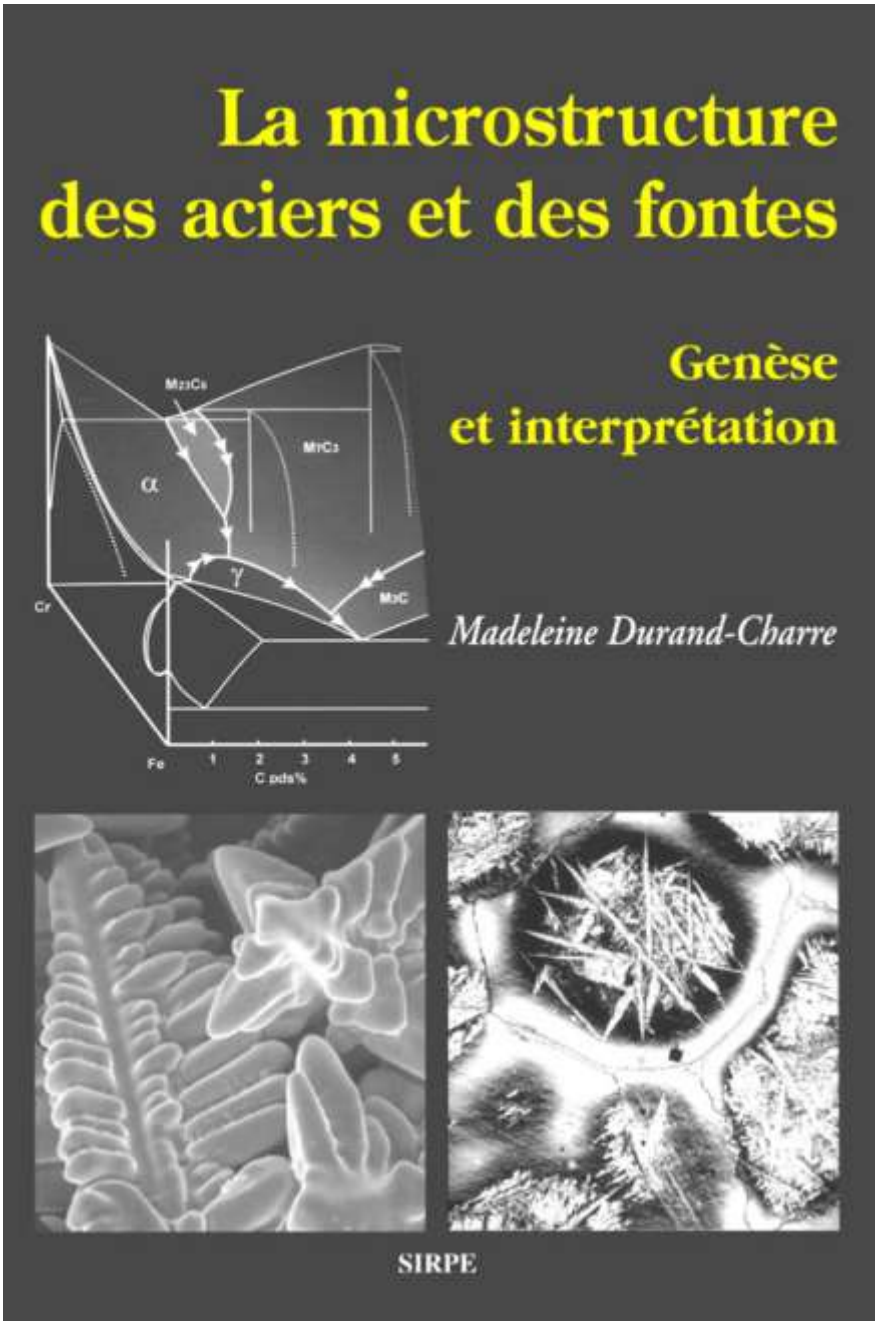
Extrait de l'ouvrage :



12

La transformation bainitique

«The mechanism of bainite formation has been the subject of numerous original research papers and reviews for almost a century but without any signs of controversies being resolved. For beginners and even for experts in related fields this wealth of information has been very confusing...»
M. Hillert in *"Preface to the Viewpoint Set on: Bainite"* [Hil02] [9]
La confusion persiste malheureusement. L'option choisie dans ce chapitre a été de faire parler les images.

12-1 Les structures bainitiques

Qu'est ce que la bainite?

Le point commun des microstructures bainitiques est que toutes développent une ferrite à caractère souvent aciculaire et riche en dislocations. Deux types de microstructures se forment, soit dans la gamme haute des températures limitée par le domaine de la perlite, c'est la bainite supérieure avec une morphologie en paquets de lattes, soit dans la gamme basse limitée par le domaine de la martensite avec une morphologie en plaquettes individuelles, et c'est la bainite inférieure.

Les diverses ferrites bainitiques sont plus dures que les ferrites car la densité de dislocations est élevée. Cette densité dont la valeur est autour de 10^{15} m^{-2} diminue de l'ordre d'un facteur dix lorsque la température de transformation s'élève entre 400 et 700 °C. La microdureté d'une bainite varie entre 300 et 500 H_V.

Il est maintenant admis que la transformation bainitique se produit sans redistribution des éléments d'alliage en substitution et que les conditions d'équilibre à l'interface sont celles définies comme para-équilibre (PE) ou d'équilibre local sans "partition" (NP-LE). Prenons l'exemple d'un acier contenant du cuivre, aucun précipité n'est détectable en microscopie à transmission classique dans la ferrite ou la cémentite bainitique formées à

9. Le mécanisme de la formation de la bainite a été le sujet de nombreuses publications originales de recherche et revues pendant presque un siècle mais sans le moindre signe d'une solution aux controverses. Pour les débutants et même les experts dans ces domaines cette puissance d'information a été source de confusion.

350 °C. Par contre, les précipités apparaissent après un revenu de plusieurs heures à/au dessus de 500 °C [Fou96]. Cela montre qu'il n'y a pas eu de partage du cuivre lors de la transformation en bainite supérieure.

Au point de vue cinétique, la transformation n'est pas aussi rapide que la transformation martensitique. La vitesse de germination et la vitesse de croissance sont contrôlées par la diffusion du carbone [Qui02].

Dans la gamme de températures considérée, la croissance est restreinte à des *interfaces mobiles* à l'exclusion de certaines interfaces en cohérence avec l'austénite et ancrées par des dislocations d'accommodation (§ 9-3). La croissance se fait par un mécanisme de terrasses. L'alternative d'interprétation est que soit les atomes Fe+X se mettent en place de façon reconstructive par échanges dans le seul espace de l'interface incohérent au nez des terrasses, soit ils se mettent en place de façon displacive comme pour une martensite. En tout cas, ce sont les atomes Fe et les solutés en substitution qui participent au changement de cristallographie [Aar90], [Bha92], [Qui01].

