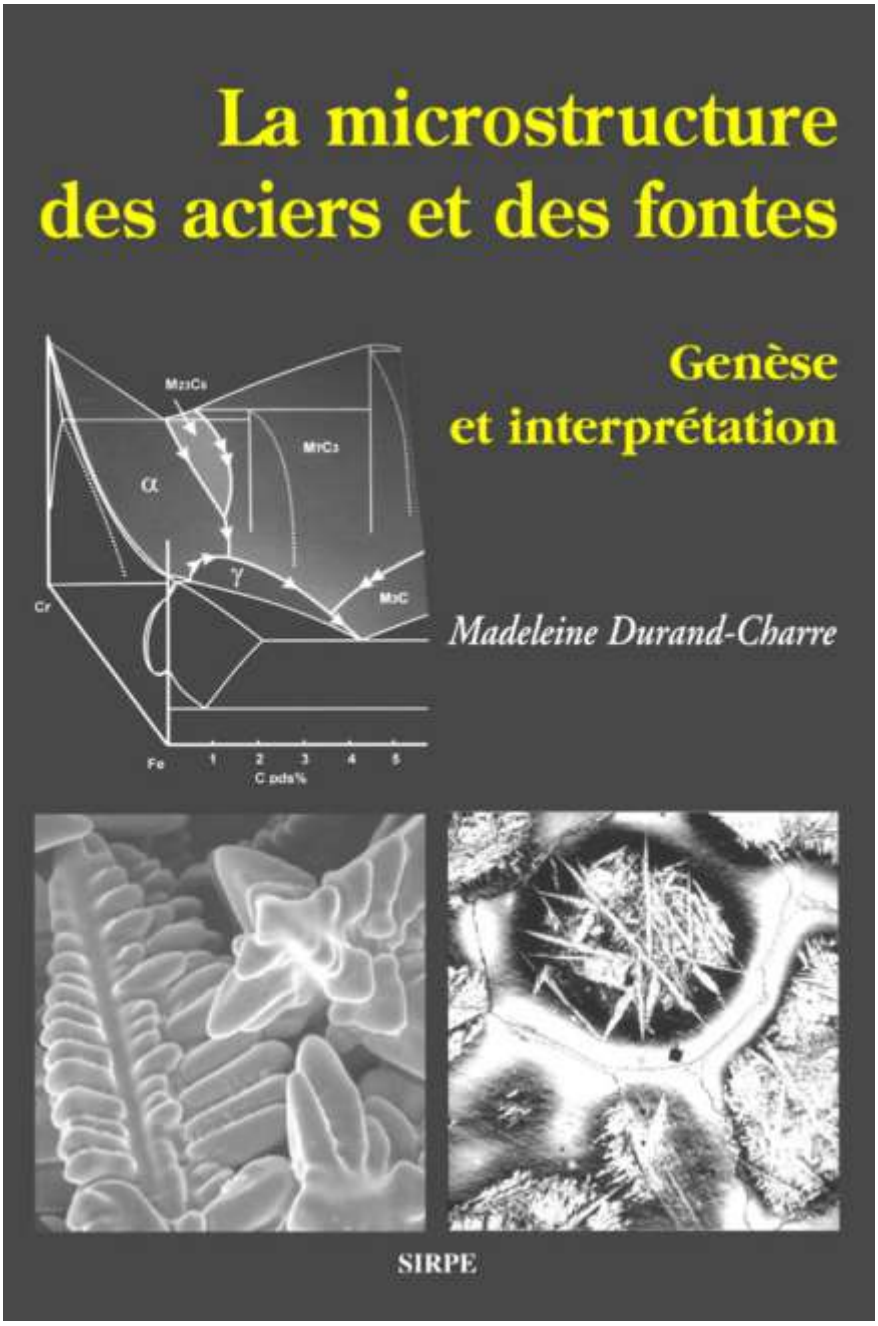
Extrait de l'ouvrage :



11

La transformation martensitique

La microstructure de la martensite n'a vraiment été découverte et comprise que vers 1890 par le métallographe Adolph Martens.

11-1 La transformation displacive

La forme stable à haute température de l'alliage fer-carbone est l'austénite, solution solide d'insertion de carbone dans le fer de structure cfc. Un refroidissement suffisamment lent aboutit à la formation, à basse température, des phases conformes à l'équilibre thermodynamique, soit la ferrite et le graphite. Un refroidissement plus rapide aboutit à la formation de la ferrite et la cémentite suivant un équilibre métastable. La réaction s'effectue grâce à la diffusion du carbone dans les deux cas. En cas de refroidissement *très rapide* il se forme une *seule phase thermodynamiquement métastable* : la martensite. La martensite présente la même composition, donc la même teneur en carbone que l'austénite originelle. La transformation met en œuvre un mode "militaire" pour le transfert des atomes de la phase mère au produit. 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. Par opposition, le déplacement des atomes par diffusion est un mode dit "civil".

