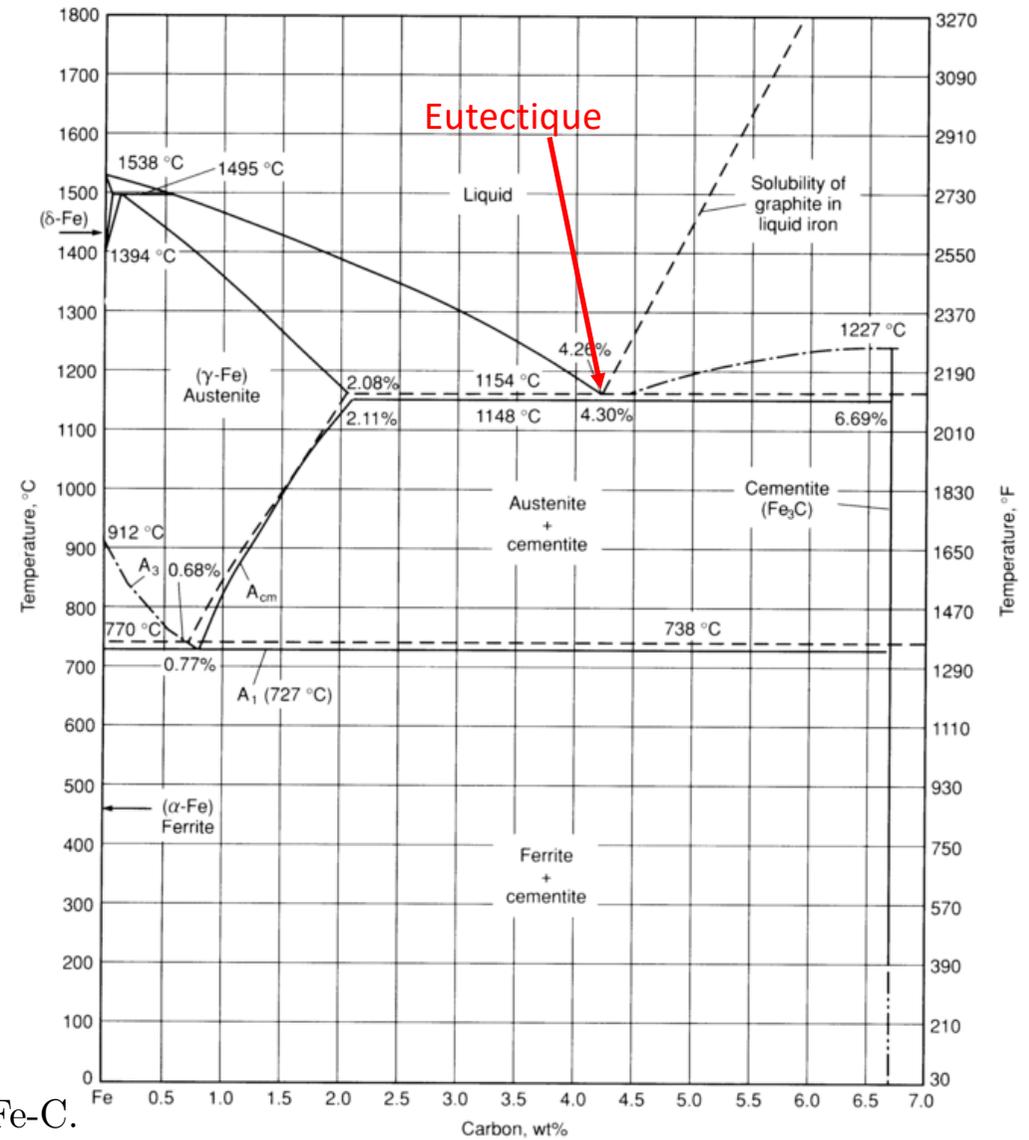
Un graphite plus ou moins équiaxe peut aussi être produit par traitement thermique d'une fonte grise classique («fonte malléable»).



FIGURE V-65 – Graphite sphéroïdal dans une fonte à 4.14% pds $C_{\text{éq.}}$.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

FIGURE IV-25 – Diagramme de phase d'équilibre du système Fe-C.

Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 1, 2010.



(a) Diagramme de phases du système Fe-C. Les lignes pleines sont pour le système Fe-Fe₃C (fer-cémentite), les lignes en traitillés pour le système Fe-C (fer-graphite)

EPFL Les fontes: exemples

On peut aussi, par appauvrissement en carbone de l'austénite lors du refroidissement, basculer du diagramme stable au diagramme métastable: graphite sphéroïdal, puis ferrite, puis un peu de cémentite suivie de perlite à partir de l'austénite non transformée.