La polémique

Un constituant a été appelé *bainite* dès 1934, en l'honneur de Bain qui avait remarqué une microstructure particulière en 1933. La transformation bainitique reste un sujet d'actualité depuis plus d'un demi-siècle. En effet, la base des principaux mécanismes novateurs a été énoncée dès 1946 par Zener [Zen46]. C'est l'idée d'une croissance contrôlée par la diffusion du carbone dans l'austénite qui a été développée dans les années soixante et n'a pas à l'époque remportée une adhésion totale [Zac62].

L'extrême complexité de la transformation bainitique a été révélée par beaucoup d'études. L'usage de techniques fines, comme la microscopie électronique en transmission *in situ*, est venu étayer certaines interprétations [Pur78]. Mais plusieurs mécanismes restent proposés, et ils suscitent encore de vives controverses. Deux écoles de pensée ont opposé leurs points de vue : les défenseurs de l'aspect displacif et les défenseurs de l'aspect diffusif [Pur84], [Aar90], [Ohm91], [Bha90], [Rey91], [Bha92], [Hil95]. Plusieurs articles ou livres cités sont des synthèses comportant des centaines de références et qui développent des argumentations très fouillées, fondées le plus souvent sur des observations expérimentales.

L'interprétation displacive est fondée sur l'affirmation que la formation de la ferrite bainitique met en jeu un mécanisme displacif comme la transformation martensitique. Il y a similitude avec les morphologies de la martensite. Les critères mis en avant sont que la transformation bainitique engendre un effet de relief et l'existence de relations d'orientations particulières. Cela a constitué longtemps un argument en faveur de l'interprétation displacive et un des points les plus fortement controversés. Selon la théorie phénoménologique dite PTMC (*Phenomenogical Theory of Martensite Crystallography*) ce relief est le témoin de l'existence d'un plan invariant (IPS, *Invariant Plane Strain*) induit par la transformation. Cependant, l'effet de relief est susceptible d'accompagner des précipitations en plaques dans bien d'autres systèmes, sans répondre pour autant à l'ensemble des critères de la transformation martensitique. Ces aspects cristallographiques au crédit du modèle displacif

ne prouvent cependant pas l'absence de diffusion. Dans un modèle displacif la ferrite hérite de la même composition que la phase mère au moment où elle se forme. Cependant, comme la température de formation est plus élevée que celle de la transformation martensitique la diffusion du carbone n'est plus négligeable. Cette diffusion à plus ou moins longue distance suivant la température génère *a posteriori* la formation de carbures extra ou intra lattes des bainites supérieures et inférieures.

L'interprétation diffusive affirme que la diffusion à courte distance est nécessaire au voisinage de l'interface de croissance pour induire le changement de structure. La diffusion des atomes substitutionnels s'effectue à l'échelle atomique par des sauts individuels aléatoires peu coordonnés, activés thermiquement. Il s'agit de reconstruire l'interface en quelque sorte, d'où l'appellation de *diffusion reconstructive.* Ce mécanisme ne préjuge en rien de la redistribution des éléments substitutionnel par diffusion à longue distance.

> *Dans le cadre de cet ouvrage, l'objectif est de présenter seulement quelques aspects les plus fondamentaux des transformations de façon simplifiée, en retrait par rapport à la polémique. Seulement, il y a le problème du vocabulaire, les mots qui sont attachés à des mécanismes ne doivent pas être équivoques et la définition doit être claire avec un cadre d'application bien délimité pour éviter toute confusion. En conséquence, des définitions ont été choisies. Ce sont celles de Hillert qui mettent en avant des critères physico-chimiques [Hil00]. La bainite est définie comme une structure eutectoïde, donc avec deux phases qui sont formées au front de la transformation.*

12-2 La bainite supérieure

La bainite supérieure dans les aciers hypoeutectoïdes

Les lattes de bainite supérieure prennent naissance au joint de grain et se développent en groupes ou paquets d'une dizaine d'unités (fig. 12-2-1). Elles apparaissent comme des plaquettes sur une section plane mais en fait ce sont des rubans irréguliers en trois dimensions. Alors que la croissance d'une cellule perlitique peut traverser un joint de grain, les lattes de bainite ne le traversent jamais, ce qui révèle une plus grande dépendance vis-à-vis de l'orientation du grain.

Les lattes apparaissent comme de mini-grains colonnaires, d'épaisseur irrégulière et surtout de longueur limitée. L'observation suggère une compétition stoppant certaines lattes suivie par la croissance sympathique de nouvelles. La nécessité de respecter une certaine cohérence avec l'austénite induit une déformation qui amplifie avec la longueur de la lattes et qui, en définitive, est susceptible de stopper leur croissance. Néanmoins, la contrainte répercutée dans la phase mère à l'extrémité des lattes crée des sites favorables pour une nouvelle germination. Selon certains auteurs, l'empilement de lattes formant le faisceau progresse de façon séquentielle [Bha92]. En tout cas la vitesse moyenne de progression est bien inférieure à celle de la martensite, ce qui renforce l'interprétation diffusive. Au bout d'un certain temps la transformation devient totale (fig. 12-2-2). Les lattes sont regroupées

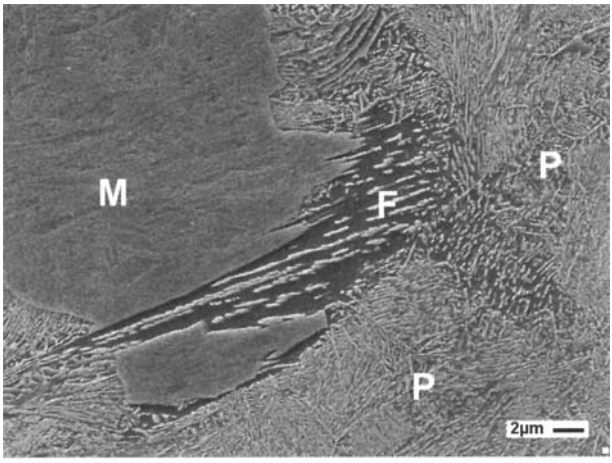


Figure 12-2-1 :
Micrographie électronique d'un acier Fe-0,5C-5Ni après traitement thermique à 450 °C pendant une heure. La matrice est constituée de perlite fine P, et de martensite M. Au centre quelques lattes de ferrite bainitique F en contraste foncé. Document INPG Grenoble et IRSID, groupe Arcelor ; voir aussi [Qui02]

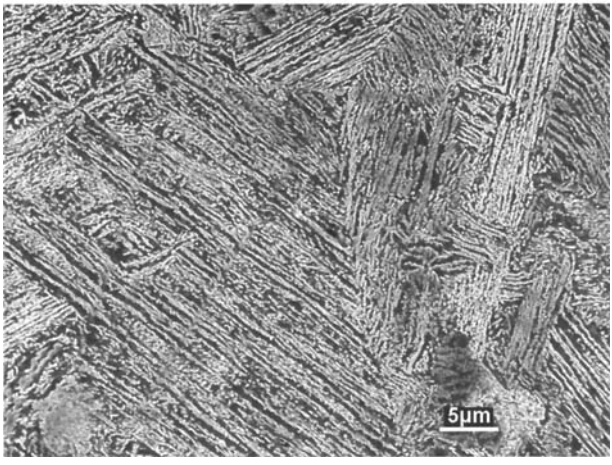


Figure 12-2-2 :
Micrographie électronique d'un alliage Fe-0,5C-0,7Mn, après attaque nital. Traitement isotherme à 500 °C pendant une heure. La température d'apparition de la bainite supérieure est 525 °C. La phase en contraste clair est la cémentite. Document INPG Grenoble et IRSID, groupe Arcelor.

en paquets imbriqués suivant des directions privilégiées comme dans le cas de la martensite.

