

Chapitre 4 : Particularités des transformations de phases dans les aciers spéciaux et alliages

4.1 Formation de l'austénite lors du chauffage

Nous partons ici de l'état adouci voisin de l'équilibre à la température ambiante, c'est-à-dire de l'état ferrite + agrégat eutectoïde pour aller vers l'état austénitique stable à haute température en provoquant la transformation.

4.1.1 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ en conditions d'équilibre

4.1.1.1 Cas des alliages Fe-C

Le diagramme d'équilibre fer-carbone (Figure 3-12) montre qu'à l'exception des alliages dont la teneur en carbone est inférieure à 0,02 %, les aciers subissent, au chauffage, la transformation eutectoïde suivie (sauf pour les aciers à 0,77 % C) soit (si $0,02 \leq C \% < 0,77$) par une étape de transformation de la ferrite restante en austénite, soit (si $0,77 < C \% \leq 2,11$) par une étape de mise en solution de la cémentite non encore dissoute.

a) Transformations des aciers à très basses teneurs en carbone $C \% < 0,02$:

Trois domaines de température doivent être considérés (Figure 4-1) [17]:

- entre 20 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais au plus égale à 727 °C (limite KH), le peu de carbone présent sous forme de Fe_3C se met progressivement en solution dans le fer α ;
- entre une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 727 °C et 912 °C (limite IH) et une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 900 et 912 °C (limite IH'), la ferrite se transforme en austénite provisoirement enrichie en carbone aux dépens de la ferrite non encore transformée puis homogénéisée par la diffusion (admise comme étant totale dans les conditions d'équilibre) ;
- au-dessus de la température de fin de formation de l'austénite et jusqu'au début de la transformation fer $\gamma \rightarrow$ fer δ (température supérieure à 1 394 °C), la poursuite du chauffage n'engendre que le grossissement des grains d'austénite, grossissement d'autant plus rapide que la température est plus élevée.

b) Transformation eutectoïde à $C \% = 0,77$

Entre 20 °C et 727 °C, une faible partie de la cémentite se dissout dans la ferrite pour porter sa teneur à 0,02 % puis toute la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ se produit à 727 °C selon la réaction eutectoïde [17]:



Cette réaction provoque la formation isotherme de l'austénite dont l'homogénéisation est totale à 727 °C dans les conditions d'équilibre.

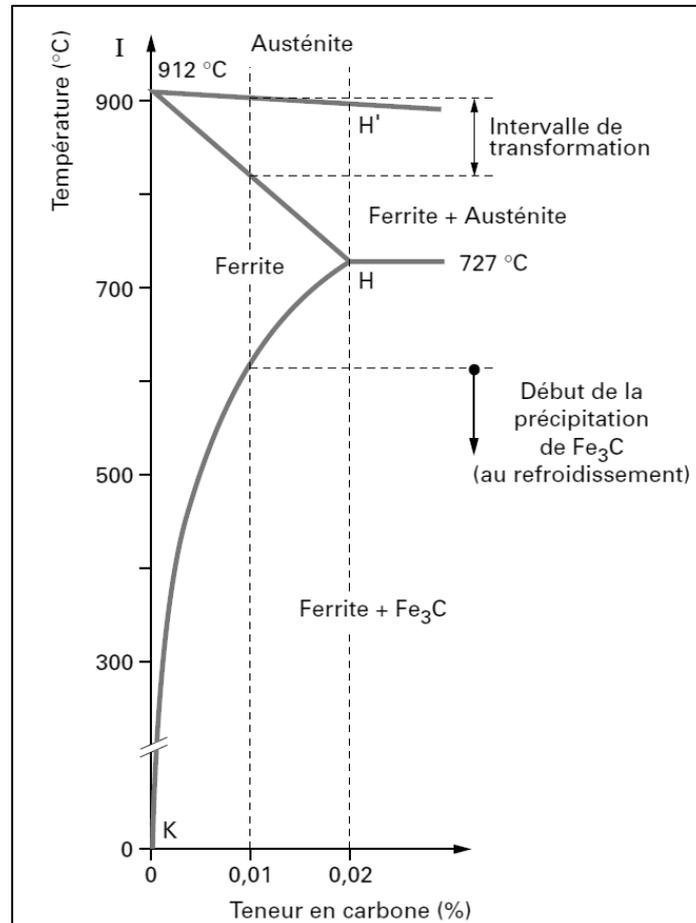


Figure 4-1 : Transformations à l'équilibre d'un acier à 0,01 % C [18]

c) Transformations des aciers à $0,02 < C \% < 0,77$

Le diagramme d'équilibre (Figure 4-2) montre que la transformation se fait en trois étapes [17]:

- Entre 20 °C et 727 °C, la ferrite s'enrichit légèrement (cet enrichissement très limité ne dépasse pas 0,02 %) et progressivement en carbone par mise en solution d'une faible partie de la cémentite présente ;
- À 727 °C, la réaction eutectoïde se développe en consommant toute la cémentite présente mais seulement la quantité de ferrite nécessaire pour que l'austénite formée contienne 0,77 % de carbone ;
- Entre 727 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 727 °C et 900 °C, la ferrite restante se transforme progressivement en austénite ; au moment de sa formation, cette austénite a la teneur en carbone de la

ferrite, c'est-à-dire au maximum 0,02 % ; la diffusion (supposée totale ici) assure l'homogénéisation de la répartition du carbone dans toute l'austénite ;

Au-dessus de la limite de température à laquelle disparaissent les dernières traces de fer α , seul intervient le grossissement des grains d'austénite dans la mesure où on n'atteint pas la température de début de la transformation fer $\gamma \rightarrow$ fer δ (si $C < 0,17\%$) ou le début de fusion (si $C > 0,17\%$).

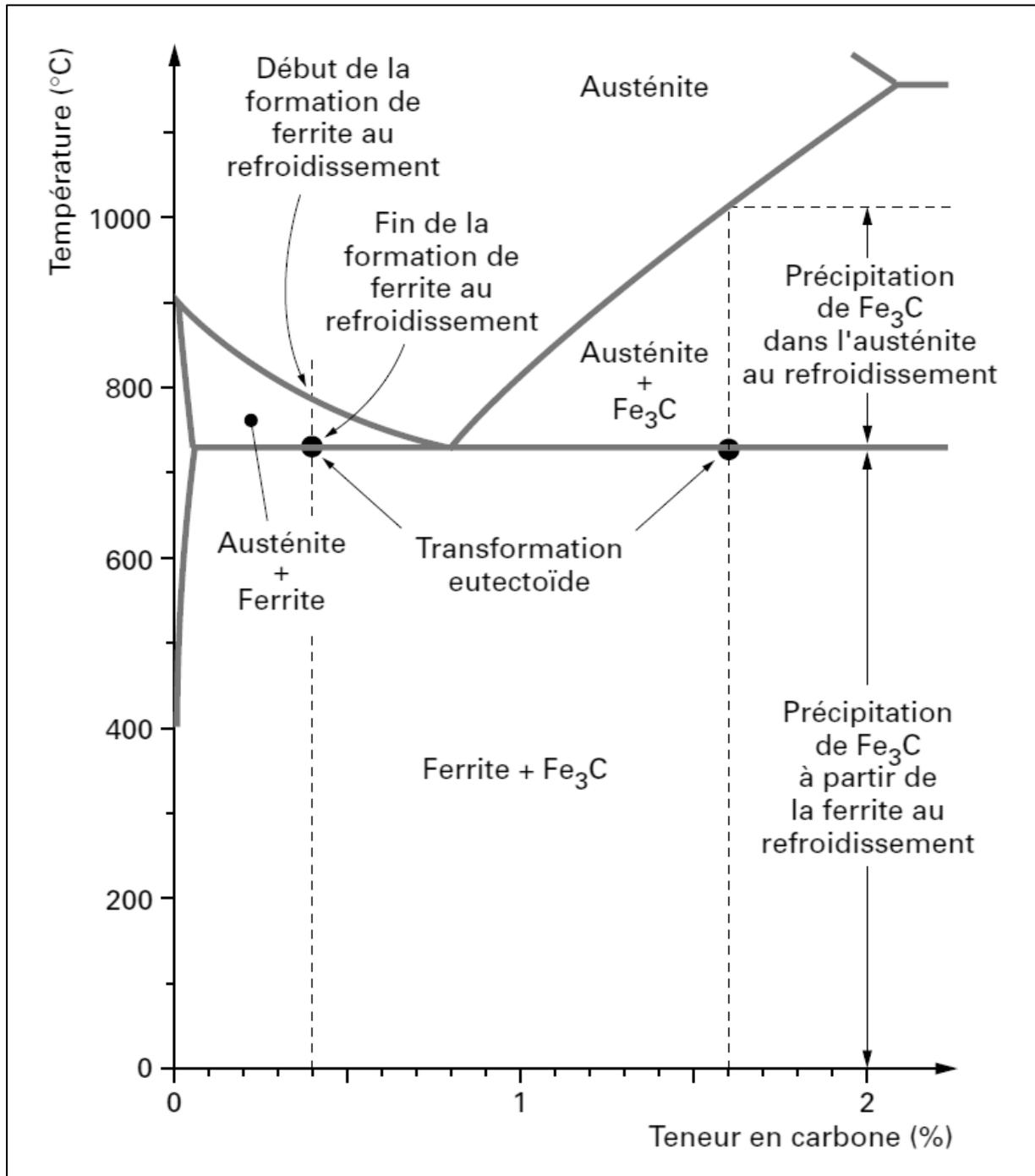


Figure 4-2 : Transformations à l'équilibre d'un acier à 0,4 % C et d'un acier à 1,6 % C [18]

d) Transformations des aciers à $0,77 < C \% \leq 2,11$

Le diagramme d'équilibre (Figure 4-2) montre que la transformation se fait en trois étapes [17]:

- Entre 20 °C et 727 °C, la ferrite s'enrichit légèrement (au maximum 0,02 %) et progressivement en carbone par mise en solution d'une faible partie de la cémentite présente ;
- À 727 °C, la réaction eutectoïde se développe en consommant toute la ferrite présente et seulement la quantité de cémentite nécessaire pour que l'austénite formée contienne 0,77 % de carbone ;
- Entre 727 °C et une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 727 °C et 1 148 °C, la cémentite restante se dissout progressivement dans l'austénite, la diffusion supposée totale assure l'homogénéisation de la teneur en carbone de cette dernière ;

Au-dessus de cette limite de température, seul peut se produire le grossissement des grains d'austénite dans la mesure où on n'atteint pas la température de début de fusion.

4.1.1.2 Cas des alliages Fe-C-X

Deux cas doivent être considérés ici [17]:

- l'élément d'alliage X n'est pas carburigène ;
- l'élément d'alliage X est carburigène.

Si l'élément X n'est pas carburigène, les différentes étapes des transformations au chauffage en condition d'équilibre restent semblables à celles décrites pour les alliages Fe-C, mais les limites en teneur en carbone et en température subissent l'influence de la présence de l'élément d'alliage dans les conditions décrites plus haut.

Si l'élément X est carburigène, la ferrite, lors du chauffage, se transforme en austénite et les carbures se mettent généralement en solution dans des domaines de température qui, tout en se chevauchant, peuvent être différents (la fin de la mise en solution des carbures peut se faire à plus haute température que celle à laquelle s'achève la formation de l'austénite). Cette mise en solution peut, parfois, être précédée d'un changement de composition des carbures, changement qui se produit dans un autre intervalle de température. En général, on constate que la présence de carbures non encore dissous retarde le grossissement des grains d'austénite.

4.1.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ hors équilibre

Pour étudier les développements de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ dans des conditions hors équilibre, on calque la pratique industrielle en procédant à des chauffages plus ou moins rapides ou plus ou moins lents au cours desquels, on détermine les changements structuraux qui se produisent. On effectue ainsi une étude dite en « chauffage continu ».

Mais pour compléter, on procède aussi à une analyse du déroulement des transformations au cours d'un chauffage rapide arrêté à différentes températures et suivi de maintiens isothermes de durée variable à ces températures. On réalise ainsi l'étude dite en « conditions isothermes ».