La martensite peut être considérée comme une solution solide sursaturée de carbone dans le réseau du fer alpha. Les atomes de carbone occupent les sites interstitiels dans la direction [001]α. La tétragonalité de la martensite s'explique par l'occupation sélective des sites interstitiels d'un seul des trois sous-réseaux. Une question se pose, à savoir si cette tétragonalité observée à température ambiante est le fait de la transformation displacive ou s'il y a eu, ultérieurement, une mise en ordre des atomes de carbone. La dernière hypothèse est la plus convaincante compte tenu de la mobilité probable des atomes de carbone à ces températures [Kur72].

Pour les alliages binaires Fe-C et également Fe-N la structure de trempe est quadratique centrée de paramètres a et c, les paramètres varient linéairement en fonction de la teneur en carbone :

$$c = 0{,}28664 - 0{,}00027\, X_C \text{ et } a = 0{,}28664 + 0{,}00243\, X_C \qquad (11\text{-}1\text{-}1)$$

$$c = 0{,}28664 - 0{,}00017\,X_N \text{ et } a = 0{,}28664 + 0{,}00242\,X_N \qquad (11\text{-}1\text{-}2)$$

X_C et X_N sont respectivement la concentration exprimée en nombre d'atomes de carbone ou d'azote pour 100 atomes de Fe, a et c sont en nanomètres [Che90a], [Che91]. La quadraticité est d'autant plus forte que la teneur en carbone ou en azote est élevée. *Elle est accompagnée d'un accroissement de la dureté de la martensite formée.*

Modèle de Bain (1924) et aspects cristallographiques

Bain a proposé un modèle de transformation en se fondant sur les valeurs expérimentales des paramètres de maille respectifs [Pax72]. Le modèle propose une déformation homogène qui implique une dilatation de 12 % suivant deux axes et une contraction de 20 % suivant le troisième. La croissance devra se faire dans le plan de déformation minimale.

Cependant le modèle de Bain ne convient pas parfaitement car il ne comporte pas de plan invariant dont la présence avec un effet de relief de surface associé est prouvée expérimentalement. De plus, le changement structural doit satisfaire les relations interfaciales entre le produit et la phase mère. Pour réaliser une telle interface il faut prévoir que des déformations supplémentaires accompagnent le processus de transformation. Ce sont des glissements, des maclages, des fautes d'empilement qui permettent de retrouver un plan d'accolement invariant où la déformation moyenne est nulle [Por92].

Dans la plupart des cas pour les alliages ferreux, l'interface martensite-phase mère est une interface semi-cohérente. La cohérence est assurée localement, le désaccord paramétrique s'accumule et doit être relaxé périodiquement. Une configuration fréquente des orientations cristallographiques se rencontre avec des plans compacts parallèles et des directions compactes parallèles. C'est le cas des relations d'orientation Kurdjumov et Sachs (K.S.) reportées dans le tableau 11-1-3. Les autres relations sont moins simples mais proches. En particulier, celles de Nishiyama peuvent se déduire de K.S. par une rotation de 5 °16 ' autour de [101]. Les variations chimiques modifient les paramètres réticulaires et peuvent en conséquence changer les relations d'orientation. Les relations KS se rencontrent dans les aciers avec une faible ou moyenne teneur en carbone. Les relations sont plus souvent de type N pour les aciers à forte teneur en carbone. Enfin, elles sont compliquées, en général avec des plans d'indices de Miller élevés, dans le cas des aciers alliés. Les plans d'habitat, définis comme le plan moyen de la plaquette, sont aussi d'indices élevés.

Tableau 11-1-3 : *Orientations cristallographiques classiques des plans d'accolement dans la martensite des aciers*

	Relations d'orientations	Plans d'habitat
Kurdjumov et Sachs (K.S.)	(111)A // (011)M, $[0\bar{1}\bar{1}]$A // $[1\bar{1}\bar{1}]$M	proche de {111}
Nishiyama (N)	(111)A // (101)M; $[1\bar{2}1]$A // $[10\bar{1}]$M	proche de {225}
Greninger et Troiano	(111)A // (011)M; $[\bar{5},\bar{12},17]$A // $[7,\bar{17},17]$M	proche de {259}

11-2 Caractéristiques de la transformation

Thermodynamique de la transformation

Comme il n'y a pas de changement de composition, on peut considérer la transformation comme un changement de phase dans un système à un seul composant. La martensite peut se former à partir et en dessous de la température *Te* correspondant à un équilibre métastable. Cependant l'énergie libre motrice dont dispose le système à *Te* n'est pas suffisante pour créer l'interface et pour effectuer la déformation élastique voire même plastique de la phase mère. C'est pourquoi la transformation débute en fait à une température M_S (*Martensite Start*) inférieure à *Te*. De même au chauffage, il se produit un décalage entre la température de début de formation de l'austénite A_S (*Austenite Start*) et *Te*.