Le mode de croissance de la bainite supérieure a quelquefois été rapprochée de celui de la perlite, avec la différence qu'il s'agit de la seule croissance de la ferrite aux dépens de l'austénite sans aucun couplage avec la croissance des carbures. En prenant pour analogie les modes de solidification, la croissance perlitique est à comparer avec la croissance eutectique et la croissance bainitique avec la croissance dendritique ou plutôt avec la croissance péritectique avec la phase pro-péritectique en avant du front. D'ailleurs des modèles similaires sont établies pour la bainite et les dendrites [Tri70]. L'analogie est confirmée par la micrographie (fig. 12-2-1) sur laquelle il est remarquable que la perlite a une structure plus fine que celle de la bainite pour une même température de formation. La transformation se passe entièrement en phase solide, alors la cristallographie joue un rôle significatif. A cet égard, il y a des similitudes avec la transformation martensitique par exemple des relations

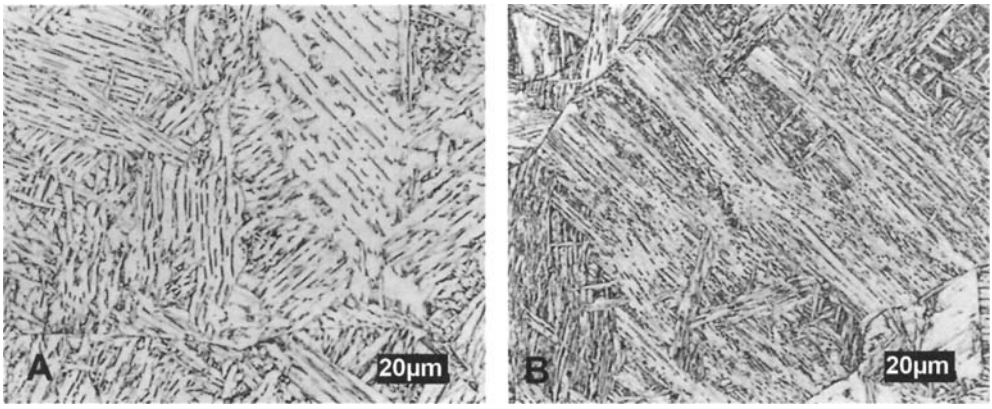


Figure 12-2-3 :
Micrographies optiques d'échantillons d'un acier Fe-0,07C-1,5Mn-0,3Si-0,04Al-0,04V-0,04Nb austénitisés à 1100 °C pendant 15 min,
puis refroidis respectivement à 25 °C/s pour A et à 95 °C/s pour B.
Document IRSID, groupe Arcelor.

d'orientations KS entre ferrite/austénite, relations classiques de la martensite. Le plan d'habitat macroscopique du groupe de lattes est {110}α proche de {111}γ.

Une des caractéristiques principales de la bainite supérieure est de ne comporter aucune précipitation dans les lattes. Le carbone diffuse à partir du front, il est accumulé puis piégé entre les lattes. La surconcentration ainsi créée induit la formation de cémentite entre les lattes. Dès lors, dans la mesure où les phases croissent de façon associée, la transformation est de type eutectoïde.

L'épaisseur des lattes semble croître avec la température de maintien isotherme, une variation de 0,2 µm à 2 µm environ pour une gamme de températures de 425 à 570 °C. Une tendance semblable a été observée pour les lattes de martensite. De même, la vitesse de refroidissement a une influence sur l'espacement des lattes, comme le montrent les figures 12-2-3 A et B).

La bainite supérieure dans les alliages riches en silicium

Le silicium a un double rôle : d'une part, comme le nickel, il ralentit très fortement la cinétique de formation de la bainite et d'autre part il inhibe la formation de carbures dans la zone interlatte. Le fort enrichissement en carbone empêche la transformation de l'austénite résiduelle aussi bien en ferrite qu'en martensite. Les aciers qui contiennent plus de 1,5 % de silicium produisent un constituant sans carbure et avec une forte proportion d'austénite résiduelle. L'effet de l'aluminium a été moins étudié mais semble assez similaire. En tenant compte de la définition rigoureuse de la bainite qui la classe comme une décomposition eutectoïde particulière avec formation de ferrite plus de carbures, de telles structures ne répondent pas à la définition de bainite mais plutôt à celle de la ferrite de Widmanstätten. Dans le cas présenté figure 12-2-4, elle peut être qualifiée de structure de

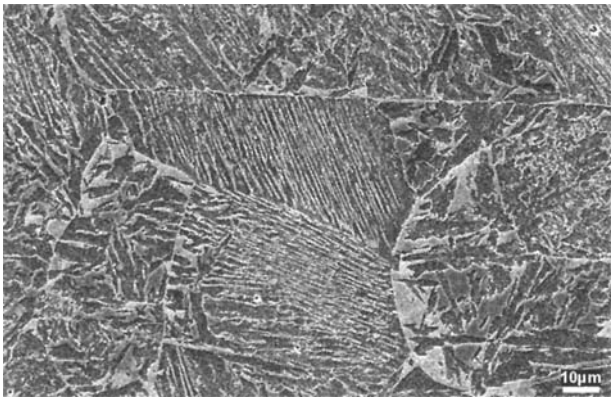
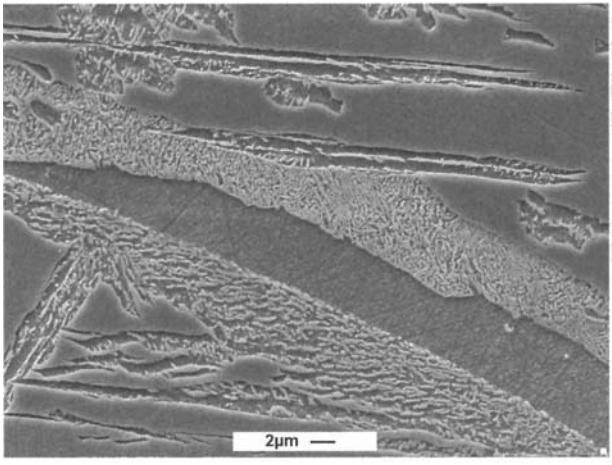


Figure 12-2-4 :
Micrographie électronique, après attaque nital, d'un acier Fe-0,5C-1,5Mn-1,5Si. Le traitement isotherme a été effectué à 450 °C sur l'alliage après austénitisation. La structure ressemble à celle d'une bainite supérieure mais n'a pas de cémentite. La phase en contraste clair est de l'austénite partiellement transformée en martensite dans les îlots les plus larges.
Document INPG, Grenoble et IRSID, groupe Arcelor.