Notons que l'on constate que ce sont les cinétiques propres des processus de germination et de croissance de l'austénite à partir des grains de ferrite, comme ceux de mise en solution des carbures dans l'austénite déjà formée, qui vont contrôler le déroulement des transformations [17].

4.1.2.1 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ hors équilibre au cours d'un chauffage continu

➤ Cas d'un acier allié

L'influence de la rapidité du chauffage reste semblable pour un acier hypoeutectoïde peu allié du type 35 CrMo 4 (Figure 4-3). Toutefois, on voit qu'alors la mise en solution des carbures formés avec les éléments d'alliage carburigènes s'étend sur un plus grand intervalle de température que celui de transformation de la perlite. Dans l'exemple donné, la température A_{c3d} semble correspondre à la fois à la fin de transformation de la ferrite et à la fin de mise en solution des carbures de Cr et Mo. Cela n'est probablement qu'un concours de circonstances car si on considère le cas d'un acier allié hypereutectoïde, la difficulté rencontrée pour mettre en solution les carbures spéciaux accroît la sensibilité à l'accélération du chauffage de telle sorte que la fin de dissolution n'intervient qu'au-delà de A_{c3d} . Alors, comme le montre la Figure 4-4 relative à un acier du type 100 Cr 6, la température limite de mise en solution des carbures s'élève beaucoup lorsque la rapidité du chauffage augmente entraînant dans son évolution la limite à franchir pour obtenir une austénite de composition homogène. Par contre, l'intervalle de température dans lequel la ferrite se transforme (tandis que les carbures commencent à se mettre en solution) s'élargit très peu et est seulement déplacé vers des températures peu élevées [17].

La mise en solution des carbures étant le processus dont la cinétique conditionne l'évolution de la température de fin d'austénitisation, on conçoit que l'état structural initial de

l'acier ait une influence très sensible sur la position des courbes du diagramme de transformation en chauffage continu. Le Tableau 4-1 donne un exemple de ces évolutions pour un acier du type 50 CrMo 4. Pour des conditions de chauffage données, le décalage vers de hautes températures est d'autant plus important que les carbures, à l'état initial, sont plus gros et plus globulaires et ont une composition plus proche de l'état d'équilibre.

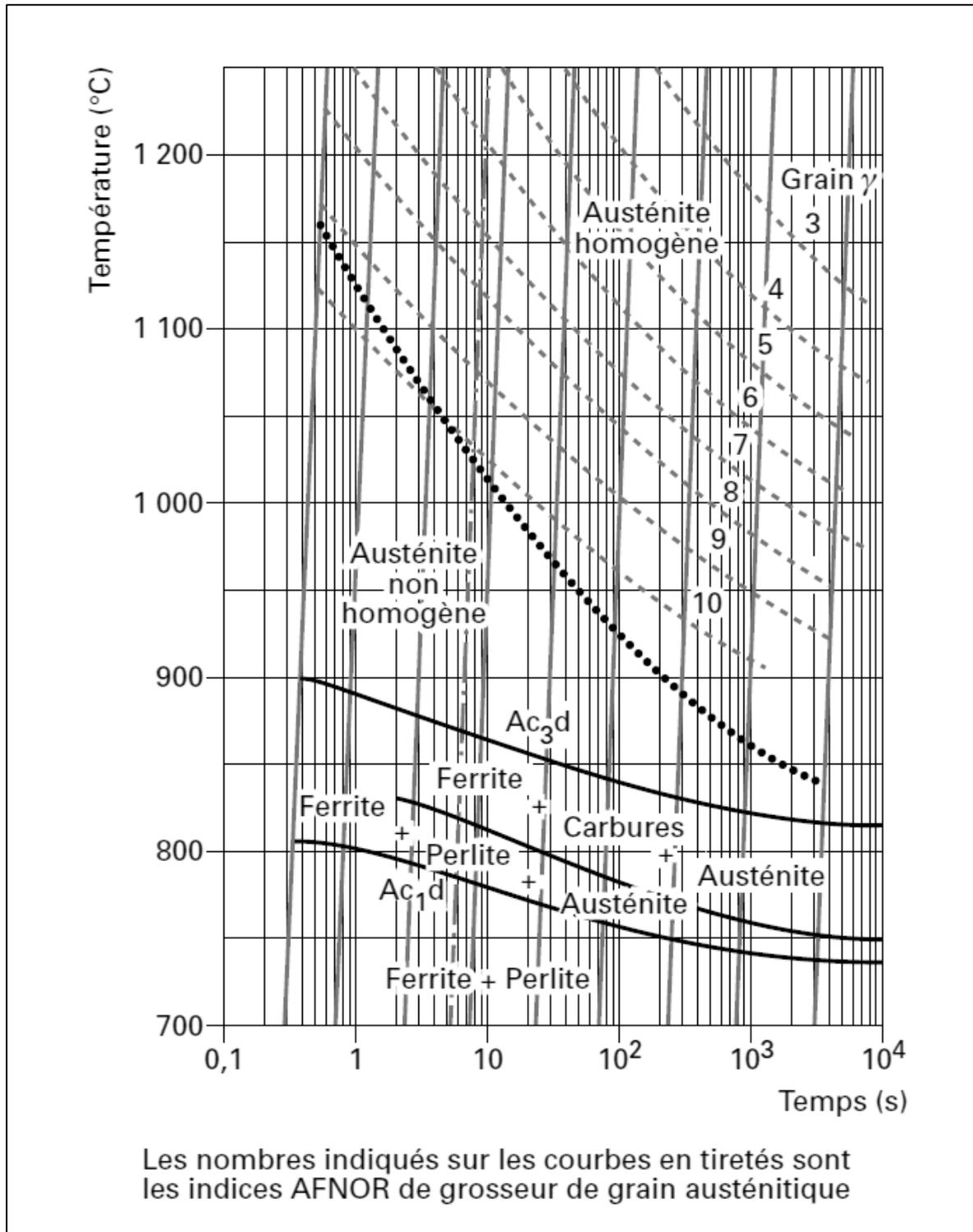


Figure 4-3 : Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier peu allié du type 35 CrMo 4 (0,34 % C - 1,07 % Cr - 0,17 % Mo) [18]

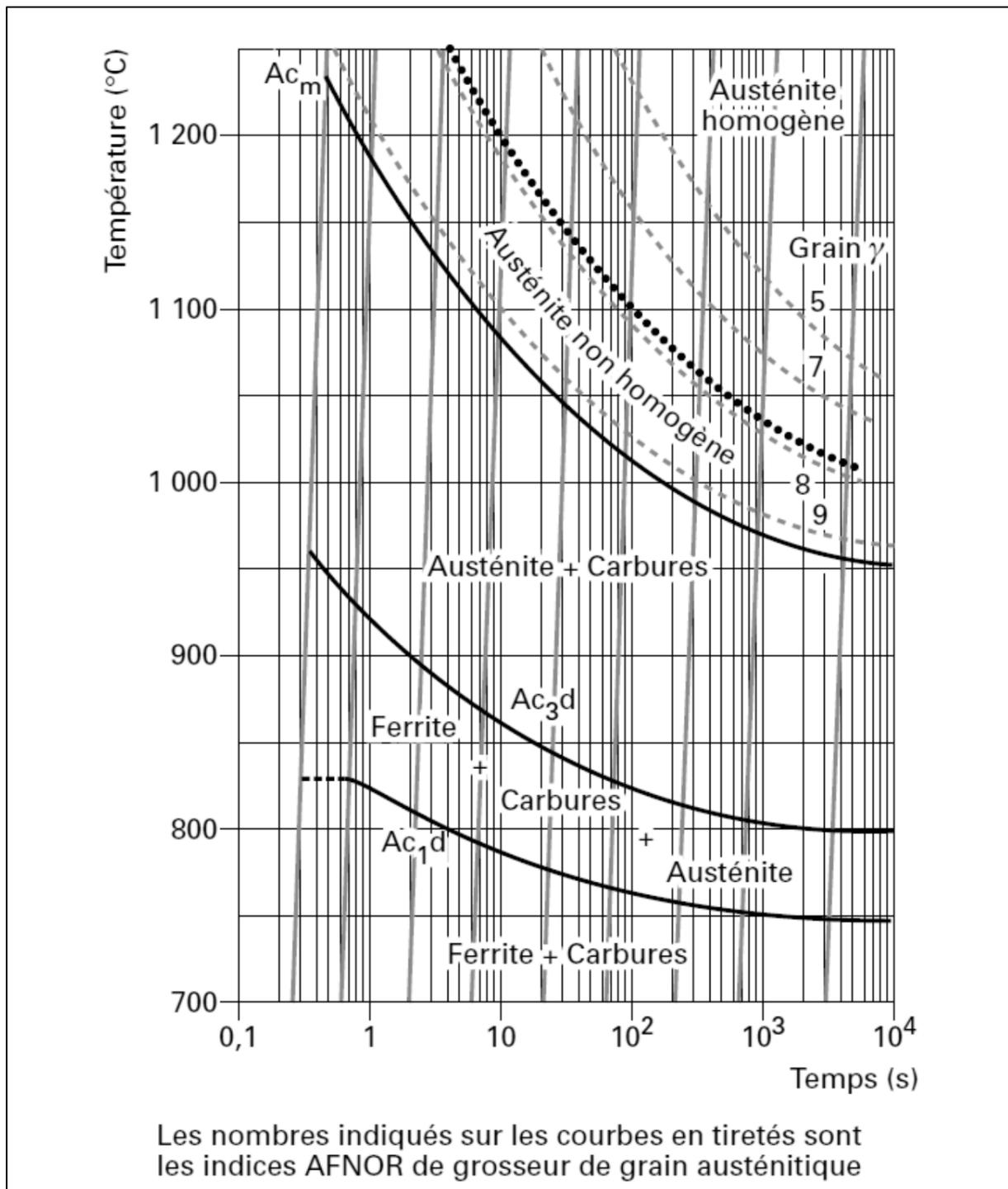


Figure 4-4 : Diagramme de transformation en chauffage continu d'un acier du type 100 Cr 6 (1 % C - 1,52 % Cr) [18]

Tableau 4-1 : Températures de transformation au cours d'un chauffage à 100 °C/s d'un acier de type 50 CrMo 4 (0,51 % C - 1,06 % Cr - 0,21 % Mo) [18]

Structure initiale avant chauffage	Température de fin de Transformation de la ferrite (°C)	Température de fin de dissolution des carbures (°C)
ferrite + carbures globulisés	880	1170
ferrite + perlite grossière	840	995
ferrite + perlite lamellaire	835	980
ferrite + perlite fine	820	980
bainite	800	950
martensite revenue à 710 °C	860	1075
martensite revenue à 500 °C	800	970
martensite non revenue	790	950

4.1.2.2 Transformations $\alpha \rightarrow \gamma$ hors équilibre avec chauffages rapides et maintiens isothermes

La Figure 4-5 en donne un exemple pour un acier du type 35 CrMo 4 [17]. Des courbes complémentaires définissent :

- La durée du maintien nécessaire pour que la composition de l'austénite soit uniforme ;
- La durée du maintien à la fin de laquelle la grosseur des grains d'austénite correspond à certaines valeurs de l'indice caractéristique.

Les courbes du diagramme tendent toutes, pour les durées très courtes, vers les niveaux de température auxquels se produisent les phénomènes correspondants au cours du chauffage continu et qui figurent donc sur le diagramme de transformation en chauffage continu (Figure 4-3).

Un tel diagramme en conditions isothermes montre que, à partir des conditions de chauffage que l'on a adoptées pour le tracer :

- les transformations, si elles n'étaient pas achevées à la température d'arrêt du chauffage, se poursuivent au cours du maintien et se terminent pour des durées de ce dernier d'autant plus courtes que la température est plus élevée ;

- le processus d'homogénéisation de l'austénite comme le grossissement des grains d'austénite se poursuivent eux aussi au cours des maintiens et ce d'autant plus longtemps que la température est plus basse ;
- un très court maintien peut permettre de réaliser l'homogénéisation de l'austénite et éviter donc de porter le métal à une température trop élevée. Ainsi, par exemple, pour un acier du type 100 Cr 6, chauffé à 130 °C/s (Figures 4-4 et 4-6) [17], l'homogénéité de composition de l'austénite pourra être obtenue :
 - par chauffage à 1 200 °C sans maintien, mais aussi,
 - par chauffage à 1 150 °C avec 1 s de maintien,
 - par chauffage à 1 100 °C avec 4 s de maintien.