La transformation martensitique n'est pas réversible au sens thermodynamique puisqu'il ne s'agit pas de phases d'équilibre. Elle peut être réversible au sens cristallographique. Lorsque la variation de volume est faible, la transformation peut effectuer un cisaillement inverse au chauffage et revenir à l'état initial. Dans le cas des aciers, la formation de martensite entraîne une déformation plastique trop forte pour être effacée de façon réversible, un effet de relief subsiste.

> *Certains alliages sont bien connus pour accomplir une transformation réversible appelée effet mémoire. C'est le cas du système Fe-Ni. Dans ce cas, l'énergie libre est faible, elle est insuffisante pour provoquer une déformation plastique et la croissance des plaquettes s'arrête avant que la limite élastique de la phase mère soit atteinte. La martensite est dite en équilibre thermo-élastique. Lorsqu'on abaisse la température, les plaquettes se développent à nouveau, pour se rétracter ensuite quand on élève la température, d'où la possibilité d'effets spectaculaires à température proche de la température ambiante.*

Germination de la martensite

La cinétique globale de la transformation dépend des étapes de germination et de croissance. En fait, ces dernières sont bien difficiles à distinguer compte tenu de la rapidité de la transformation. Aussi on peut admettre que l'énergie d'activation est pratiquement nulle pour la croissance et que la cinétique est entièrement gouvernée par le processus de germination. La germination est la formation d'un embryon qui devient stable sous certaines conditions énoncées dans un modèle classique. Appliqué à la martensite, le modèle prédit des dimensions tout à fait excessives pour l'embryon. Il faut donc supposer que d'autres paramètres facilitent la germination, par exemple la présence de défauts importants tels que des défauts d'empilement répétés, des combinaisons de défauts et la pré-existence de sites préférentiels dans la matrice. Le nombre de tels défauts est probablement limité, aussi divers processus sont évoqués. Ils sont tous fondés sur le fait que la formation de la martensite, accompagnée d'une dilatation, induit de sévères perturbations plastiques et élastiques dans l'austénite. Le lecteur peut trouver dans la littérature la description de divers mécanismes de germination sympathique [Bha92], germination autocatalytique [Ols81] et l'analyse des forces motrices [Gho94].

La germination semble possible si le germe est au départ une plaquette aplatie semi-cohérente ou bien encore totalement cohérente avec la matrice comme les zones GP dans les alliages d'aluminium. Le germe se présente sous la forme d'un ellipsoïde maclé pour lequel l'énergie d'interface est plus faible. La force motrice est la différence d'énergie libre chimique entre l'austénite et la martensite. Elle doit permettre la création de l'interface, s'opposer au travail de friction interfacial et compenser les déformations engendrées lors de la transformation. Suivant l'état du matériau avant la transformation, la force motrice peut être assistée par l'élimination des défauts présents dans l'austénite. Dans un modèle développé par Ghosh [Gho94], l'énergie de germination critique ΔG_G prend en compte la différence d'énergie chimique volumique, une contribution elle aussi volumique de l'énergie de déformation, un terme d'énergie interfaciale liée à la taille des défauts et un terme de travail interfacial lié à la composition chimique.

Rôle des contraintes, du champ magnétique

En général un état contraint requiert un sous-refroidissement moindre pour initier la transformation. Cela se traduit de façon pratique par la définition d'une température M_{dx}, début de la transformation du matériau sous une charge x, correspondant à une contrainte mécanique définie. Cette température est un peu plus élevée que M_S, donc plus proche de T_e. La contrainte peut avoir pour origine une charge, une pression isostatique [Kak99], une transformation chimique ou des impacts (voir plus loin figures 11-3-4 B et 21-4-10).

L'application d'un champ magnétique est aussi susceptible d'élever la température M_S. Le phénomène a été observé dans des aciers Fe-Ni-C qui développent une martensite lenticulaire ou en plaquette. L'effet est anisotrope car les premières plaquettes formées dans une matrice vierge ont tendance à s'orienter en fonction du champ magnétique [Kak99].

La martensite ε des aciers alliés

Du fait de la présence de fortes teneurs en éléments d'alliage, les aciers inoxydables dits austénitiques ont une température M_S très basse et ne forment pas de martensite. Toutefois, des maintiens prolongés à très basse température, inférieure à M_S, peuvent en initier la formation. La transformation peut être aussi induite par déformation plastique. A température inférieure à M_d c'est la formation d'une phase hexagonale compacte appelée martensite ε (voir [Bla73], [Pec77], [Bro79], [Osh76], [Lac90]). Les produits de transformation sont essentiellement la phase α' martensite cubique centrée et la phase ε hexagonale compacte. Plusieurs mécanismes peuvent intervenir :
soit la phase ε est une étape intermédiaire $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$,
soit la transformation est directe $\gamma \rightarrow \alpha'$ qui peut quelquefois se transformer en phase ε.