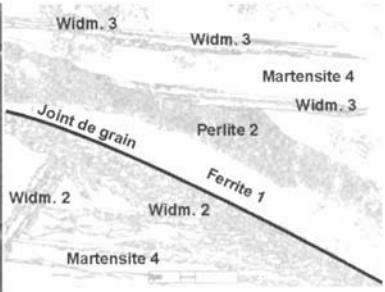


Figure 12-2-5 :
Micrographie électronique d'un acier Fe-0,5C-5Ni-1Si, après traitement thermique à 600 C pendant 1 h puis à 400 °C pendant 1 h et attaque Villela.
Schéma explicatif en médaillon.

Document INPG Grenoble et IRSID, groupe Arcelor.

Widmanstätten *compacte* pour exprimer le fait que la transformation envahit tout le grain. Cet effet du silicium est mis à profit pour une gamme d'aciers T.R.I.P. (voir § 17-3)

L'exemple présenté sur la micrographie de la figure 12-2-5 est celui d'un acier riche en silicium. L'échantillon a subi deux maintiens à 600 °C et à 400 °C suivis d'une trempe. Les constituants visibles sur la micrographie se sont formés au cours de quatre étapes :
1) la ferrite primaire germe à 600 °C au joint de grain en relation d'accolement avec l'austénite et croît dans le grain adjacent ;
2) la bainite germe à 400 °C à partir de la ferrite de joint de grain et se retrouve aussi en cohérence avec l'austénite ; dans l'autre grain la perlite se forme au voisinage du front ferritique qui a été enrichi en carbone lors da formation de la ferrite primaire ;
3) la bainite germe à partir de la ferrite perlitique lorsque s'arrête la zone enrichie en carbone ;
4) lors de la trempe l'austénite résiduelle se transforme en martensite.

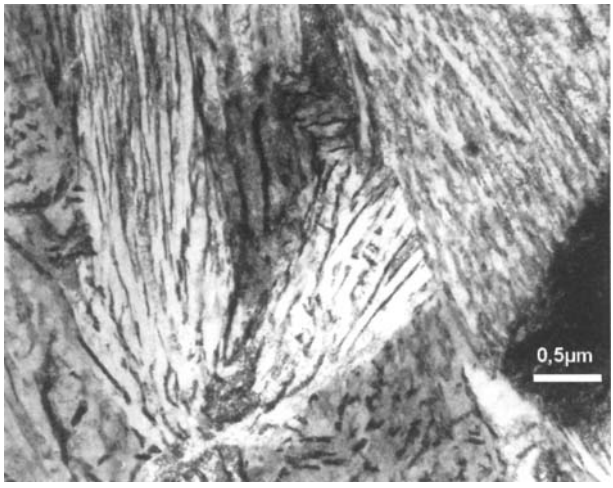


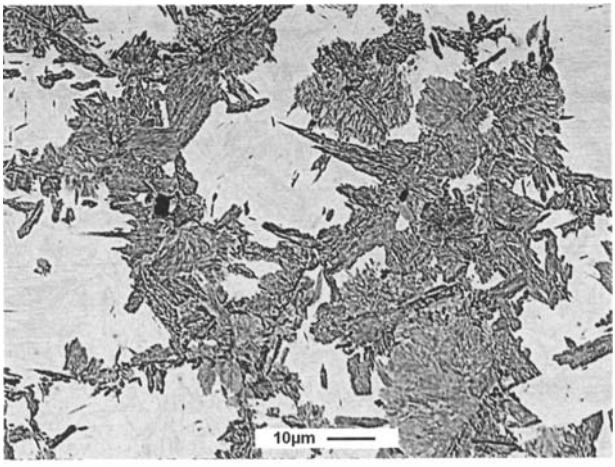
Figure 12-2-6 :
Micrographie électronique en transmission d'un échantillon d'acier 100Cr6 austénitisé pendant 20 min à 1050 °C puis maintien de 1 h à 355 °C suivi d'un refroidissement par trempe à l'huile à 60 °C. La microstructure est celle d'une bainite supérieure. Les carbures forment un film continu de lamelles plus ou moins régulières entre les lattes de ferrite bainitique.
Document Ecole des Mines de Nancy, Fr et IWT Bremen, All.
Adapté d'après [Sch99]

La martensite, comme la ferrite, n'est pas attaquée, cependant elle a un aspect lisse alors que la ferrite apparaît rayée par le polissage. Ce contraste topographique provient de la différence de dureté des phases. La perlite a une structure très fine, plus fine que celle de la bainite. La principale remarque est que la présence de ferrite favorise la germination de la bainite. Les lattes bainitiques ont germé en cohérence avec, soit la ferrite proeutectoïde, soit la ferrite perlitique. Cette micrographie laisse présager la complexité des microstructures obtenues après un refroidissement continu !

La bainite supérieure dans les aciers riches en carbone

La proportion de carbone insoluble dans la ferrite bainitique augmente avec la teneur initiale de l'acier. Le carbone piégé dans la zone interlatte forme des carbures en un film continu au lieu du chapelet discontinu dans le cas des aciers à faible carbone. Les relations de cohérence interfaciales entre les lattes en sont un peu masquées. Il y a risque de confusion avec la perlite. La micrographie présentée figure 12-2-6 s'apparente à de la bainite supérieure. Quelquefois les appellations de perlite bainitique ou de bainite perlitique sont employées pour de semblables structures, soulignant la perplexité des observateurs. Une perlite extrêmement fine peut se former à des température inférieures à B_S, avec un fort sous-refroidissement mais il s'agit d'une authentique perlite. La caractéristique principale proprement bainitique est la présence d'une ferrite riche en dislocations qui confère une certaine dureté. Rappelons quelques fourchettes de valeurs de microdureté : ferrite 70–190 H_V, austénite 190–350 H_V, bainite 300–550 H_V, martensite 700–950 H_V (sauf pour les très faibles teneurs en carbone).

Un autre type de microstructure qui se forme avec une forte proportion d'austénite retenue est appelé bainite granulaire parce qu'elle comporte de larges îlots à demi transformés en martensite [Bha92]. Lorsque la transformation est limitée, les zones transformées apparaissent comme des cellules ayant germées de préférence aux joints de grains ou sur des précipités et inclusions telles que des oxydes visibles sur la figure 12-2-7. Ces



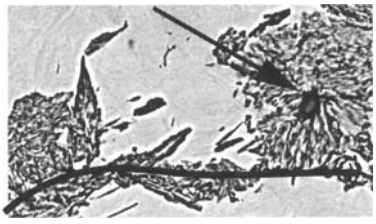


Figure 12-2-7 :
Micrographie électronique après attaque nital d'un alliage Fe-0,9C-0,3Cr-0,1V brut de forgeage ; en icône une zone ou la bainite a germé au joint de grain (trait noir) et sur une inclusion d'oxyde (flèche).
Document INPG Grenoble, Fr