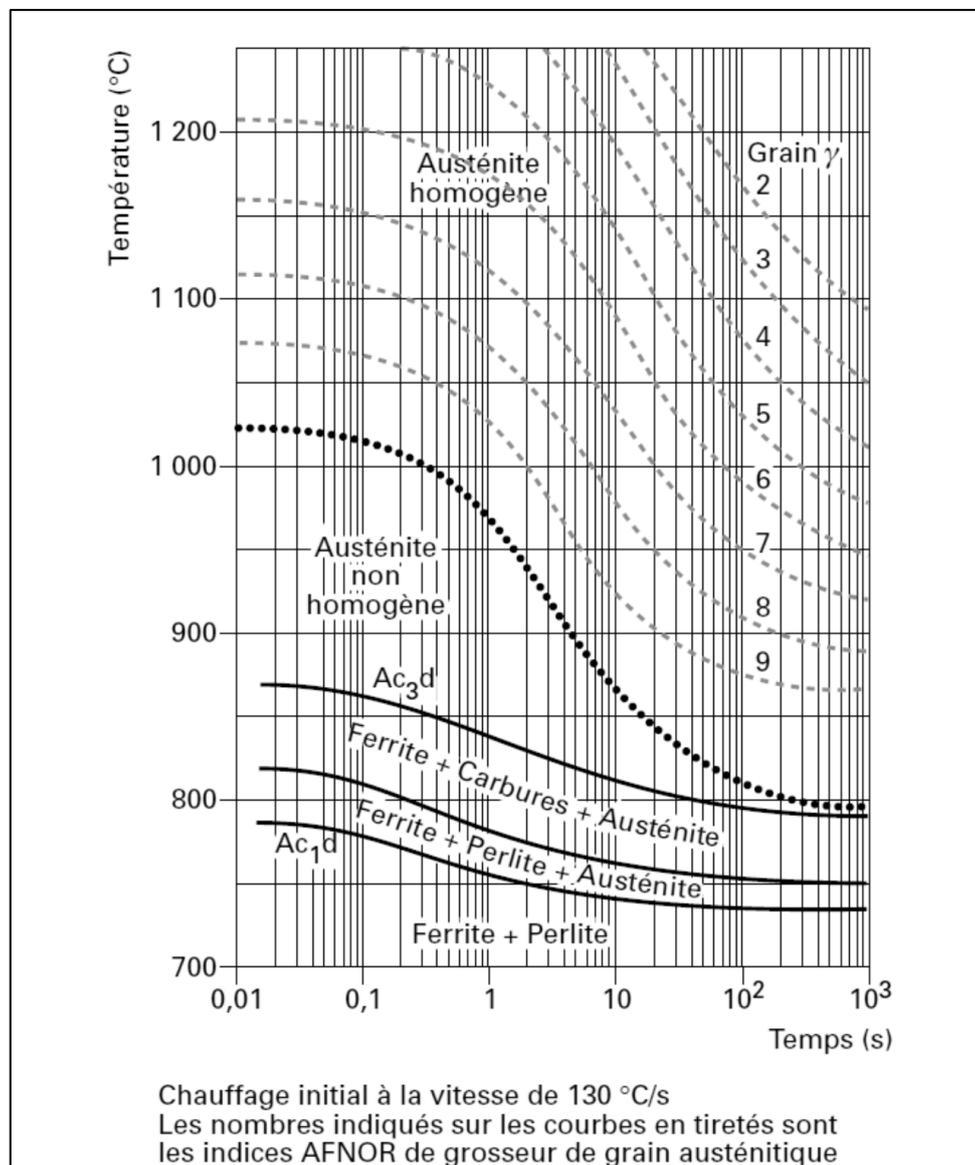


Figure 4-5 : Diagramme d'austénisation en conditions isothermes d'un acier peu allié du type 35CrMo 4 (0,34 % C - 1,07 % Cr - 0,17 % Mo) [18]

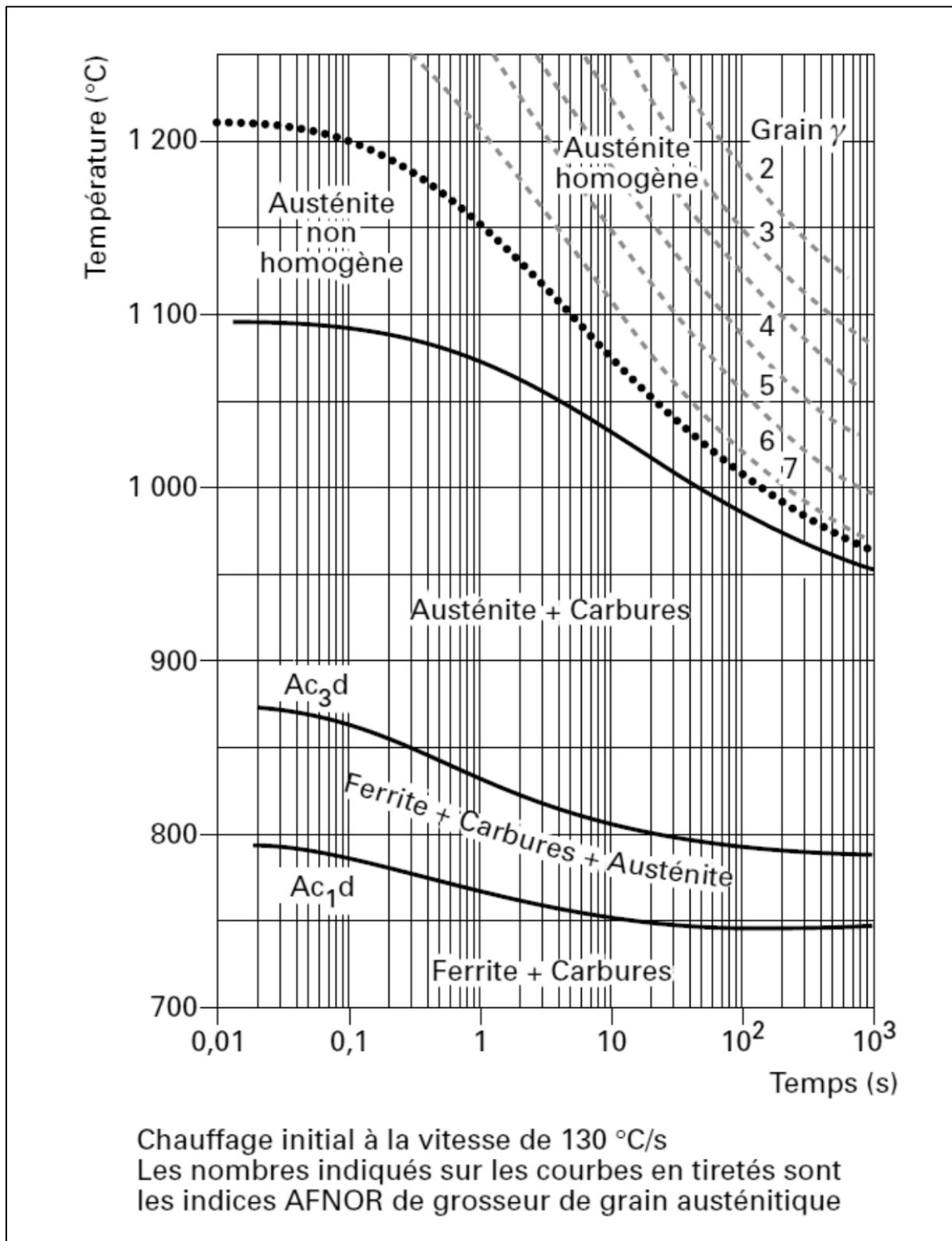


Figure 4-6 : Diagramme d'austénisation en conditions isothermes d'un acier du type 100 Cr 6 (1 % C - 1,52 % Cr) [18]

4.2 Influence des éléments d'addition sur la stabilité de l'austénite surfusionnée (diagrammes TTT et TRC)

Les éléments d'alliage, pour autant qu'ils soient en solution dans l'austénite, provoquent des modifications des courbes constituant les diagrammes TTT. Ils agissent bien entendu sur les asymptotes des courbes (températures d'équilibre) et sur la température du point Ms. Ils décalent aussi les courbes, mais pour certains d'entre eux, ils modifient la forme des diagrammes. Pour décrire ces phénomènes, nous devons encore distinguer les éléments d'alliage en fonction de leur pouvoir carburigène.

4.2.1 Éléments d'alliage non carburigènes, tels Mn, Si, Ni, Cu

Ils décalent simplement les courbes vers de plus longues durées (donc vers la droite des diagrammes TTT). Seul fait exception à cette règle, le cobalt qui provoque un effet opposé. Par ailleurs, la cémentite, qui précipitera alors, pourra, dans certains cas, être substituée (Fe, Mn)₃C, (Fe, Ni)₃C. La Figure 4-7 donne des exemples de l'action de ces éléments [17].

4.2.2 Éléments d'alliage carburigènes tels Cr, Mo, V, W, Ti

Ils décalent eux aussi les courbes vers les plus longues durées (Figure 4-8) mais, par ailleurs, ils interviennent dans le processus de précipitation du carbone ; on assiste, en leur présence, dans le domaine où se forment la perlite (domaine supérieur), à la réaction :



éventuellement précédée dans les aciers hypereutectoïdes par la précipitation de ce même carbure, qui n'est plus alors Fe₃C, mais un (ou plusieurs) carbure(s) contenant le (ou les) élément(s) carburigène(s). Par contre, dans le domaine bainitique, le carbone continue de précipiter sous la forme de cémentite plus ou moins substituée. L'action des éléments carburigènes sur la position des courbes par rapport à l'axe des abscisses peut être d'une ampleur inégale sur chacun des deux domaines de transformation (supérieur et bainitique).

Cette intervention des éléments carburigènes sur le processus de précipitation du carbone provoque l'apparition de précipités aux formes nouvelles. Les carbures fibreux qui sont constitués de carbures d'éléments carburigènes tels Cr₂C₃, Mo₂C, VC, W₂C, TiC, sont des fibres beaucoup plus fines que les lamelles de cémentite qui précipiteraient à la même température. Elles apparaissent lorsque la transformation se produit lentement aux plus hautes températures du domaine supérieur. Les carbures fins, alignés en files parallèles dans la ferrite, se forment à la faveur du développement des grains de ferrite si l'acier contient un élément carburigène tel que la solubilité de son carbure dans l'austénite soit limitée [17].