La transformation se produit dans le cas d'aciers autour de 18 % de chrome et avec une faible teneur en éléments interstitiels de l'ordre de 0,1 %. La composition initiale et plus précisément la teneur en nickel joue un rôle à travers les espacements des plans réticulaires compacts et l'énergie de fautes d'empilement associée. Le paramètre important est le paramètre de maille c de la phase ε. Le caractère de phase intermédiaire est d'autant plus marqué que ce paramètre c diminue à partir de sa valeur théorique (0,415 nm) pour se

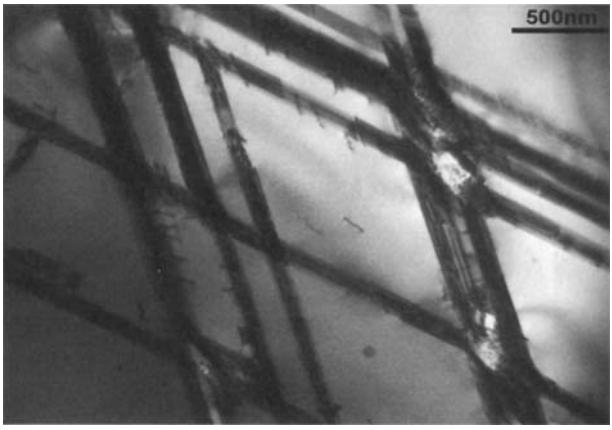


Figure 11-2-1 :
Micrographie électronique en transmission illustrant la formation de martensite ε (longues plaques fines en contraste sombre) et α' (petites zones claires à l'intersection des plaques sombres)
Acier inox de type 304L déformé à 10 % sous 77 K
Document Université McMaster Hamilton, Can. voir aussi [Spe03]

rapprocher d'une valeur plus faible (0,408 nm). Alors les plans denses de la phase ε n'ont plus l'espacement de ceux de l'austénite, mais ils ont celui des plans denses de la phase α'. La transformation ε → α' peut s'effectuer sans création de nouvelles dislocations.

Dans le cas de l'acier de type 304 déformé à 77 K de la figure 11-2-1, la martensite ε se forme à partir de fautes d'empilement, de maclages répétés dans l'austénite. L'intersection de deux systèmes de glissement conduit à la formation de martensite α'. La martensite α' induite par plasticité ne possède pas les mêmes relations d'orientation avec l'austénite que la martensite de trempe, dite thermique.

Rôle des éléments d'addition

La température de début de la transformation martensitique est représentée par le point M_S et la fin de transformation par le point M_F. Au contraire de la transformation perlitique, ces températures sont en général indépendantes de la vitesse de refroidissement. En conséquence le début de la transformation est représenté par une droite sur les diagrammes TRC. Il en est de même pour le point M_F. L'écart de température entre M_S et M_F est de l'ordre de 200 °C, chiffré à 215 °C par certains auteurs (annexe 22-6). Lorsque la trempe est effectuée à une température entre M_S et M_F la transformation est incomplète, il reste de l'austénite dite résiduelle. La proportion d'austénite transformée croît en fonction de l'écart par rapport à M_S suivant une loi non linéaire. Toutefois, même à la température M_F, il n'est pas toujours possible d'obtenir une transformation complète à cause de fortes contraintes engendrées par la transformation elle-même, parce que la passage de l'austénite à la martensite correspond à une dilatation du volume concerné qui peut atteindre 5 %. La faible proportion d'austénite restant est appelée austénite retenue.

Les éléments d'addition de type interstitiel, carbone et azote abaissent fortement M_S. En conséquence, il n'est pas possible d'obtenir une transformation complète à la température ambiante pour un acier contenant plus de 0,7 % de carbone (fig. 11-2-2). Les éléments en substitution abaissent tous M_S, sauf l'aluminium et le cobalt. De nombreuses relations empiriques ont été établies dès les années 40 (citées par [Kra80]) pour évaluer M_S en