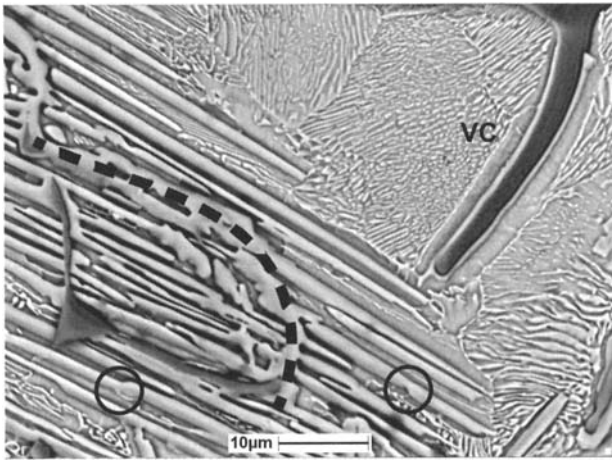


Figure 12-2-8 :
Micrographie électronique après attaque profonde d'un alliage Fe-3,3C-9,2V-2Si refroidi à 300 °C/h. Le joint de grains est soulignée par une ligne pointillée. Les bâtonnets clairs qui croissent à partir du joint sont de la cémentite entourée de ferrite. Certaines lattes de cémentite sont irrégulières, en tronçons comme dans les deux plages indiquées par des cercles. La matrice a été transformée en perlite. Les carbures foncés sont des carbures eutectiques VC. Ils sont entourés de halos de cémentite parce qu'ils ont constitué des germes pour la précipitation de la cémentite secondaire (comme dans l'exemple de la figure 6-3-4).
Document INPG Grenoble, Fr

cellules ont une morphologie échevelée par comparaison avec celles des cellules perlitiques observées figure 10-1-2.

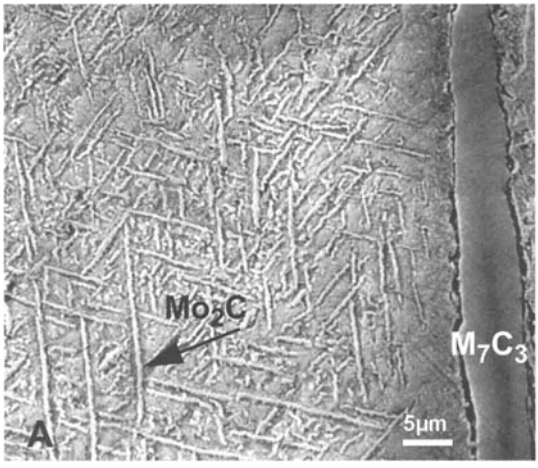
La bainite inverse

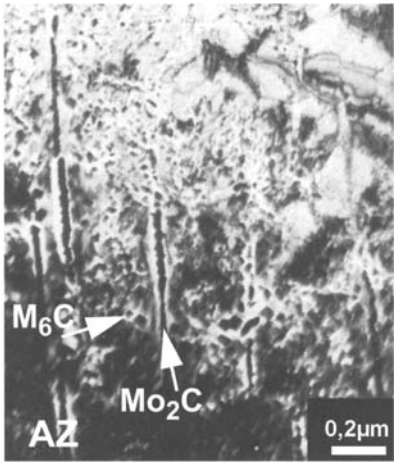
Le nom de bainite inverse est attribué à la bainite qui se forme aussi dans les aciers hypereutectoïdes mais dont la cémentite germe et croît en avant du front et s'entoure de lattes de ferrite à l'inverse de ce qui se passe avec les aciers hypoeutectoïdes. L'exemple présenté figure 12-2-8 est un acier allié. La germination a démarré principalement à proximité de la cémentite interdendritique délimitant les grains. La cémentite bainitique croît sous forme de lattes. Des irrégularités d'épaisseur de certaines lattes de cémentite témoignent que la

germination a eu lieu de façon répétitive suivant un processus proposé pour la ferrite et dit *sympathique* [Bha92]. Le reste de la matrice a été transformé en perlite.

Microstructures atypiques

Une morphologie très particulière est observée dans les alliages riches en carbone et en molybdène [De_83]. Pour les deux exemples illustrés par les micrographies des figures 12-2-9 A et B, la microstructure se caractérise par un réseau à l'apparence d'aiguilles enchevêtrées et orientées suivant des directions privilégiées constituées de carbures très fins. Elle est observée dans des alliages bruts de solidification, dans le voisinage des carbures eutectiques sur le pourtour des dendrites d'austénite où la ségrégation a concentré le molybdène. Dans la nuance riche en chrome désignée A (figures 12-2-9 A et AZ) l'image en microscopie à transmission montre des aiguilles irrégulières, constituées par des empilements de fins précipités cuboïdes orientés à 45 ° de la direction principale.





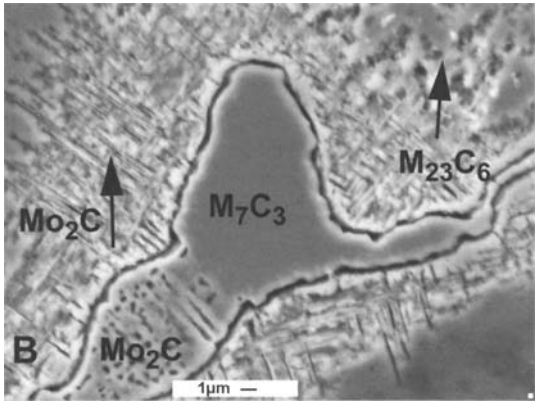


Figure 12-2-9 :
Acier
Fe-0,9C-11,3Cr-0,7Mn-2,95Mo-0,3Si,
refroidi à 150 °C/h.
A) image de la matrice et du carbure eutectique grossier M_7C_3 en contraste gris.
AZ) image TEM de la matrice avec les aiguilles sombres constituées par un empilement de précipités cuboïdes de carbures Mo_2C orientés à 45 ° de la direction principale et entourés de ferrite (contraste clair).

B) Acier Fe-1,33C-6,8Cr-2,4Mo-0,2Si, trempé au cours du processus de solidification unidirectionelle. Image de la zone interdendritique après attaque Villella : zone transformée à côté d'un carbure eutectique grossier M_7C_3 et un constituant eutectique fin avec Mo2C.
Document INPG Grenoble, Fr, voir aussi [De_83], [De_85]

Les carbures Mo_2C sont entourés de ferrite avec pour relations d'orientations ;
(001)Mo_2C // (001)α et [120]Mo_2C // [111]α.
L'orientation est similaire à celle de carbures ε dans la martensite. Or ces carbures ont la même structure que Mo_2C. Dans l'autre nuance désignée B (fig. 12-2-9 B), les aiguilles ou plaquettes similaires sont aussi des carbures de type M_2C, plus précisement $(Mo,Cr)_2C$. *Une telle microstructure pourrait être assimilée à une bainite inverse* en ce sens que les carbures croissent accompagnés d'un liseré de ferrite identifié dans les deux alliages. La matrice de l'alliage A entourant les doubles aiguilles ferrite/carbure, est constituée d'austénite avec une forte densité de précipités M_6C cohérents en orientation proche de l'orientation cube/cube (fig. 12-2-9 AZ). La matrice de l'alliage B comporte des précipités $M_{23}C_6$ aussi cohérents. Les conditions de refroidissement et la composition ont sans doute une influence sur la morphologie des carbures M_2C qui apparaissent quelquefois très facettés, ou bien plus arrondis, mais toujours en empilements. Des microstructures de ce genre ont été observées dans des alliages fer-chrome-carbone, localisées près des joints de grains [Jun96], [Kay98].