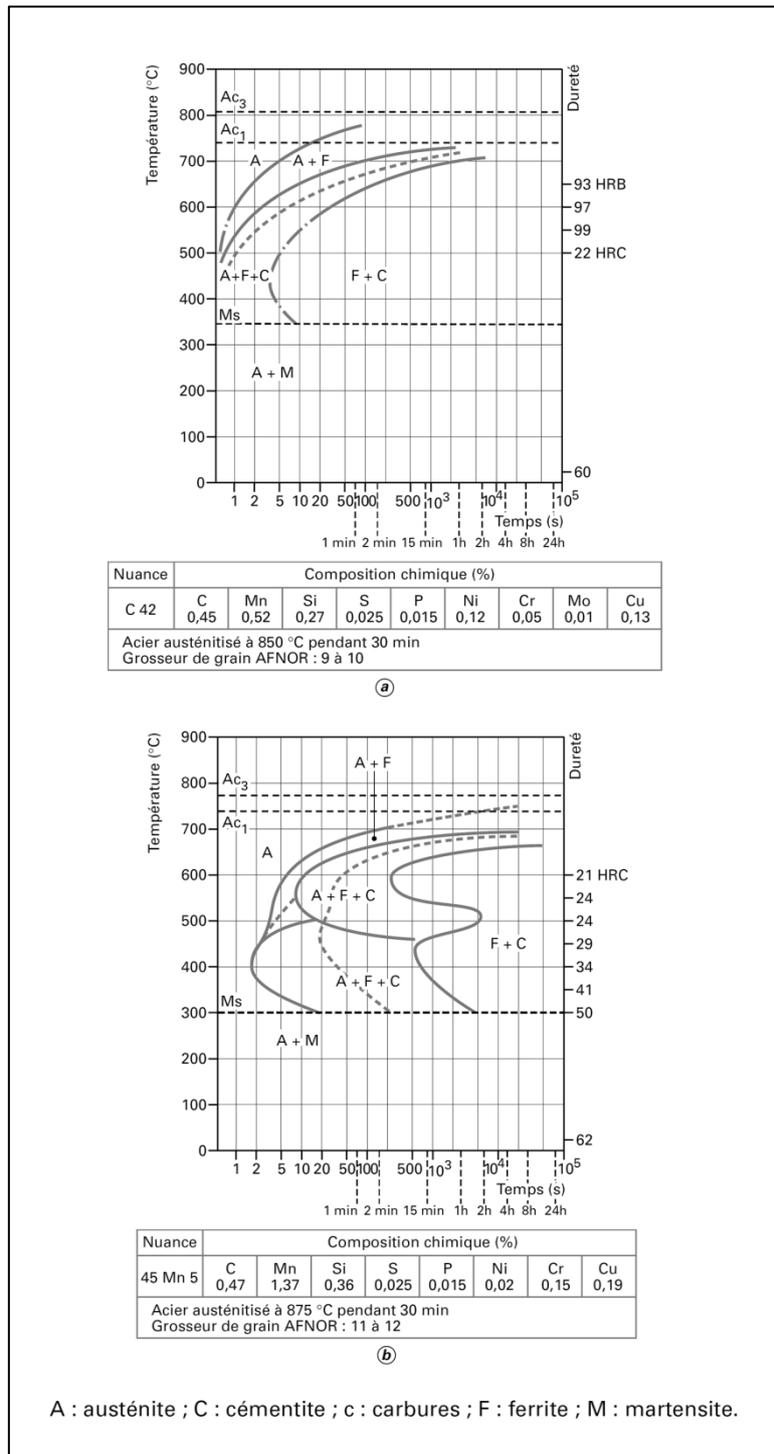


Figure 4-7 : Diagrammes TTT de deux aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage non carburigènes [18]

En ce qui concerne l'influence de tous les éléments d'alliage sur la position des courbes du diagramme TTT par rapport à l'axe des temps, on peut ajouter qu'en général elle est attribuée aux perturbations que ces éléments d'alliage, qui sont tous en solution solide de substitution dans l'austénite, apportent au réseau du fer. Ces perturbations retarderaient la germination et la croissance des phases.

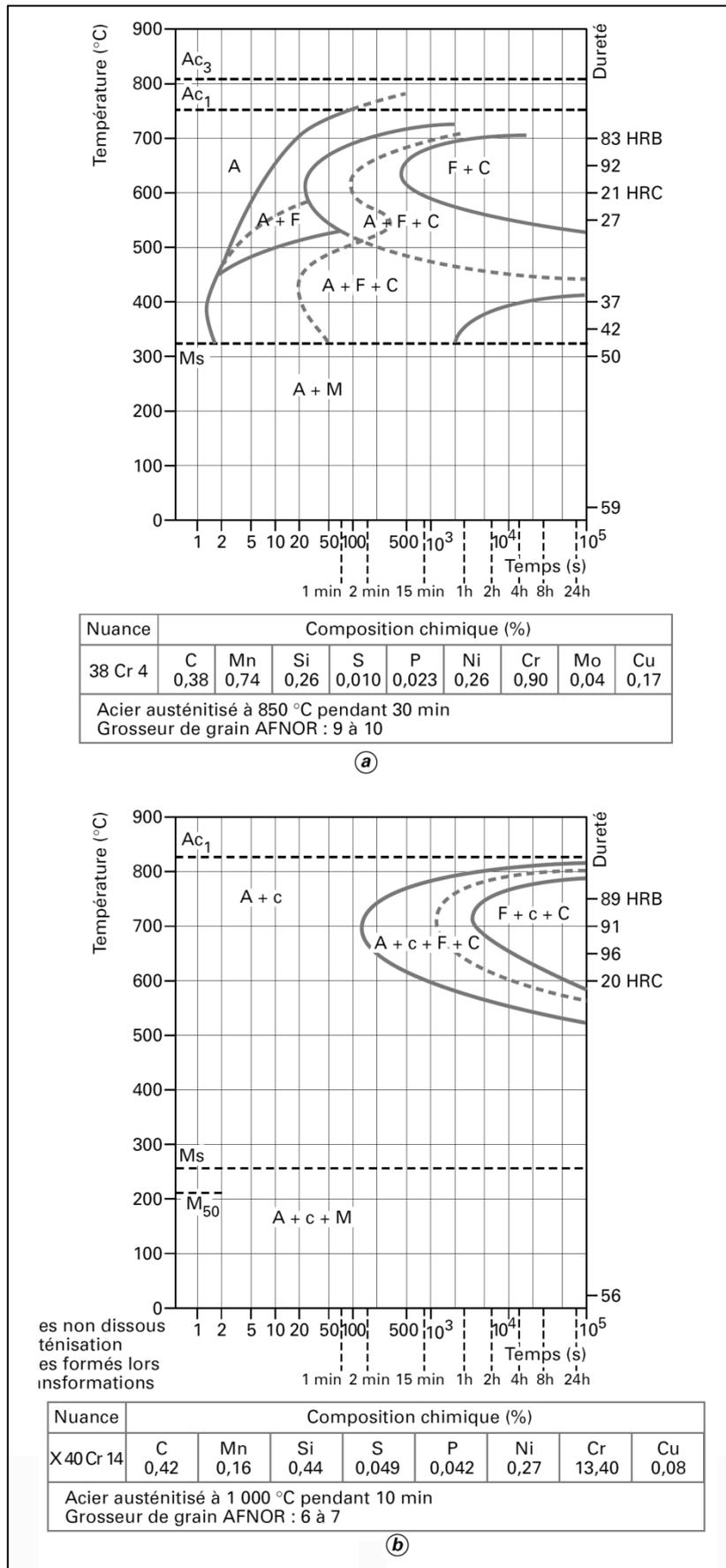


Figure 4-8 : Diagrammes TTT de deux aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage carburigènes [18]

Ce qui a été dit de l'influence des éléments d'alliage sur les courbes des diagrammes TTT s'applique aux diagrammes TRC. Les asymptotes, Ac_3 et Ac_1 et le point Ms subissent les mêmes variations et, par rapport à l'axe des temps, les courbes se déplacent d'une manière comparable [17]. C'est ainsi que :

- Tous les éléments d'alliage, à l'exception du Co, décalent les courbes vers la droite ; le cobalt les décalant vers la gauche ;
- Les éléments carburigènes font apparaître une discontinuité, voire une séparation entre le domaine supérieur (ferrite + perlite ou carbure + perlite) et le domaine bainitique.

Les Figures 4-9 et 4-10 donnent des exemples de l'action des éléments d'alliage, la première pour les éléments non carburigènes, la seconde pour les éléments carburigènes.

4.3 Décomposition de l'austénite

4.3.1 Transformation perlitique

La microstructure de la perlite est très importante car elle peut être formée dans presque tous les aciers par un traitement thermique approprié. La perlite est un mélange eutectoïde de ferrite et de cémentite. Il se forme à environ 727°C lorsque l'austénite est refroidie pour former des couches alternées de ferrite et de cémentite appelées perlite. La perlite ainsi formée se compose d'environ 88 % de ferrite et de 12 % de cémentite. L'une des caractéristiques les plus intéressantes de la transformation de l'austénite en perlite est que le produit de transformation de la perlite se compose de deux phases entièrement différentes. Une phase est la ferrite et a une très faible teneur en carbone tandis que la seconde phase est la cémentite qui contient 6,67 % de carbone en pourcentage massique. Une telle transformation n'est possible que par redistribution des atomes de carbone. La transformation perlitique est un phénomène de diffusion contrôlé et se produit par le mécanisme de germination et de croissance [24].

4.3.1.1 Mécanisme de transformation

Le modèle le plus populaire pour la formation de perlite a été proposé par F.C. Hull et R.F. Mehl. Ce modèle explique la nature lamellaire de la perlite. La transformation de l'austénite en perlite commence par la formation de noyaux cristallins de cémentite aux joints des grains d'austénite (Figure 4-11 a). La croissance des cristaux de cémentite engendre l'appauvrissement en carbone de l'austénite voisine, ce qui permet alors la germination et la croissance de la ferrite et conduirait au même phénomène de germination en cascade (Figure

4-11 b). La formation de ferrite engendre un enrichissement en carbone de l'austénite voisine. Cet enrichissement en austénite voisine forme les noyaux supplémentaires de cémentite (Figure 4-11 c). Par conséquent, il y a une formation alternée de cémentite et de ferrite (Figure 4-11 d) [24].

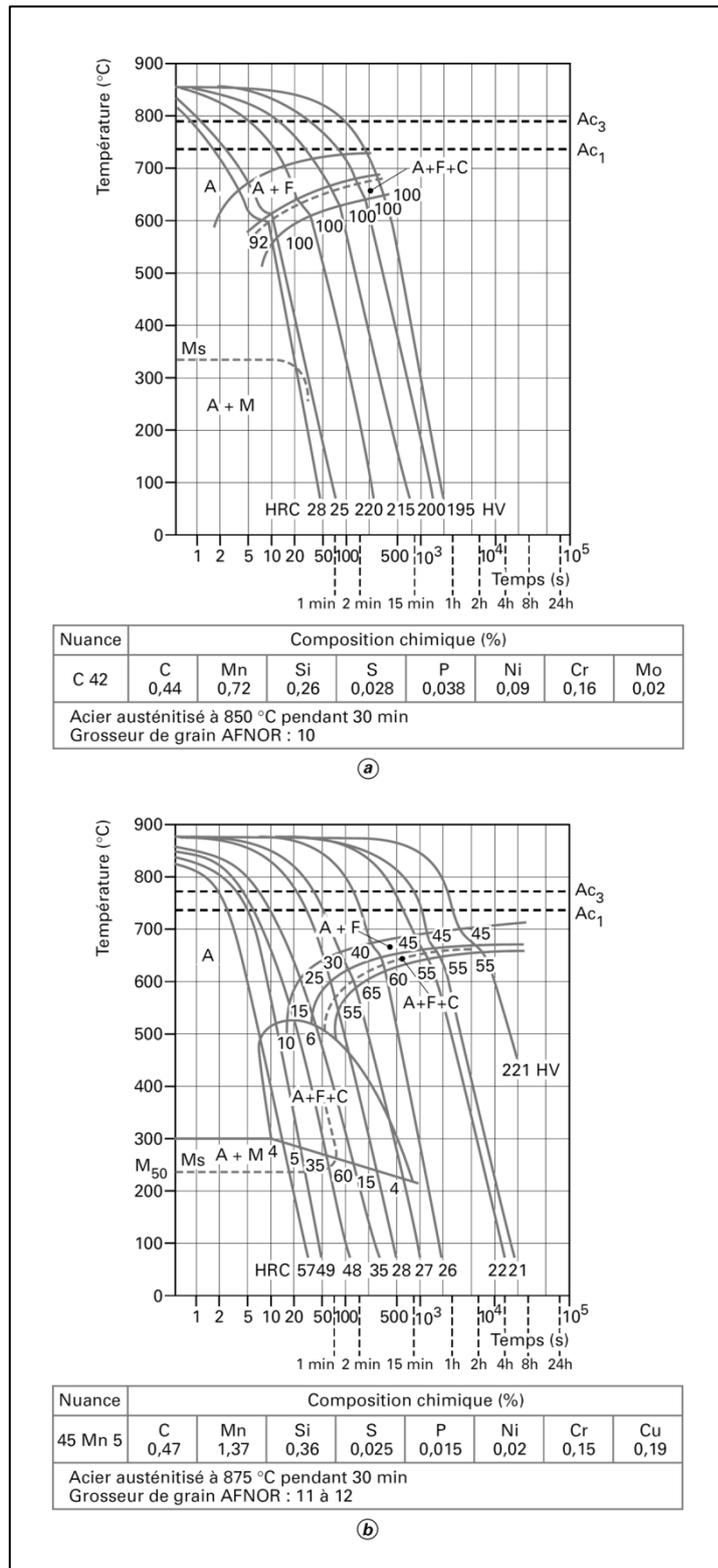


Figure 4-9 : Diagrammes TRC de deux aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage non carburigènes [18]