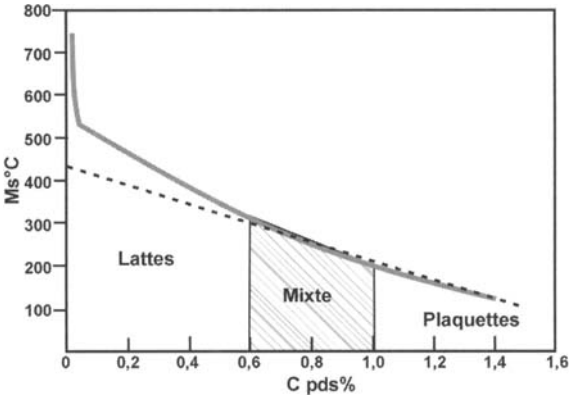


Figure 11-2-2 :
Influence de la teneur en carbone sur les températures M_S *de début de transformation martensitique dans les aciers au carbone. La température* M_F *est environ 200 °C en desssous. La courbe schématique en gris est le résultat d'une compilation de Marder et Krauss, la courbe en pointillés est celle de Mirzayev et al., cité dans [Zha95]*

fonction de la composition de l'alliage. Elles l'ont été pour un domaine de composition donné et s'appliquent seulement à la composition d'une matrice homogène (annexe 22-6). C'est la raison pour laquelle une correction doit être faite pour certains éléments. La teneur en azote prise en compte doit être celle l'azote libre, obtenue en soustrayant la proportion d'azote impliquée dans des précipités, de niobium par exemple. Une relation récente est le résultat d'une compilation vaste qui inclue les systèmes binaires concernés [Zha92]. Cette longue formule est la seule qui distingue la martensite en lattes (LM) et la martensite en plaquettes ou martensite maclée (TM). Cependant, il manque la contribution d'éléments importants dans le domaine des aciers comme V, W, Ti, Si et Al. Une modélisation prédictive a été faite en considérant d'une part la somme des contributions énergétiques de déformation et de travail de friction interfacial lors de la transformation martensitique et d'autre part la température d'équilibre thermodynamique métastable *Te* de la martensite. *Te* est calculée à partir de banques de données thermodynamiques. L'estimation revient à déterminer le sous-refroidissement nécessaire à la germination/croissance. L'erreur est estimée inférieure à 40 °C. Cette approche est très prometteuse mais elle est actuellement limitée par la connaissance peu précise des grandeurs thermodynamiques de la phase martensitique alliée [Gho94].

Rappelons que la dureté intrinsèque de la martensite croît avec la teneur en carbone de l'austénite mère. Mais la dureté globale de l'acier plafonne lorsque la transformation n'est plus complète à cause de l'abaissement de M_S.

Au dessous du point M_S la transformation s'effectue pendant le refroidissement, elle cesse lorsque la température est maintenue constante, la transformation est dite anisotherme. Si on abaisse de nouveau la température la transformation démarre avec un certain retard; phénomène désigné sous le nom de stabilisation thermique de la martensite.

La transformation n'est pas thermiquement activée, elle est dite athermique. Mais ce n'est plus exact pour des aciers alliés par exemple Fe-Ni-Mn ou Fe-Ni-Cr. La croissance n'est pas thermiquement activée, par contre la germination l'est.

La croissance est extrêmement rapide. La vitesse de formation des plaquettes de martensite a pu être évaluée à environ 105 cm/s. La vitesse de propagation de l'interface a été

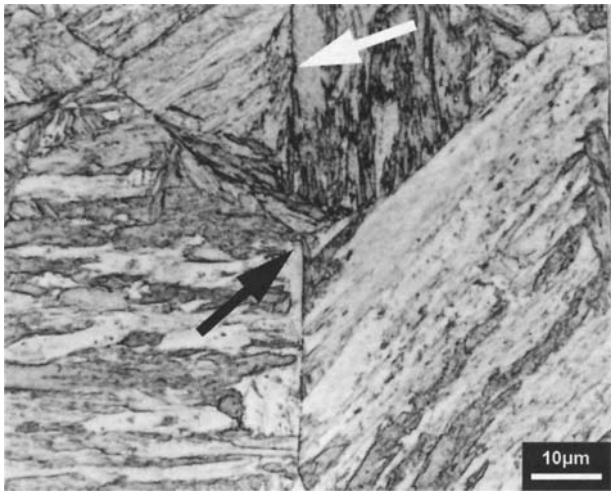


Figure 11-3-1 :
Micrographie d'un acier X46Cr13 1,4034 trempé à l'air illustrant la formation de martensite en lattes. La structure est morcelée en blocs avec des lattes groupées, alignées parallèlement les unes aux autres. La flèche blanche indique la jonction de deux groupes de lattes d'un même grain. Les blocs sont arrêtés aux anciens joints de grains de l'austénite, ici le joint triple indiqué par la flèche noire
Document CRU-Ugine Savoie Imphy, groupe Arcelor.

estimée à un tiers environ de celle des ondes élastiques dans le même solide soit environ 1015 cm/s, ce qui indique qu'il n'y a pas, ou peu, d'activation thermique et implique une transformation sans diffusion. Le seuil de vitesse est tellement élevé qu'il a été admis pendant longtemps que rien ne pouvait inhiber la transformation. Plus récemment, des trempes ultra rapides ont révélé que chaque acier a une limite de vitesse de refroidissement capable de supprimer la transformation [Zha95].