De multiples qualificatifs sont utilisés pour décrire des microstructures atypiques, comme *feathery* (en plumes), *starlike* (en étoiles), *spiky* (aiguillé). Une certaine confusion en résulte qui traduit la difficulté à interpréter et même quelquefois différencier une perlite d'une bainite supérieure.

12-3 La bainite inférieure

La bainite inférieure dans les aciers hypoeutectoïdes

La bainite inférieure possède diverses caractéristiques qui lui sont propres [Pic67], [Ohm71], [Bha92]. Par comparaison avec la martensite, elle ne comporte pas de maclage, les plans d'habitat sont irrationnels et surtout *le carbone de l'austénite mère n'est pas intégralement transféré dans la ferrite bainitique.* Ce dernier point établi expérimentalement est, de plus, confirmé par la présence d'austénite résiduelle enrichie en carbone. Elle se forme à des températures relativement basses, autour de 350 °C, auxquelles la diffusivité du carbone est limitée. Le rôle du cisaillement au moment de la transformation reste encore un grand point d'interrogation.

Au point de vue morphologique, la bainite inférieure se présente sous la forme de blocs de lattes adjacentes de même orientation qui constituent une sorte de plaquette. Les blocs de lattes sont distincts et souvent séparés par de l'austénite résiduelle comme dans la martensite en plaquettes. C'est ce qu'illustre la figure 12-3-1 pour un acier moyennement riche en carbone. La séparation entre les lattes n'est visible que grâce au changement d'orientation apparent des précipités de carbures qui se forment à l'intérieur des lattes sous la forme de bâtonnets ou de micro-plaquettes.

Il y a une abondante littérature au sujet de la transition bainite supérieure/bainite inférieure, et en particulier sur la température à laquelle se produit la transition.

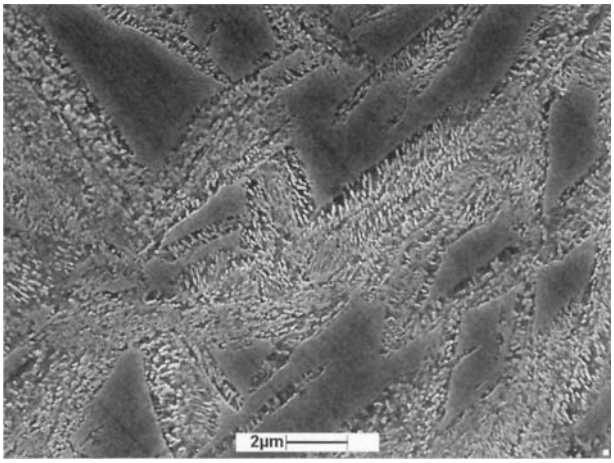


Figure 12-3-1 :
Micrographie électronique d'un acier Fe-0,5C-0,7Mn après attaque nital. L'échantillon a subi un traitement isotherme à 325 °C après austénitisation. La phase sombre est de l'austénite non transformée. Les précipités sont alignés suivant un angle défini de l'ordre de 60 ° par rapport à la direction de la plaquette.
Document INPG et IRSID, groupe Arcelor.

Les résultats analysés par Zhao et Notis [Zha95] et par Bhadeshia [Bha92] révèlent une grande complexité. Par exemple, la température B_S est définie différemment suivant le mode de refroidissement par paliers isothermes ou continu, ce dernier mode déterminant une valeur B_S-cinétique. Une troisième température, B_S-microstructural, a été définie par Aaronson comme étant la plus haute température à laquelle la bainite est détectée. Compte tenu de la disparité entre les expériences et les compositions des alliages étudiés, il est difficile de mettre en évidence l'influence des paramètres, en particulier celle de la teneur initiale en carbone. Une tendance semble montrer cependant que la formation de bainite supérieure est facilitée dans les aciers à bas carbone et celle de bainite inférieure facilitée dans les aciers à fort carbone. Tout se passe comme si la sursaturation interfaciale en carbone ne pouvait pas être résorbée par l'austénite au delà d'un certain seuil parce que la diffusivité du carbone diminue en fonction de sa concentration.

La bainite dans les aciers à fort carbone

Le premier exemple de la figure 12-3-2 illustre la formation de plusieurs types de constituants à cause de l'hétérogénéité de composition. Ce sont des échantillons d'acier à fort carbone brut de solidification ayant refroidi plus ou moins lentement depuis l'état liquide [Dur80b]. Les carbures interdendritiques sont des carbures M_7C_3 et la matrice est austénitique. Au contact des carbures eutectiques, il s'est formé une zone appauvrie avec un gradient de concentration en chrome et en carbone (expliqué § 8-2). La largeur de la zone appauvrie dépend du temps de maintien en température, elle est plus limitée pour l'échantillon refroidi rapidement (figures 12-3-2 B et C). Les températures B_S pour la transformation en bainite supérieure ou inférieure dépendent de la composition locale, si bien que des constituants différents se forment. Sur le pourtour des grains et au contact des carbures eutectiques la bordure noire a été identifiée comme de la bainite supérieure. Entre l'austénite et la bainite supérieure, dans une zone supposée être moins appauvrie en carbone, des petits grains aciculaires en contraste clair ont été identifiés comme de la bainite inférieure.