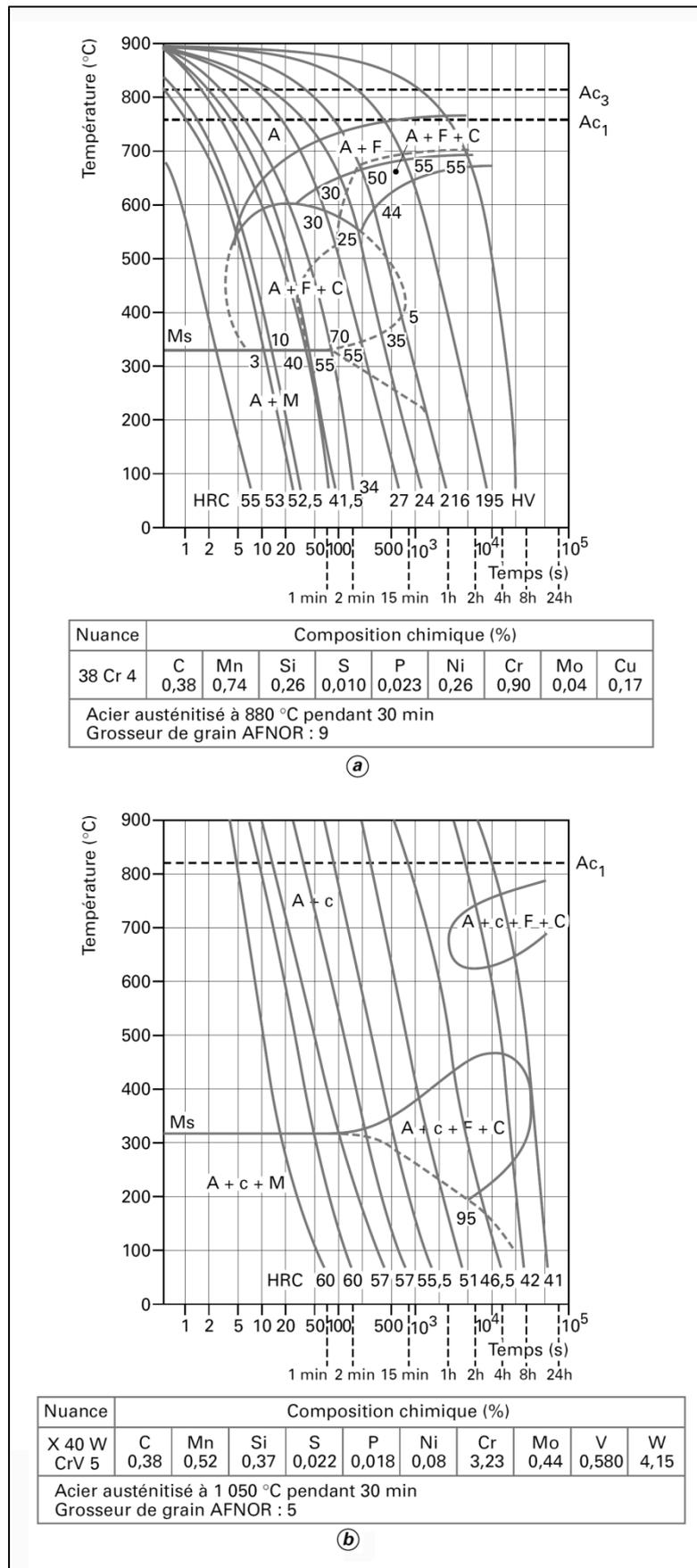


Figure 4-10: Diagrammes TRC de deux aciers contenant différentes proportions d'éléments d'alliage carburigènes [18]

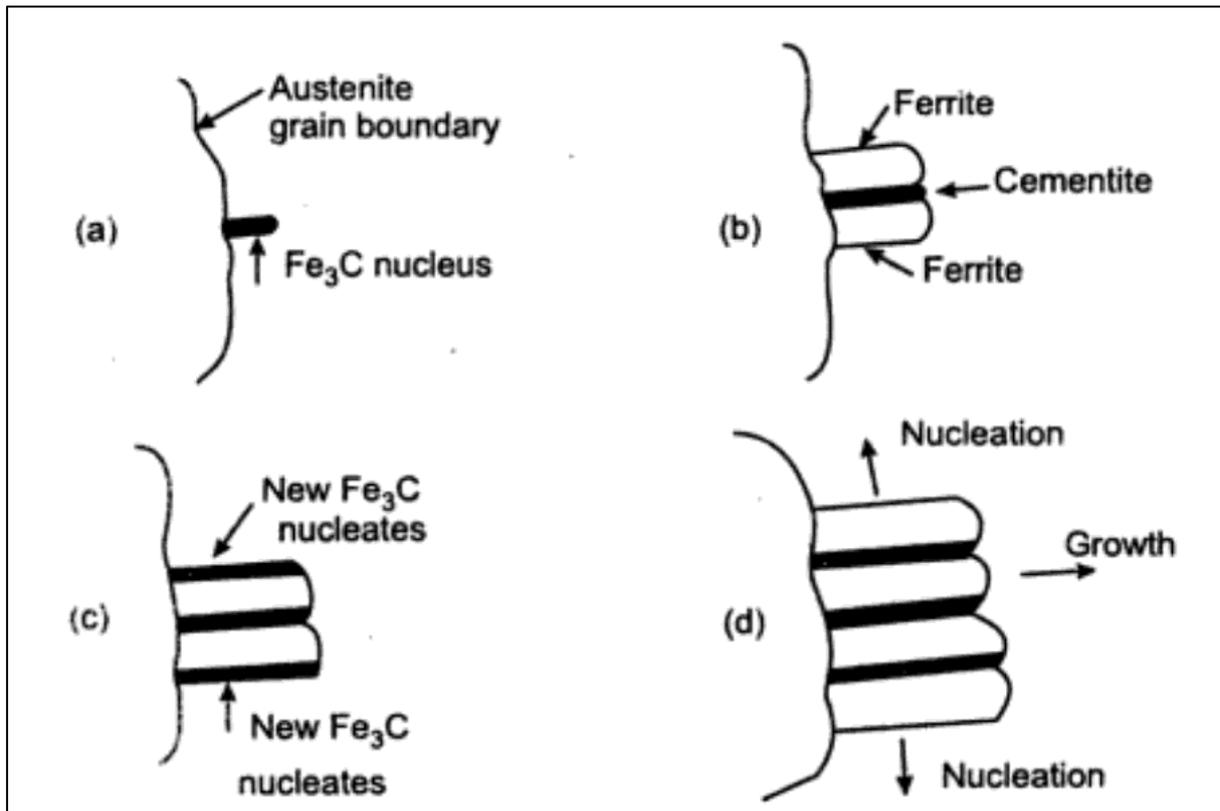


Figure 4-11 : étapes successives de formation de la perlite à partir de l'austénite par germination et croissance [25]

4.3.2 Transformation bainitique

La microstructure bainitique a été identifiée pour la première fois à la suite d'expériences de transformation isotherme par Davenport et Bain, qui ont rapporté la découverte d'un «agrégat de gravure aciculaire et sombre» formé après un maintien isotherme entre les températures de formation de perlite et de martensite [25].

La bainite est un produit de décomposition isotherme de l'austénite qui se forme lors du refroidissement dans la gamme de températures inférieure à celle de la perlite mais supérieure à celle de la martensite. Comme la perlite, la bainite se forme lorsque l'austénite (γ) se transforme en ferrite (α) et en cémentite (Fe_3C). La bainite présente certaines des caractéristiques de la croissance contrôlée par la diffusion de la perlite et certaines des caractéristiques de transformation displacive observées dans la martensite; c'est-à-dire que la bainite est en quelque sorte un croisement entre la perlite et la martensite. Un peu comme la perlite, la bainite est une structure à deux phases qui contient des régions ferrite-cémentite qui se forme à partir de la décomposition eutectoïde de l'austénite. Cependant, les carbures dans la bainite sont petits et volumineux, semblables à la martensite après la trempe plutôt qu'aux plaquettes de cémentite dont la perlite est caractérisée. En raison de ces différences structurelles, la bainite a des propriétés différentes de celles de la perlite. Alors que les aciers

perlitiques ont une résistance à la traction élevée mais une ténacité relativement faible, les aciers bainitiques, en particulier les aciers bainitiques inférieurs, présentent à la fois une résistance à la traction élevée et une bonne ténacité. La microstructure lamellaire de la perlite a un effet important sur sa ténacité, la ténacité augmentant à mesure que l'espacement de la cémentite diminue. La bainite ne développe pas de structure lamellaire. Au lieu de cela, la bainite se présente sous un arrangement de ferrite en lattes et en aiguilles très fines ou de plaquettes dans les aciers hypoeutectoïdes, et les carbures fins sont discrets. En conséquence, les microstructures bainitiques sont généralement plus tenaces que les microstructures perlitiques. En raison de la microstructure fine de la bainite, elle est également plus dure que la perlite dans les aciers de même teneur en carbone. [26]. La bainite est regroupée en deux types, la bainite supérieure et la bainite inférieure (Figure 4-12), en fonction de la gamme de température à laquelle se produit la transformation. La bainite supérieure se forme de manière isotherme dans la gamme de température de 400 à 550 °C, tandis que la bainite inférieure se forme de manière isotherme dans la gamme de température de 250 à 400 °C. Les deux types de bainite ont une morphologie aciculaire, la bainite supérieure étant plus grossière que la bainite inférieure. A haute température, les plaques sursaturées en carbone de ferrite bainitique rejettent le carbone dans l'austénite voisine par diffusion, laissant la ferrite bainitique supérieure libre de carbures internes. Ainsi, la teneur accrue en carbone de l'austénite crée une force motrice pour la précipitation de la cémentite dans les régions inter-lattes de la microstructure. À basse température, la diffusion du carbone hors de la ferrite bainitique est plus lente et incomplète, ce qui conduit à la précipitation de carbures à la fois dans la région inter-latte et à l'intérieur de la latte de ferrite. Ces deux processus de croissance sont représentés schématiquement sur la Figure 4-13. En raison de ces différences de morphologie, la bainite supérieure et inférieure ont des propriétés mécaniques différentes. La bainite inférieure, avec une structure aciculaire fine et des carbures dans les lattes, a une résistance et une ténacité plus élevées que la bainite supérieure avec sa structure plus grossière [26].

4.3.2.1 Bainite supérieure

La bainite supérieure se développe sous forme d'empilements (lattes parallèles) ou d'aiguilles de ferrite. La germination de la ferrite commence généralement aux joints de grains de l'austénite, et la cémentite se développe sous forme de particules allongées qui sont généralement orientées parallèlement à la direction de croissance des lattes de ferrite. La cémentite se forme aux interfaces de la ferrite/austénite nouvellement formée, car la capacité

de la cémentite à la germination à ces emplacements est plus grande à celle aux interfaces des lattes au sein de la ferrite nouvellement formée par la diffusion de carbone. L'espacement entre les particules de cémentite dans la bainite supérieure est déterminé principalement par la taille des lattes de ferrite, et cet espacement est généralement assez grand par rapport à l'espacement lamellaire de la perlite. Comme les plaques de ferrite dans la bainite supérieure sursaturées en carbone rejettent le carbone dans l'austénite voisine par diffusion, la ferrite est laissée libre de carbures internes. La transformation aux températures plus basses favorisent davantage de plaques de ferrite à proximité les unes des autres et augmentent l'étendue des précipitations de cémentite. La bainite supérieure dans l'acier au carbone devient progressivement plus grossière et plus plumeuse avec des teneurs en carbone plus faibles, et la cémentite peut être dissout lorsque la teneur en carbone est inférieure à environ 0,25 % en pourcentage massique [26].