11-3 Morphologie de la martensite

Martensite en lattes

La martensite en lattes est observée dans les aciers hypoeutectoïdes peu ou moyennement alliés. Ce type de morphologie est caractérisé par la présence de blocs, des paquets de lattes grossièrement parallèles et observables au microscope optique. Les lattes sont longues et d'une largeur de l'ordre de 0,5 µm (figures 11-3-1 et 11-3-2). Les angles de raccordement entre les lattes sont le plus souvent faibles. Les orientations préférentielles sont du type K.S. et le plan d'habitat du type {111} (tableau 11-1-3). De ce fait, quatre familles d'orientations équivalentes sont observées à l'intérieur d'un même grain, mais ne constituent pas de nouveaux grains. Le maclage entre les lattes est rare dans les aciers ordinaires mais fréquent dans les aciers contenant du nickel. Le développements des blocs de lattes est stoppé à la rencontre du joint de grain. Une matrice avec des grains grossiers forme de larges blocs. Lorsque la l'austénite mère contient des précipités, le développement de ces blocs est entravé, la microstructure est alors plus fine. Cet effet est souvent recherché car les propriétés mécaniques sont améliorées. Des exemples de martensite en lattes figurent par ailleurs dans d'autres chapitres (figures 7-1-5, 8-3-3, 18-1-3, 18-2-1). Lorsque la transformation est incomplète à cause des fortes contraintes générées par la transformation,

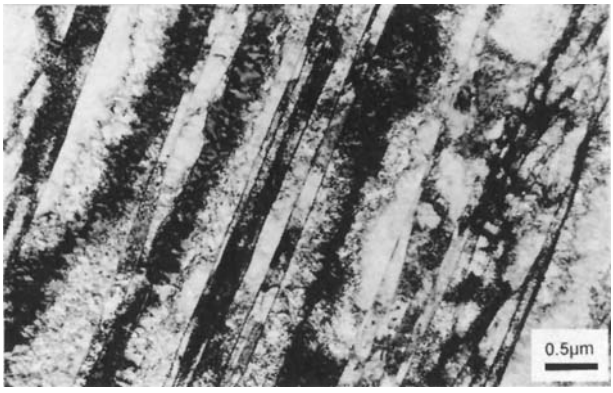


Figure 11-3-2 :
Micrographie électronique en transmission de l'acier X12Cr13 (1,4006) traité une heure à 985 °C puis trempe à l'huile et revenu de 4 h à 400 °C. Les lattes sont longilignes avec une épaisseur très faible (0,1 à 0,2 µm) par rapport aux deux autres dimensions. L'intérieur des lattes est caractérisé par une très forte densité de dislocations.
Document CRY-Imphy Ugine Précision, groupe Arcelor.

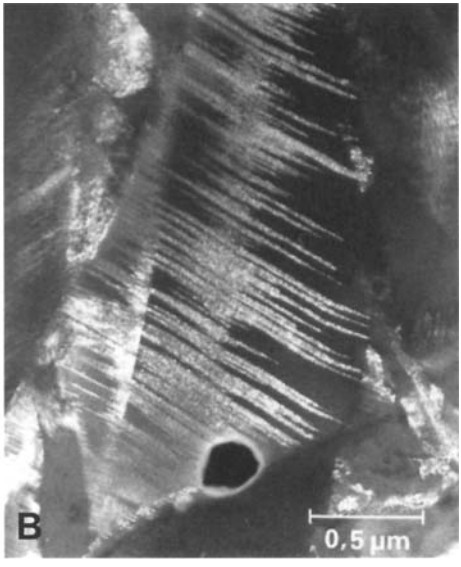


Figure 11-3-3 :
Micrographie électronique en transmission d'un échantillon d'acier 100Cr6 trempé après austénitisation à 1050 °C,
A) vue globale avec des grandes plaquettes de martensite, l'austénite résiduelle, très sombre, a une forte densité de dislocations.
B) vue agrandie montrant les lignes de macles à l'intérieur des plaquettes.
Document Ecole des Mines de Nancy, Fr et IWT Bremen, All., Adapté d'après [Sch99]

l'austénite retenue se trouve sous forme de fines bandes, entre les lattes, non visibles en microscopie optique.