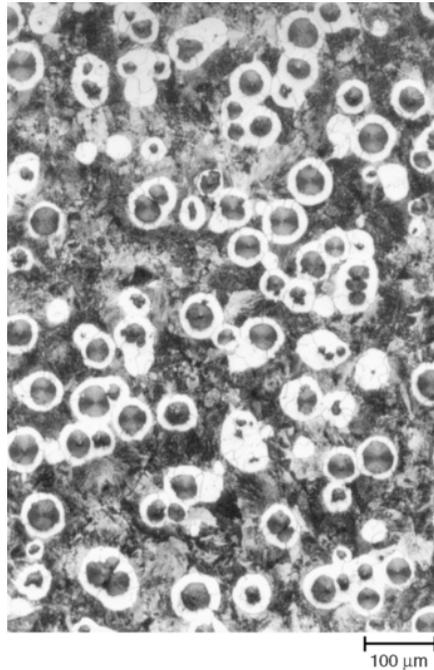


FIGURE V-67 – Structure « bull's eye » dans une fonte à 4.08%pds $C_{\text{éq.}}$.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

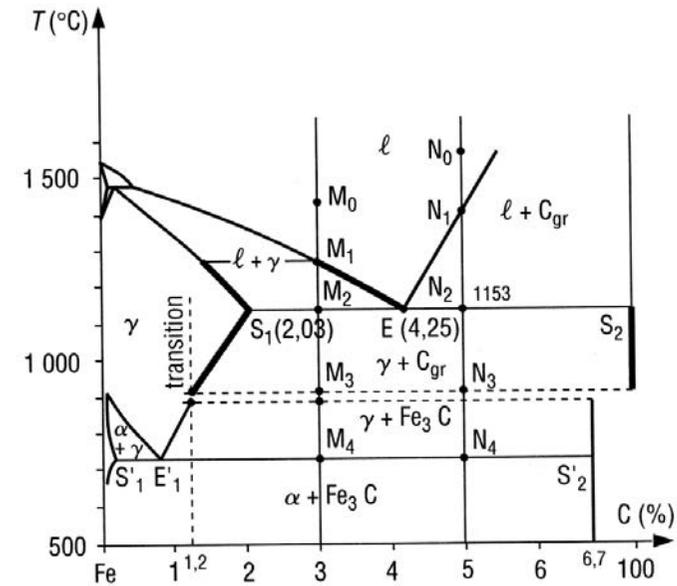


FIGURE V-66 – Transformations des fontes grises.
Source: J. Barralis, G. Maeder, *Précis de métallurgie: Élaboration, structure-propriétés, normalisation*, 7^e Édition, Nathan-AFNOR, Paris, 1997.

EPFL Les fontes: exemples

On peut aussi, par appauvrissement en carbone de l'austénite lors du refroidissement, basculer du diagramme stable au diagramme métastable: graphite sphéroïdal, puis ferrite, puis un peu de cémentite suivie de perlite à partir de l'austénite non transformée.

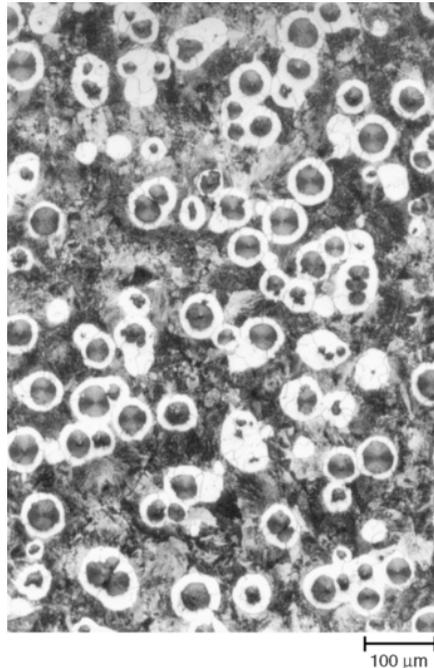


FIGURE V-67 – Structure « bull's eye » dans une fonte à 4.08%pds $C_{\text{ég}}$.
Source: ASM International *Handbook online*, Vol. 9, 2005.

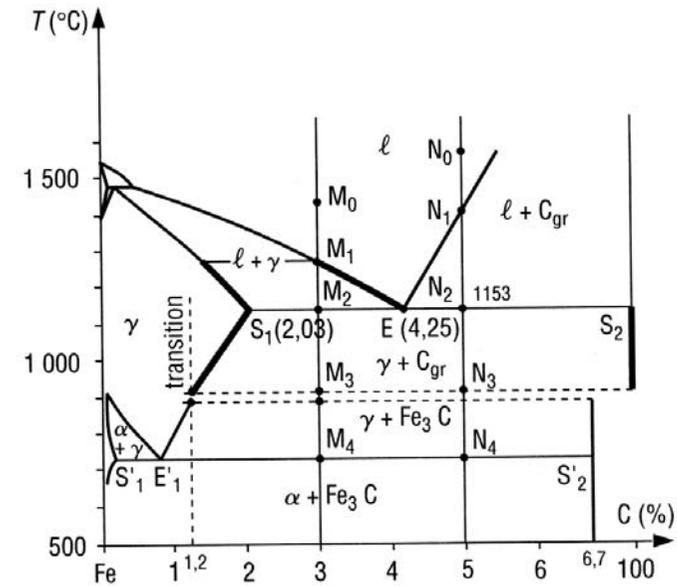


FIGURE V-66 – Transformations des fontes grises.
Source: J. Barralis, G. Maeder, *Précis de métallurgie: Élaboration, structure-propriétés, normalisation*, 7^e Édition, Nathan-AFNOR, Paris, 1997.

... et produire bien d'autres structures encore – on s'en tiendra là pour passer aux polymères-