4.3.2.2 Bainite inférieure

La bainite inférieure est significativement différente de la bainite supérieure en termes de cinétique et de phase carbure. À des températures de transformation plus basses, plus proches de la température M , la ferrite a tendance à former des aiguilles de martensite avec une forme nettement plus lenticulaire, par rapport à la bainite supérieure. La bainite inférieure est également constituée d'un carbure cristallographiquement distinct de celui de la cémentite. Le carbure dans la bainite inférieure est le carbure epsilon ($Fe_{2,4}C$) ou le carbure de Hägg. La diffusion joue un rôle dans la trempe des aiguilles de la bainite inférieure, et l'apparence de la bainite inférieure est très similaire à celle de la martensite trempée. Cependant, la bainite inférieure ne présente pas de macles de transformation qui caractérisent la martensite dans les aciers à haute teneur en carbone. La bainite inférieure, avec sa structure aciculaire fine et ses carbures dans les lattes, a une résistance et une ténacité plus élevées que la bainite supérieure à structure plus grossière. À des températures plus basses, la diffusion du carbone hors de la ferrite bainitique est plus lente et incomplète, ce qui conduit à la précipitation de carbures à la fois dans la région inter-latte et à l'intérieur de la latte de ferrite [26].

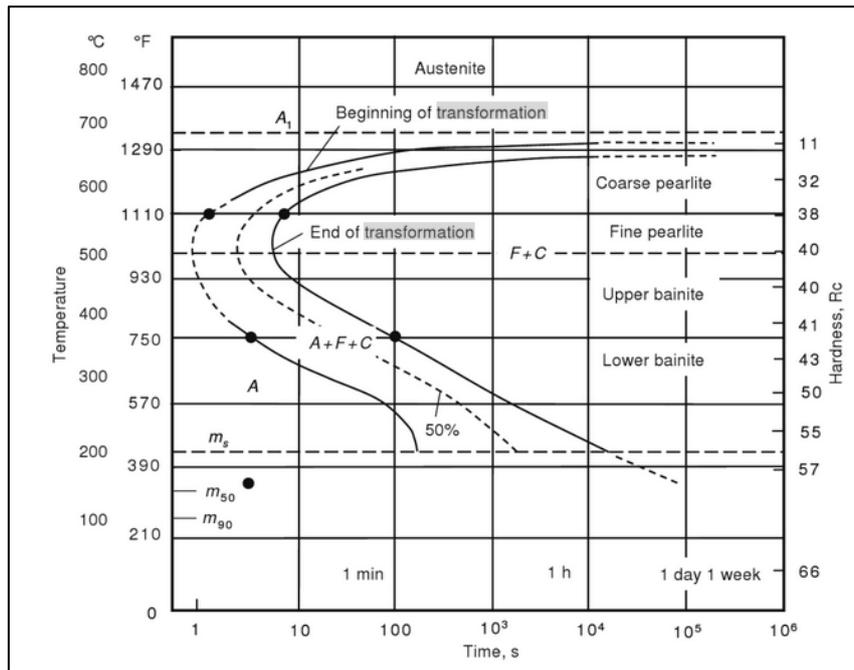


Figure 4-12 : Diagramme de transformation isotherme de l'acier 1080 [26]

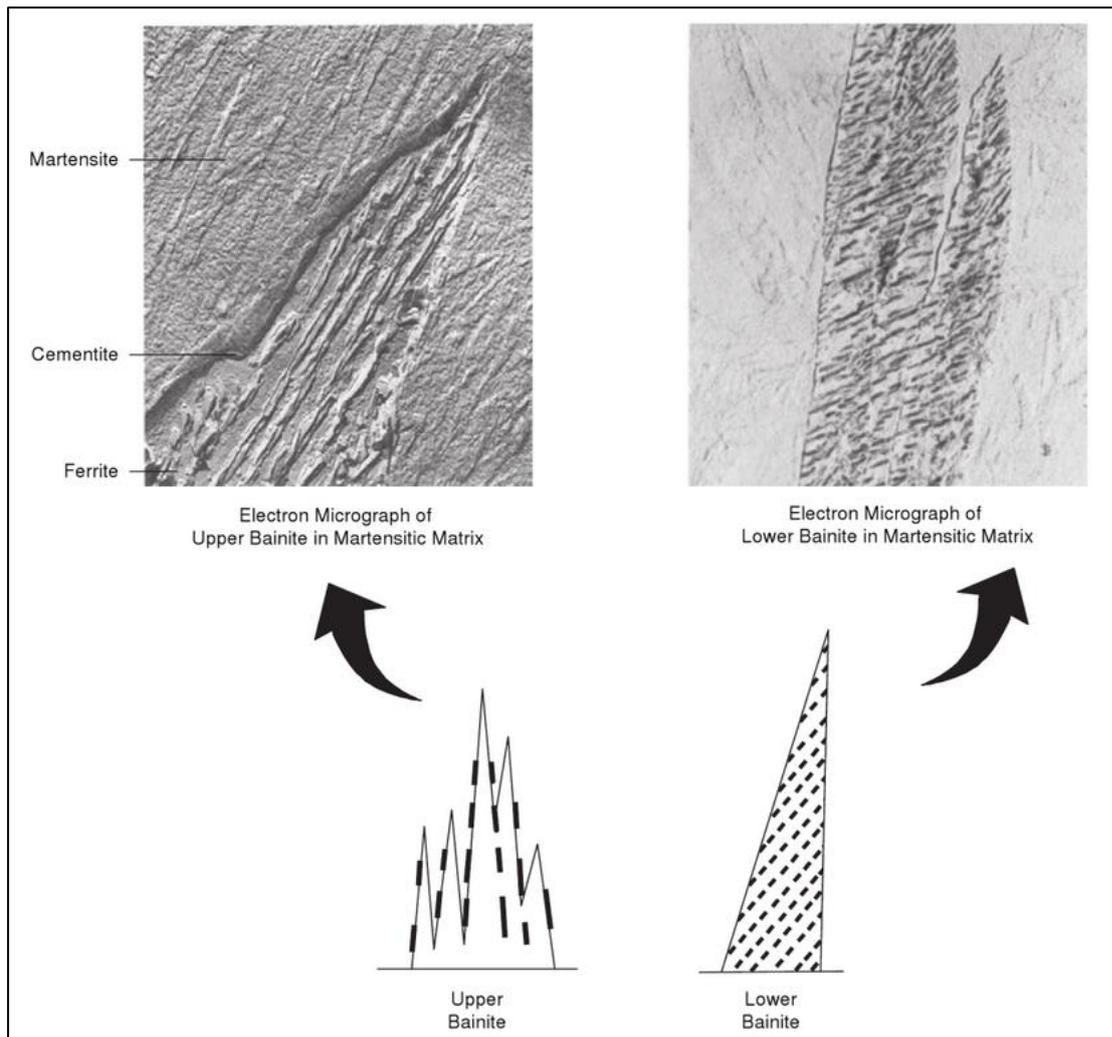


Figure 4-13 : Morphologie de la bainite [26]

4.3.3 Transformation martensitique

La martensite se forme dans les aciers lorsqu' ils sont chauffés dans le domaine austénitique puis rapidement refroidis à une température inférieure à celle de début de transformation martensitique M_s .

La transformation de la martensite diffère des autres transformations de phase de plusieurs manières [26]:

- La réaction est une transformation de phase sans diffusion.
- Aucun changement de composition chimique ne se produit entre la martensite et la phase mère (austénite originelle).
- Il y a un changement structurel coordonné du réseau cristallin « mode militaire ». C'est-à-dire que les atomes se déplacent de façon coopérative (comme des soldats dans un défilé) d'une distance inférieure à la distance interatomique (transformation displacive).
- Il existe certaines relations cristallographiques entre la martensite et la phase mère.

En général, une réaction martensitique peut être définie comme un mécanisme de formation d'une nouvelle structure cristallographique qui ne nécessite pas de diffusion atomique.

4.3.3.1 Formation de martensite dans les aciers

L'austénite (structure cristalline CFC) se transforme en une structure quadratique centrée (Figure 4-14). Cette structure est essentiellement la même que la structure de ferrite (structure cristalline CC), sauf qu'elle a été déformée en une structure quadratique en raison du piégeage du carbone qui n'a pas eu le temps de se diffuser et de former de la cémentite. Comme la transformation martensitique n'implique pas de diffusion, elle se produit presque instantanément, se rapprochant de la vitesse du son dans la matrice d'austénite. Tous les atomes de carbone forment une solution solide sursaturée d'insertion dans la martensite, et donc, cette solution solide est capable de se transformer rapidement en autres structures [26].

La transformation martensitique entraîne une expansion volumétrique et un durcissement de l'acier. Comme la Figure 4-15 montre, le rapport c/a de la maille quadratique augmente à mesure que la teneur en carbone augmente. Avec une bonne approximation, les variations des paramètres c et a sont linéaires, la valeur de c augmentant fortement avec l'augmentation de la teneur de carbone alors que le paramètre a diminue.

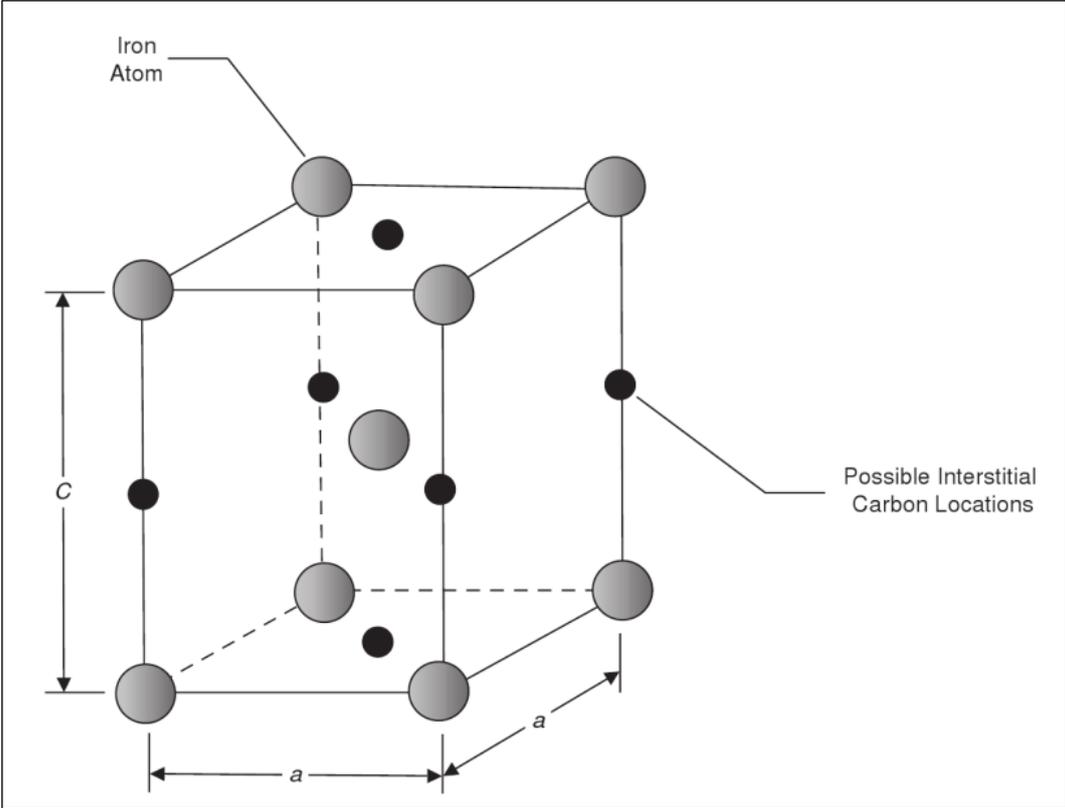


Figure 4-14 : La structure quadratique centrée de la martensite [26]