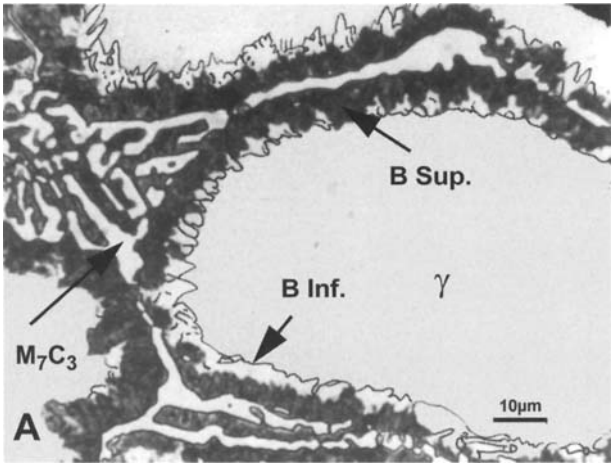
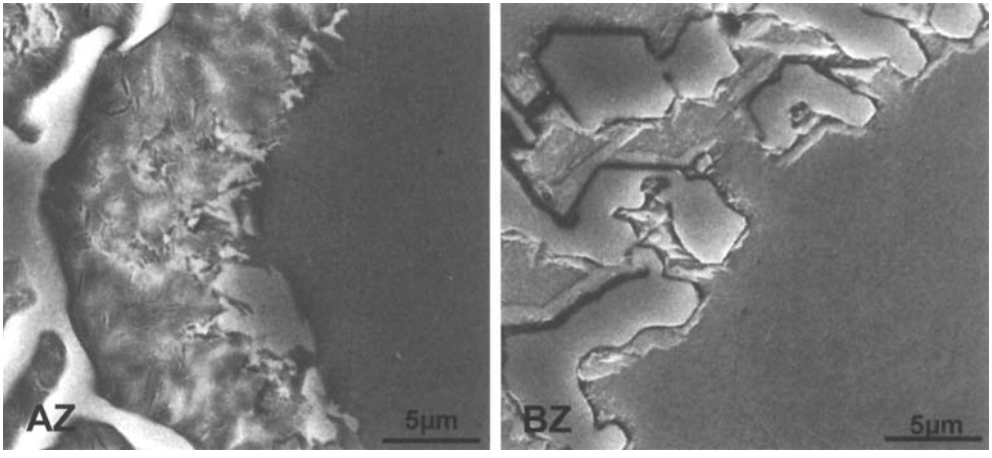
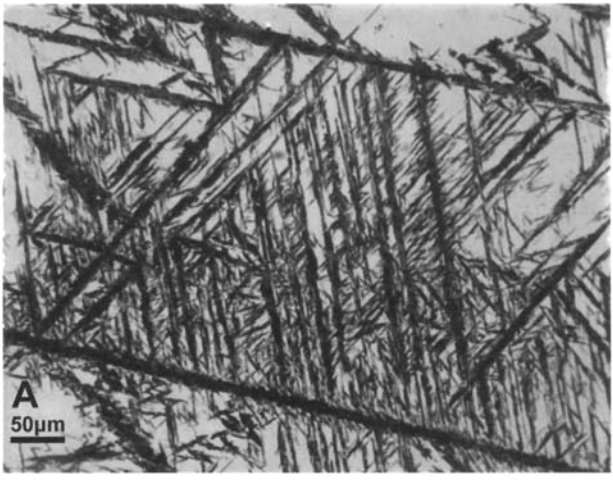


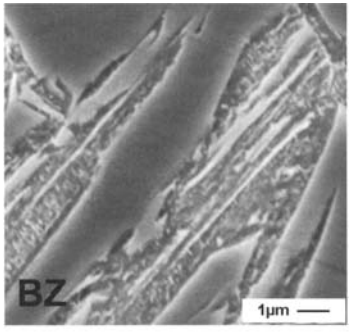
Figure 12-3-2 :
Acier Fe-2C-12Cr après solidification dirigée
A) tirage à 7 cm/h ;micrographie optique montrant la configuration globale avec la matrice austénite, les carbures eutectiques interdendritiques (contraste clair), la bainite supérieure (contraste foncé), la bainite inférieure en clair entre la matrice et la bordure noire de bainite supérieure. AZ) micrographie électronique agrandie de la zone bainitique.
BZ) tirage à 60 cm/h ; micrographie électronique de la zone bainitique[Dur80b].
Document INPG, Grenoble, Fr

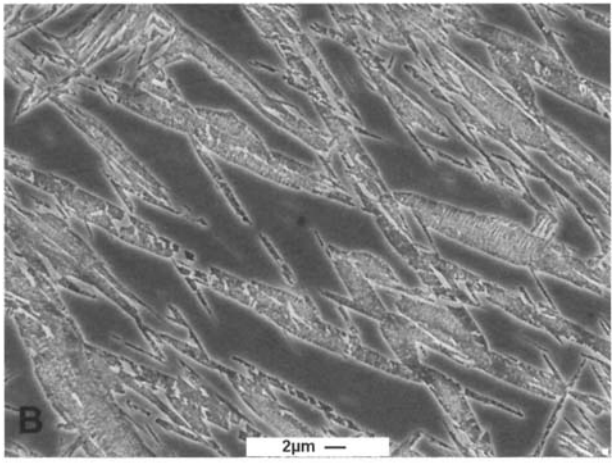


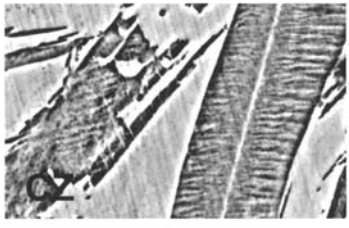
Le deuxième exemple d'un acier allié à fort carbone (fig. 12-3-3) illustre encore la formation de plusieurs types de constituants. L'échantillon a subi une solidification unidirectionnelle suivie d'une trempe en cours d'expérience. Les dendrites d'austénite formées sont grossières, les premières plaquettes de bainite peuvent croître sur une grande longueur. Ces plaquettes initiales apparaissent comme des lattes décalées correspondant au modèle de germination coopérative dit sympathique. Les contraintes induites par la transformation ont un double rôle : premièrement elles limitent la croissance des plaquettes, et deuxièmement les perturbations plastiques et élastiques induites créent des défauts qui favorisent la germination d'autres plaquettes. Ce processus est dit *autocatalytique* (fig. 12-3-3 A). En plus, la formation de bainite inférieure provoque un rejet partiel de carbone dans la matrice qui inhibe la poursuite de la transformation en élevant M_S. La précipitation à l'intérieur des lattes est caractéristique de la bainite inférieure mais, dans le cas de cette composition, il se

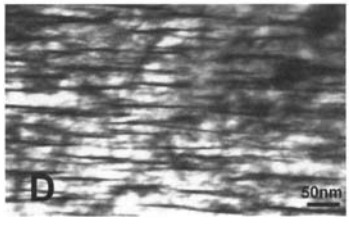
Figure 12-3-3 :
Micrographies d'un acier, Fe-1,33C-6,8Cr-2,4Mo-0,2Si. Echantillon trempé en cours de solidification unidirectionelle déjà présenté figure 12-2-9 C; attaque Villella. La matrice au centre des dendrites de l'alliage est observée.
A) micrographie optique d'une large plage.
B) micrographie électronique et BZ) zone agrandie sur la même plage.
C) micrographie électronique d'une zone refroidie plus lentement que la zone B), CZ) zone agrandie et D) micrographie électronique en transmission révélant les carbures bainitiques.
Document INPG Grenoble, Fr, voir aussi [De_83]

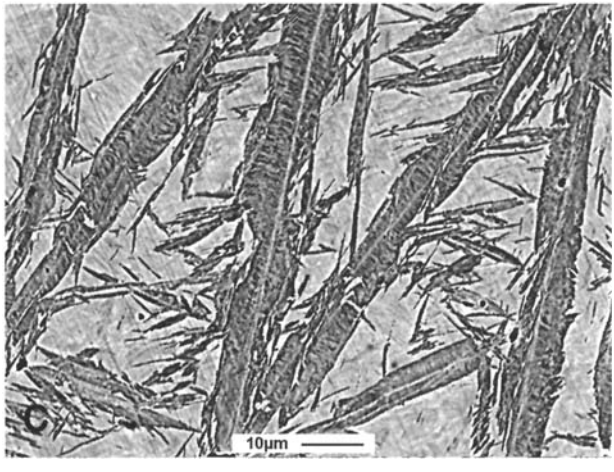












forme aussi une précipitation de carbures entre les lattes révélatrice de la ségrégation partielle du carbone (figures 12-3-3 B et BZ). Les précipités interlattes sont surtout présents dans les plus petites lattes formées postérieurement aux grandes lattes et, par conséquent, dans une matrice plus chargée en carbone.