Martensite en plaquettes

La martensite en plaquettes est observée dans les aciers moyennement riches en carbone ou très riches. Toutefois, rappelons que même les aciers hypoeutectoïdes peuvent former une martensite maclée à condition que le sous-refroidissement soit suffisant (voir courbe

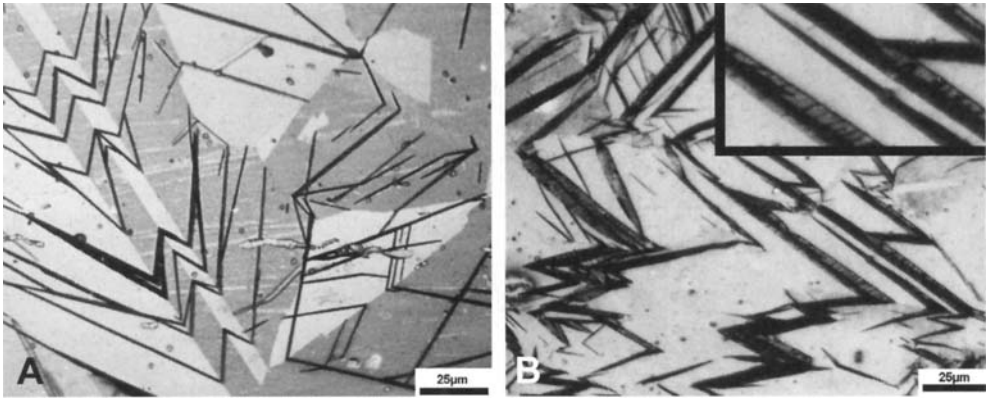


Figure 11-3-4 :
Micrographies optiques d'échantillons trempés à température inférieure à M_S *(–196°C).*
A) et B) acier Fe-25Ni-0,66C ($M_S \approx -150$ *°C). L'échantillon B a subi une transformation sous contrainte constante de 500 MPa. Il en résulte un épaississement des plaquettes de martensite, et une distribution des macles modifiée, plus visible par les stries transversales (voir agrandissement); C) acier Fe-20Ni-0,5C (*$M_S \approx -35$ *°C).*
Document INPL, Nancy, Fr,
voir aussi [Li_98a], [Gau95]

TPC figure 9-2-1). Elle se présente sous la forme d'un enchevêtrement de plaquettes individuelles selon des angles bien définis. Cette martensite est qualifiée de martensite aciculaire. Cependant, l'appellation convient mal car chaque plaquette a davantage une forme lenticulaire analogue à celle des macles de déformation lorsqu'elle sont observées en trois dimensions. La microscopie électronique révèle au sein de chaque plaquette une sous-structure très fine constituée de macles parallèles, c'est pourquoi ce type de martensite est mieux définie par l'appellation de martensite maclée ou TM (*Twinned Martensite*), (voir figures 11-3-3 et 11-3-4).

Les plans d'habitat de la martensite en plaquettes sont d'indices élevés {225}, {259}, d'où un nombre important d'orientations possibles au sein d'un même grain. Les plaquettes se présentent comme un enchevêtrements de plaquettes de différentes tailles. Les premières plaquettes se développent facilement dans l'austénite jusqu'aux joints de grains, puis la progression des plaquettes devient de plus en plus difficile au fur et à mesure qu'avance la réaction (fig. 11-3-4). L'accroissement des contraintes dues au changement de volume a un double effet de freiner le développement des plaquettes et de créer des défauts favorisant

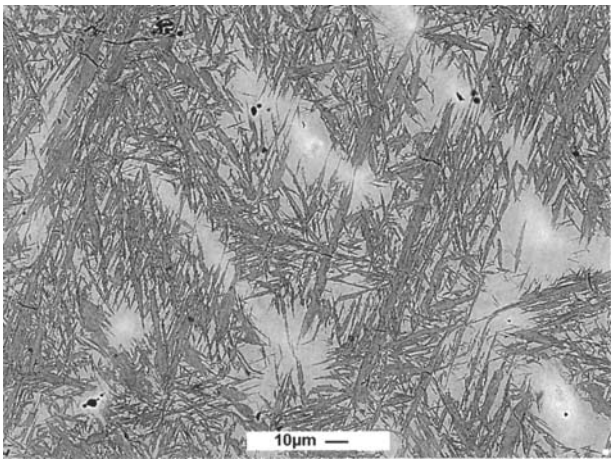


Figure 11-3-5 :
Micrographie électronique d'un acier Fe-0,8C-0,34Si-0,1Mn-1,2Cr-1W brut de solidification. Les zones interdendritiques enrichies essentiellement en tungstène (contaste clair) sont dépourvues de plaquettes de martensite.
Document INPG, Grenoble, Fr

ainsi la germination de nouvelles plaquettes. Ce dernier processus est appelé *germination autocatalytique*. Les générations successives de plaquettes sont de plus en plus petites.