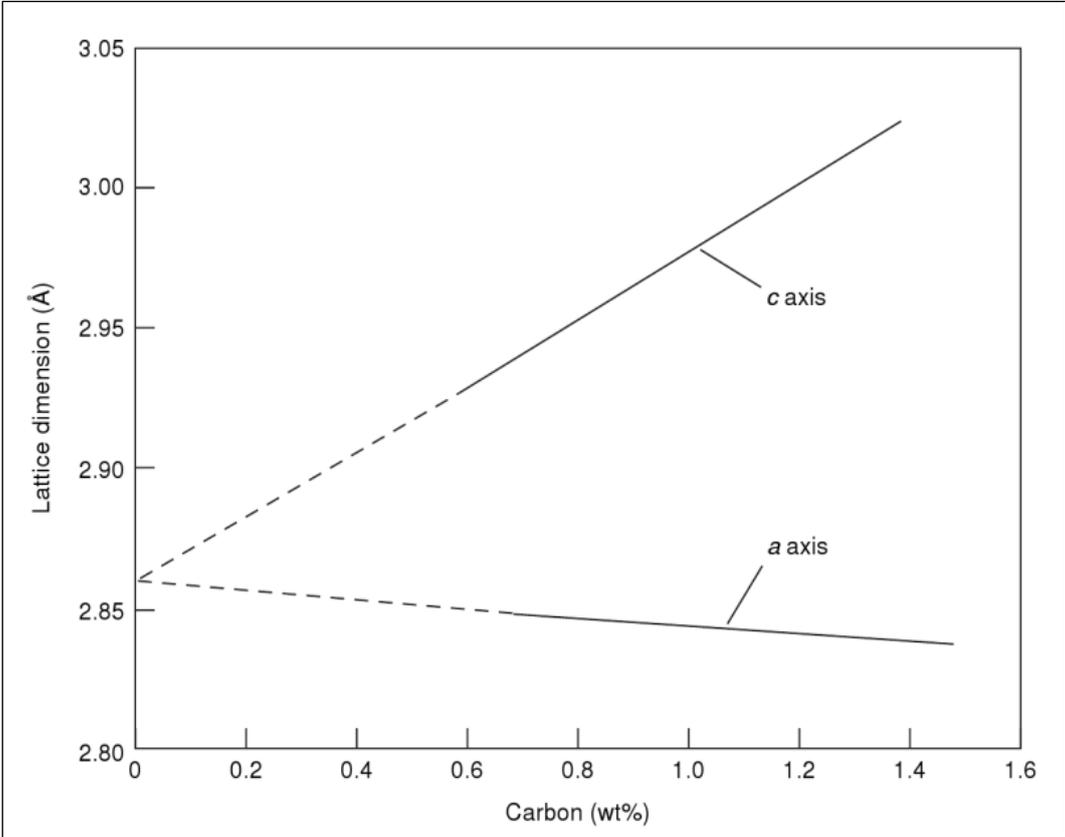


Figure 4-15 : variation des paramètres a et c en fonction de la teneur de carbone [26]

Deux mailles cubiques faces centrées adjacentes d'austénite sont représentées sur la Figure 4-16(a), dans laquelle une maille quadratique a été identifiée. Les atomes identifiés sur la Figure 4-16(a) ont été isolés dans la partie gauche de la Figure 4-16(b). A ce stade, les dimensions de la maille quadratique sont toujours celles dérivées du paramètre de la maille d'austénite. La maille quadratique dans la partie droite de la Figure 4-16(b) est celle de la martensite avec les paramètres de maille a et c , correspondant à une teneur en carbone donnée représentée sur la Figure 4-15. Notez qu'une déformation du réseau est nécessaire pour produire de la martensite à partir de l'austénite. Cette déformation a été identifiée pour la première fois par Bain et est appelée déformation de Bain. Comme indiqué précédemment sur la Figure 4-15, la déformation de Bain produit une expansion le long de l'axe c et une contraction le long de l'axe a [26].

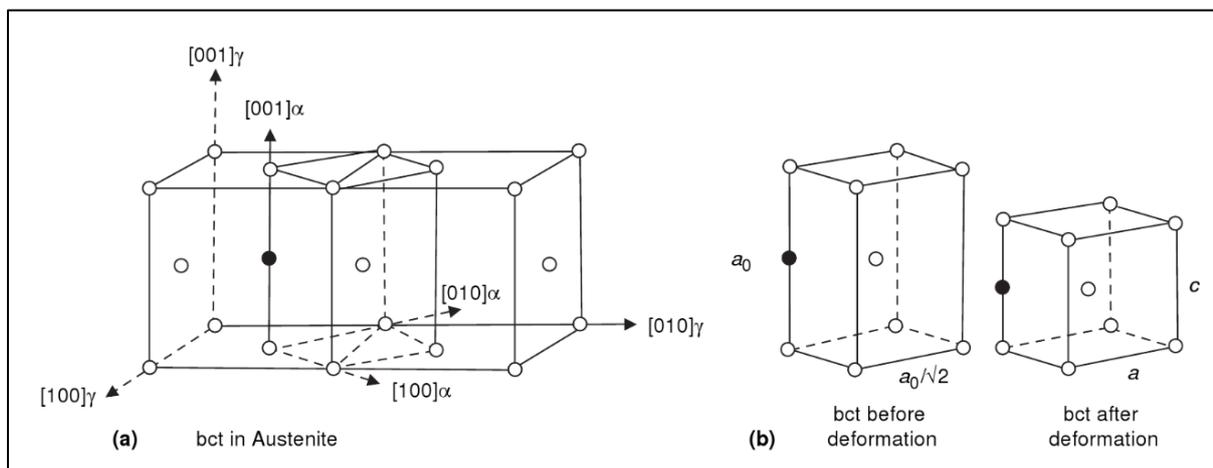


Figure 4-16: Transformation de l'austénite en martensite [26]

À l'examen métallographique, la martensite peut apparaître sous forme de plaquettes ou lentilles (martensite dite aciculaire) ou sous forme de lattes (martensite dite massive) [19]:

- **La martensite en plaquettes** (Figure 4-17) est constituée de plaquettes dont la forme lenticulaire est probablement due à l'accommodation des contraintes développées lors de la transformation, accommodation qui, lorsqu'elle est plastique, crée dans chaque plaquette une sous-structure constituée de fines macles parallèles. On constate que le développement des plaquettes se fait dans le grain d'austénite suivant des directions définies par le réseau de ce dernier et quasiment sans épaisseur ; la croissance d'une plaquette s'arrête lorsqu'elle rencontre un joint de grain ou une autre plaquette de telle sorte qu'au cours de la transformation les plaquettes formées successivement

sont de moins en moins grandes. Il est généralement admis que, pour les alliages Fe-C, le plan d'accrolement peut être alors un plan 225 ou un plan 259 de l'austénite initiale ;



Figure 4-17: Martensite en plaquettes de l'acier Fe-20Ni-0,5C

- **La martensite en lattes** (Figure 4-18) est constituée de blocs aux limites irrégulières, eux-mêmes formés de plaquettes de 0,1 à 0,2 mm d'épaisseur, les « lattes », regroupées parallèlement en paquets (les blocs). Ces lattes contiennent une forte densité de dislocations. Le plan d'accrolement étant un plan 111 de l'austénite. L'austénite résiduelle serait retenue sous forme d'un film mince enserré entre les lattes. En général, il est admis que la martensite des aciers dont le point M_s est assez haut (aciers peu chargés en carbone et peu ou pas alliés) est une martensite en lattes tandis que celle des aciers dont le point M_s est plus bas (aciers plus riches en carbone et plus alliés) est une martensite en plaquettes.

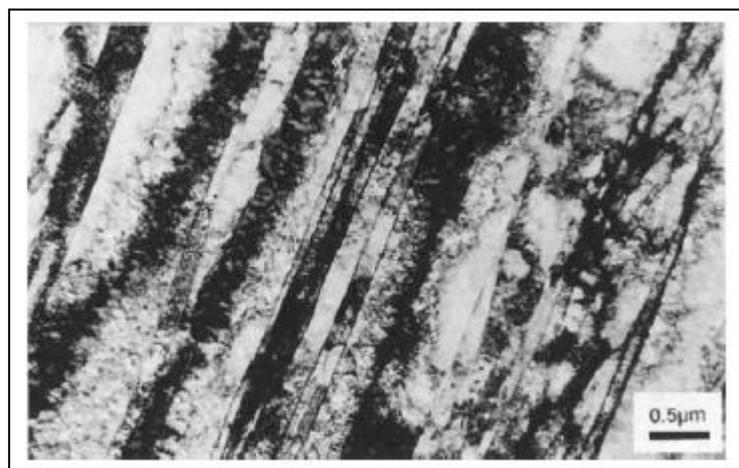


Figure 4-18 : Martensite en lattes de l'acier X12Cr13

- **La martensite mixte** : La Figure 4-19 montre que la martensite est mixte avec des grandes plaquettes noyées dans des lattes au centre du grain.

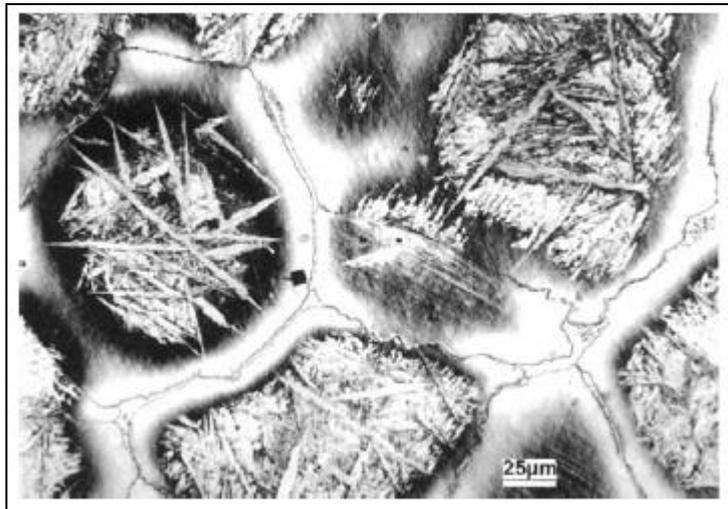


Figure 4-19 : Micrographie optique d'un alliage Fe- 12Cr-3Mo-0,7Mn-0,3Si-1C refroidi à 60 °C/h depuis l'état liquide et trempé.

4.4 Revenu des aciers spéciaux et alliages

L'état structural obtenu après développement de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ au cours d'un refroidissement continu étant généralement métastable à la température ambiante, un réchauffage permet, dans certaines conditions, de provoquer un retour plus ou moins important vers l'état d'équilibre. Ce retour constitue une phase importante des transformations des aciers connue sous le terme général de « revenu ». Comme l'on recherche un retour vers l'état d'équilibre, il est évident que le réchauffage qui provoque le revenu ne doit pas atteindre la température à laquelle la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ peut s'amorcer. La description des phénomènes se produisant au cours du revenu se fait généralement en considérant l'effet d'un cycle thermique comportant [17]:

- un chauffage jusqu'à une température dite température de revenu toujours inférieure à A_{c1} ;
- un maintien de durée contrôlée à cette température ;
- un refroidissement jusqu'à la température ambiante.

Par ailleurs, compte tenu de l'instabilité différente des divers constituants structuraux susceptibles d'exister hors équilibre, il est nécessaire de s'intéresser, lors du revenu, au comportement de chacun d'eux.

4.4.1 Revenu de la martensite

4.4.1.1 Cas d'un acier non allié

Il est habituel, lorsque l'on décrit le revenu de la martensite d'un acier au carbone de distinguer, dans son évolution en fonction de la température, trois stades [17]:

- le premier, entre 20 °C et 200 °C ;
- le deuxième, entre 200 °C et 300 °C ;
- le troisième, entre 300 °C et 450 °C ;

Auxquels certains rajoutent un quatrième stade entre 450 °C et Ac_1 .