Une autre microstructure a été observée dans une autre zone du barreau (figures 12-3-3 C et CZ), il s'agit de bainite avec arête centrale ferritique dite *midrib*. Une semblable microstructure a été étudiée dans des aciers hypereutectoïdes non alliés par Okamoto et Oka au cours de transformations isothermes [Oka86]. Ces auteurs proposent un mécanisme de transformation en deux étapes. La martensite isotherme apparaît en un premier temps dans un intervalle de température de 200 à 150 °C en très fines plaquettes. Une telle martensite se forme seulement dans les aciers alliés ou riches en carbone. La plaquette constitue l'arête centrale à partir de laquelle se développe latéralement la bainite au cours de la seconde étape identifiée figure 12-3-3 D. Des structures avec arête centrale et maclage de part et d'autre d'une zone non maclée ont été signalés et qualifiées de martensite dans des aciers au nickel ou au cobalt. Le mode de formation de telles structures a suscité de nombreuses interrogations [Shi72].

Bainite inférieure ou martensite auto-adoucie?

Dans les aciers ordinaires les carbures de la bainite inférieure sont très fins. Il s'agit de cémentite ou de carbures de type ε en présence de silicium. Dans les aciers alliés, toutes sortes de précipités sont susceptibles de se former en association avec du chrome et du molybdène en particulier. La martensite ne comporte pas de précipités, mais le traitement d'adoucissement ou le simple refroidissement un peu long provoque leur formation. La question est: comment reconnaître post mortem une bainite inférieure d'une martensite auto-adoucie? Autrement dit, est-ce que les carbures se forment dans la bainite en arrière du front de transformation et c'est alors une erreur de l'appeler bainite? Ou bien est-ce qu'ils se forment coopérativement au moment de la construction du front interfacial ? Des arguments sont en faveur d'une formation sur le front. Ils sont fondés, en particulier, sur

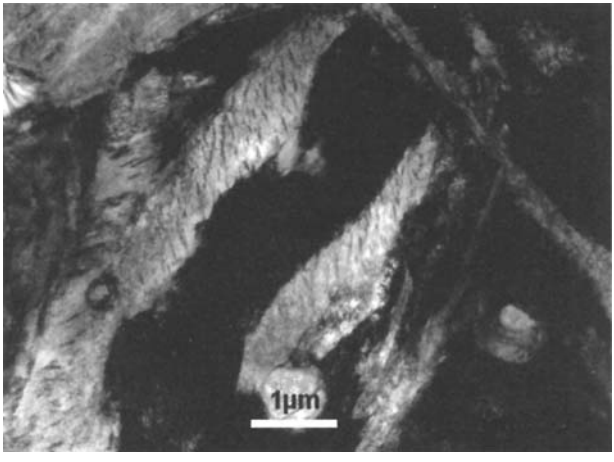


Figure 12-3-4 :
Micrographie électronique en transmission d'un échantillon d'acier 100Cr6 austénitisé pendant 15 min à 860 °C puis soumis à un maintien de 2 h à 220 °C suivi d'un refroidissement par trempe à l'air. La microstructure est celle d'une bainite inférieure. Les carbures sont inclinés à 50-60 ° par rapport à l'axe de la plaquette.
Document Ecole des Mines de Nancy, Fr et IWT Bremen, All. Adapté d'après [Sch99]

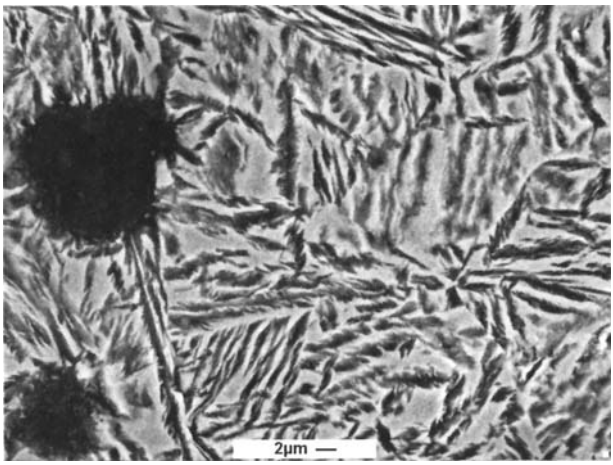


Figure 12-3-5 :
Micrographie électronique d'une fonte à graphite sphéroïdal dite bainitique d'un alliage Fe-C-Si-Mn après un traitement de trempe étagée. Le traitement d'austénitisation a homogénéisé la matrice sans dissoudre les sphéroïdes (en noir à gauche de l'image) car le carbone est excédentaire. Le maintien à une température de l'ordre de 350–400 °C a transformé la matrice en une structure aiguillée. Les plages plus claires sont l'austénite résiduelle.
Document INPG Grenoble, échantillon prototype Renault

la rapidité de la précipitation. Les précipités de la bainite inférieure sont alignés dans la ferrite suivant une direction bien définie avec un angle entre le plan d'habitat de la ferrite et les carbures d'environ 57 ° (fig. 12-3-4). Bhadeshia [Bha92] mentionne que le caractère le plus remarquable de la bainite inférieure est que les carbures se forment à l'intérieur de la ferrite selon *un seul variant cristallographique* alors que l'adoucissement de la martensite forment plusieurs variants de ces mêmes carbures.

Ferrite de Widmanstätten dans les fontes au silicium

Après un traitement thermique dans la gamme de température bainitique, les fontes à graphite sphéroïdal (riches en silicium ajouté comme élément graphitisant) forment une structure en larges aiguilles ou plutôt en lentilles réparties de façon similaire à une bainite inférieure (fig. 12-3-5). Ces fontes sont quelquefois dites *bainitiques*, mais le terme anglais *austempered*, traduit par trempe étagée en référence au traitement thermique, est meilleur. Les lentilles sont constituées de ferrite légèrement enrichie en carbone et avec une forte concentration de dislocations. Lors de la transformation, seulement une faible proportion de carbone est conservée dans la ferrite, l'excès contribue à enrichir l'austénite résiduelle jusqu'à 2 %. La présence de silicium inhibe la formation de carbure aussi bien dans la ferrite que dans l'austénite. De longs maintiens en température aboutissent à la précipitation de carbures métastables dans la ferrite et dans l'austénite. Plusieurs carbures ou silico-carbures ont été identifiés dans la ferrite [Sch75], [Bha92].

Le revenu de la bainite

Le revenu d'une structure bainitique apporte beaucoup moins de changement que le revenu de la martensite. La raison essentielle est que la ferrite bainitique est moins sursaturée en carbone que la martensite. Les bainites supérieure ou inférieure comportent déjà un fin réseau de cémentite ou autres carbures qui peuvent croître aux dépens du carbone excédentaire. Dans le cas de certains aciers alliés, la cémentite bainitique n'est pas la phase d'équilibre alors la cémentite disparaîtra lentement au profit d'autres carbures (voir § 20-1).