La martensite en plaquettes est aussi observée dans les aciers chargés en éléments d'alliage. La température M_S est abaissée en fonction de la proportion d'éléments d'addition. La proportion d'austénite résiduelle est forte, d'autant plus forte que le point M_S est bas. Par exemple la proportion de martensite est plus grande pour l'échantillon dont le point M_S est à –10 °C (fig. 11-3-4 C) que pour celui dont le point M_S est à –150 °C (fig. 11-3-4 A) [Gau95], [Li_98a]. La contrainte constante exercée sur l'échantillon induit un épaississement des plaquettes, comme le montre la comparaison des micrographies A et B. La matrice des aciers au nickel présentent souvent un fort maclage (fig. 11-3-4 A), la progression des plaquettes de martensite suit les plans cristallins et dévie sa direction au joint de macle. La micrographie C de l'acier qui présente de larges plaquettes permet de remarquer l'arête centrale des plaquettes qui est un joint de macle. En général, la martensite des aciers à faible carbone ou nickel avec le plan d'habitat $\{225\}\gamma$ forme d'abord la région maclée à partir de laquelle se développe le reste de la plaquette, tandis que la martensite des aciers à fort carbone ou nickel avec le plan d'habitat $\{259\}\gamma$ est complètement maclée.

Les aciers alliés présentent de fortes ségrégations des éléments lorsqu'ils sont bruts de solidification. La température M_S en relation avec la composition n'est pas uniforme et suit le tracé des ségrégations dendritiques. Un premier exemple de la figure 11-3-5 est celui d'un acier à outils. Sur la micrographie électronique les zones martensitiques dessinent le réseau des dendrites. Les zones interdendritiques sans martensite sont enrichies en tungstène comme en témoigne le contraste plus clair en électrons rétrodiffusés. Les plaquettes peuvent traverser des branches adjacentes et présentent les mêmes familles d'orientation d'une branche à l'autre parce que toutes les branches d'une même dendrite ont la même orientation cristallographique.

Le deuxième exemple est un acier riche en chrome et en carbone, presque une fonte. Sur la figure 11-3-6 la martensite est mixte avec des grandes plaquettes noyées dans des lattes

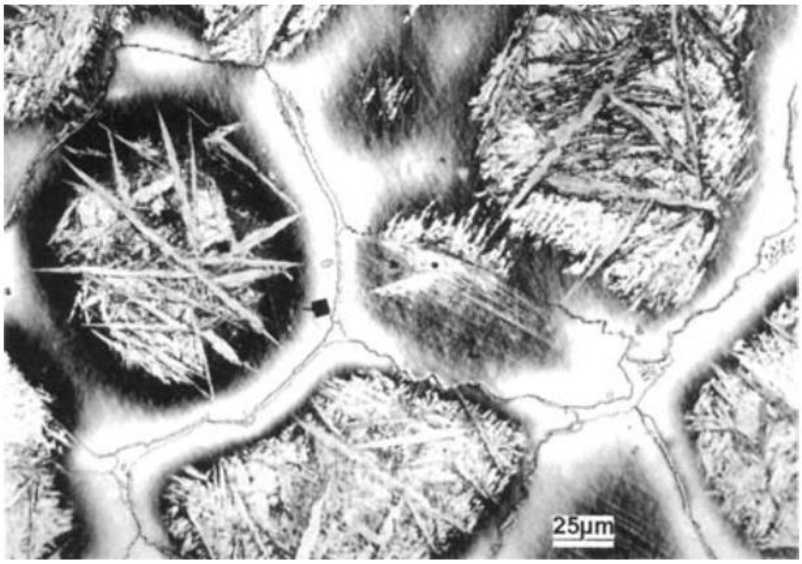


Figure 11-3-6 :
Micrographie optique d'un alliage Fe-12Cr-3Mo-0,7Mn-0,3Si-1C refroidi à 60 °C/h depuis l'état liquide et trempé en fin du cycle d'ATD. La zone au centre des grains est martensitique, le bord est resté austénitique (contraste clair uniforme) et la zone intergranulaire est l'eutectique γ/M_7C_3. Les petits carrés noirs sont des empreintes de microdureté Vickers qui correspondent à 920 H_V au centre dans la zone martensitique et à 376 H_V dans l'austénite.
Document INPG, Grenoble, Fr, voir aussi [De_83]

au centre du grain. Les contours des grains ou *branches de dendrites* sont matérialisés par les carbures de l'eutectique γ/M_7C_3. Le bord de la dendrite est plus riche en éléments d'alliage que le centre, la différence de composition s'élève à 2 % pour le chrome et à 0,76 % pour le molybdène. L'écart de température M_S qui en résulte peut être évalué autour de 60 °C. La teneur en éléments ségrégés est suffisante pour abaisser M_S au dessous de la température ambiante de la trempe. Une trempe dans l'azote liquide pourrait aboutir à une transformation totale de l'austénite.