En effet, dès le début du chauffage, le carbone tend à quitter les sites qu'il occupe dans la maille quadratique de la martensite. Il commence par ségréger vers les défauts du réseau. La maille de la martensite commence à perdre ainsi une petite partie de son caractère quadratique. À partir d'environ 100 à 150 °C, on commence à détecter une précipitation du carbone qui se fait sous la forme du « carbure ε » ($Fe_{2,4}C$) éventuellement accompagné (dans certains aciers à haute teneur en carbone), d'un autre carbure de fer, le « carbure de Hägg » ou carbure χ (Fe_5C_2) qui apparaît dans les joints des macles de la martensite ; ces deux carbures sont hors équilibre et donc métastables. Cette précipitation s'accompagne d'une diminution sensible de la distorsion de la maille quadratique de la martensite mais cette évolution s'arrête ne conduit donc pas à la restauration complète de la maille cubique [17].

À plus haute température encore (au-delà de 250 °C environ), on constate, simultanément et progressivement, l'apparition de la cémentite Fe_3C et la disparition des autres types de carbure de fer (il n'est pas encore possible de préciser si la cémentite se forme par transformation in situ des carbures ε comme cela semble se passer avec le carbure χ ou si elle précipite pendant que celui-ci se dissout) et, conséquence de la précipitation totale du carbone, on assiste en fin au retour complet de la maille du fer à sa forme cubique centrée d'équilibre. Les précipités de Fe_3C formés au cours de cette période ont la forme de plaquettes qui sont d'autant plus grosses que la température de revenu est plus élevée. Toutes ces évolutions progressives ramènent l'alliage fer-carbone à son état d'équilibre chimique fer α cubique centré + cémentite qui est pratiquement atteint vers 450 °C [17].

Au cours de tout ce processus de retour à l'équilibre chimique, on assiste à une baisse progressive de la résistance à la traction, mais par contre à une remontée continue des caractéristiques de ductilité. L'ampleur de ces évolutions croît avec l'élévation de la

température. Pour sa part, la limite d'élasticité subit une évolution particulière car jusqu'à 300-350 °C environ son niveau augmente alors que la température de revenu s'élève (et que la résistance à la traction diminue) ; cette particularité est due au fait que, lors de l'essai de traction qui permet de mesurer cette limite d'élasticité, la distorsion du réseau de la martensite se traduit par une précontrainte qui s'ajoute à la sollicitation extérieure et déclenche, pour un relativement bas niveau de cette dernière, un début de déformation plastique. Au fur et à mesure que la distorsion du réseau de la martensite diminue (à la faveur de la précipitation du carbone) cette précontrainte s'abaisse et il est nécessaire d'appliquer un effort de plus en plus important pour sortir du domaine élastique. Quand tout le fer est revenu à l'état cubique centré, la limite d'élasticité retrouve une évolution parallèle à celle de la résistance à la traction [17].

Par ailleurs, il faut noter que, entre 200 °C et 300 °C, peut se produire un phénomène très important : la décomposition de l'austénite résiduelle dont les conséquences peuvent interférer avec celles du revenu de la martensite.

4.4.1.2 Cas d'un acier allié

Les trois premiers stades du revenu des martensites des aciers au carbone alliés sont sensiblement identiques à ceux décrits pour les aciers au carbone. Seuls les domaines de température dans lesquels se développent les différents phénomènes peuvent se décaler légèrement. C'est ainsi que le silicium qui freine la croissance des particules de carbure et élargit le domaine de stabilité du carbure ϵ retarde la précipitation de Fe_3C et, par là-même, l'adoucissement concomitant. Signalons que ce rôle du silicium est attribué au fait qu'il est insoluble dans la cémentite ; lors de la formation de celle-ci, le rejet du silicium va engendrer un enrichissement au voisinage du carbure, enrichissement qui provoque une augmentation de l'activité du carbone et diminue donc la diffusion de cet élément vers le carbure et ralentit la croissance de ce dernier [17].

Cr, Mo, V, W, Nb, Ti qui ont été mis en solution dans l'austénite à haute température, une nouvelle évolution va apparaître à des températures supérieures à 450 °C, évolution dont la manifestation la plus sensible est le durcissement secondaire. En effet, à ces températures, la diffusion des atomes des éléments carburigènes devient possible et l'affinité de ces derniers pour le carbone peut se manifester ; on assiste alors à un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes ; la cémentite disparaît et de nouveaux carbures précipitent. Cette transformation peut se faire selon deux processus différents [17]:

- Les particules de cémentite peuvent se transformer in situ en particules de carbure allié, la germination de ces dernières se faisant à l'interface ferrite-cémentite ;
- Les particules de cémentite se redissolvent dans la matrice ferritique et les nouveaux carbures alliés germent et se développent sur de nouveaux sites (essentiellement les dislocations).

Cette réaction d'échange se développe dans un domaine de température compris généralement entre 450 °C et 600 °C (c'est ce que certains appellent le quatrième stade du revenu des martensites alliés). Aux plus basses températures de cet intervalle, elle provoque l'apparition de très fins précipités généralement cohérents, invisibles au microscope optique et dont l'effet durcissant peut alors être très important. Au-delà de 600 °C et jusqu'à A_{c1} , on assiste à la coalescence de ces précipités après qu'ils eurent perdu leur cohérence avec la matrice [17].

4.4.2 Effet de précipitation des carbures et des Intermétalliques

Le revenu des aciers alliés diffère principalement de celui des aciers non alliés. Les aciers alliés trempés, en général, contiennent plus d'austénite résiduelle, car tous les éléments d'alliage diminuent les températures M_s (température de début de transformation martensitique) et M_f (température de fin de la transformation martensitique). Donc, la décomposition de l'austénite résiduelle pendant le revenu peut jouer un rôle plus important sur les propriétés des aciers alliés trempés et revenus, en particulier dans les aciers contenant des teneurs plus élevées en carbone et en éléments d'alliage [27].

De plus, les éléments d'alliage carburégènes forts, tels que Cr, Mo, Ti, V, N, W, etc., précipitent sous forme de carbures d'éléments d'alliage lors du revenu à des températures supérieures à 500°C. Ces précipités, lorsqu'ils sont finement dispersés, contribuent sensiblement à la dureté de ces aciers. C'est ce qu'on appelle le durcissement secondaire. Les réactions de base se produisant pendant le revenu des aciers faiblement alliés sont essentiellement les mêmes, alors qu'il y a une exception de la précipitation des carbures d'éléments d'alliage pour les aciers non alliés. Cependant, les éléments d'alliage affectent l'activité et la diffusivité du carbone ainsi que la stabilité de ces carbures. La plupart des éléments d'alliage, en général, ralentissent l'adoucissement de la martensite lors du revenu.[27].

Grange et al. [27] ont systématiquement étudié l'effet de petites additions de Mn, P, Si, Ni, Cr, Mo et V sur la dureté des aciers revenus de teneur bas à moyen en carbone. Le revenu de ces aciers s'effectue pendant 1 h de 200°C à 700°C. La contribution des éléments d'alliage à la dureté de martensite revenu est montrée à la Figure 4-20 pour certaines températures de revenu. L'effet de P et Ni sur la dureté de la martensite revenu est essentiellement le même à toutes les températures de revenu et est principalement dû au durcissement en solution solide de la ferrite par ces éléments. Le silicium (Si) a un effet beaucoup plus important sur la dureté de la martensite revenu à environ 300°C qu'à toute autre température. Le silicium améliore la stabilité du carbure ϵ vis-à-vis de la cémentite et, par conséquent, retarde la précipitation de la cémentite au détriment du carbure ϵ , un changement qui se produit vers 300°C). A d'autres températures de revenu, l'effet de silicium est également essentiellement dû au durcissement en solution solide. Les éléments carburégènes, tels que Mn, Cr, Mo, V, etc., retardent en général le grossissement des particules de cémentite et, par conséquent, donnent un effet durcissant amélioré par rapport au durcissement en solution solide. De plus, les éléments carburégènes forts, tels que Mo, V, Ti, Nb, etc. précipitent sous forme des fins carbures dispersés au-dessus de 500°C, donnant lieu à un durcissement secondaire. L'effet de Mo et de V dans cette gamme de température sur la Figure 4-20 reflète leur effet de durcissement secondaire.

On cite, ci-après, les principaux composés intermétalliques dont on peut provoquer la précipitation pour durcir les aciers spéciaux [17]:

- NiAl dans les aciers inoxydables ferritiques ou martensitiques ;
- Ni₃Al dans les aciers austénitiques ;
- Ni₃Ti et des composés de Fe, Ni, Mo et de Fe, Mo dans les aciers maraging.

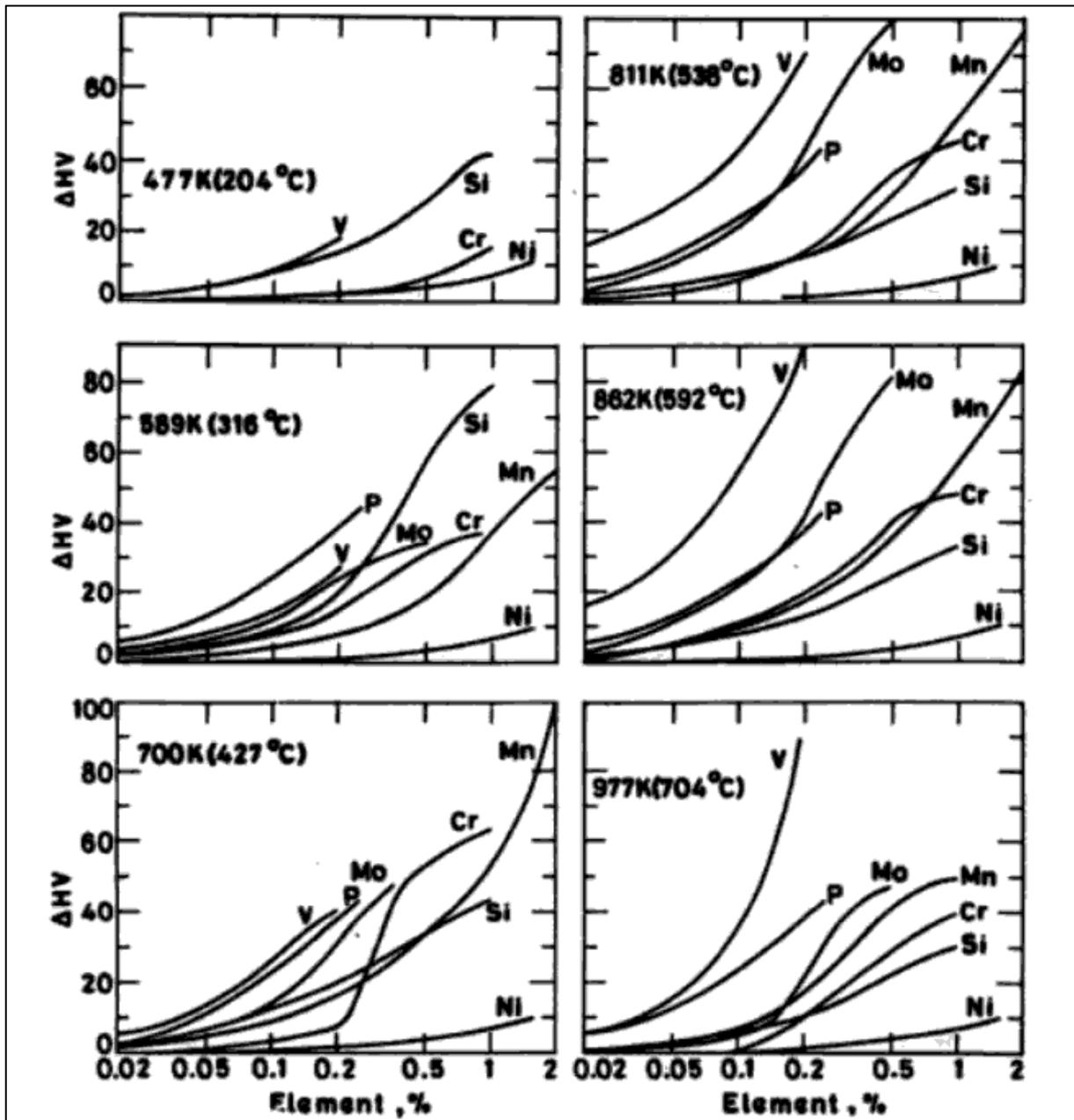


Figure 4-20: Effet des éléments d'alliage sur la dureté de la martensite revenu à différentes températures [27]