

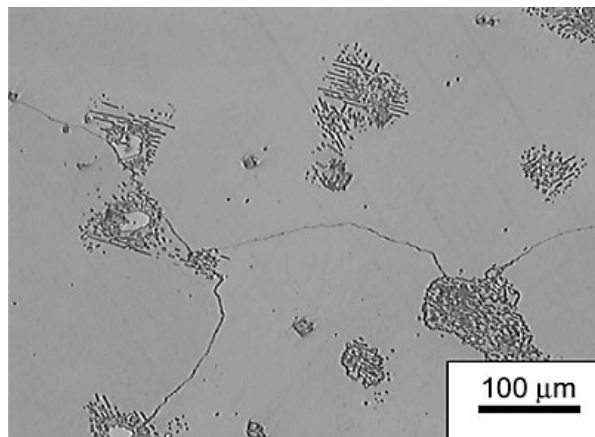


Figure I.14. Microstructure de l'acier GX120MnCr18-2 après traitement thermique [79]

I.3.2. Effet du molybdène

Le molybdène est un élément alphagène et fortement carburigène [80]. Son affinité chimique au carbone est plus grande que celle du fer et du chrome. Il est caractérisé par un point de fusion de 2623°C. L'ajout du molybdène aux alliages ferreux génère un durcissement secondaire et affine la structure. Il forme des carbures très durs, principalement de type M_6C avec une dureté de 1500 HV et M_2C avec une dureté de 2000 HV [33]. Ces derniers améliorent la dureté, la limite d'élasticité et la résistance à l'usure. A haute teneur en molybdène, le matériau présente une faible aptitude au forgeage.

Généralement, le molybdène est ajouté aux aciers au manganèse avec des teneurs variant entre 0,5 et 2% dont le but d'améliorer la ténacité, la limite d'élasticité et la résistance à la fissuration des pièces moulées lors de la solidification et lors des traitements de mise en solution. Sa présence dans ces aciers permet de les surclasser du point de vue de la résistance à l'abrasion. A l'état brut de coulée, le molybdène soit se trouve dissout dans l'austénite soit dans les carbures. Le molybdène en solution supprime efficacement la formation de carbures fragilisant et de perlite, même lorsque l'acier est exposé à des températures de l'ordre de 275°C. Le molybdène présent dans les carbures primaires tend à modifier la morphologie des zones interdendritiques autour de l'austénite vers une forme nodulaire moins nocive, en particulier lorsque sa teneur dépasse 1,5%.

Les nuances à 1% de molybdène (tableau I.1) résistent mieux à des températures relativement élevées que les autres nuances. La nuance E-1 est adaptée aux pièces moulées de grandes

sections utilisées dans les concasseurs à rouleaux et à impact qui travaillent fréquemment à des hautes températures.

La nuance E-2, qui contient environ 2% de molybdène, peut être soumise à un traitement thermique spécial afin de développer une structure avec des carbures finement dispersés dans de l'austénite. Ce dernier implique un affinement partiel du grain après un chauffage à une température de l'ordre 595°C pendant 12 h et une trempe à l'eau à partir de 980°C. Ce type de microstructure améliore la résistance à l'abrasion dans les applications de broyage tout en gardant une meilleure ductilité au cœur (allongement entre 15 et 25%) [34].

A. Nasajpour et al [8], ont entrepris des essais sur un acier Hadfield à différentes teneurs en molybdène (0.75, 1.2, 1.65 et 2.2 %) pour étudier l'influence de ce dernier sur le changement microstructural, l'écrouissage et la résistance à l'usure abrasive d'un acier Hadfield. Les microstructures obtenues sont composées d'une matrice austénitique et de carbures de fer et de manganèse précipités aux joints des grains. L'ajout du molybdène à l'acier Hadfield a favorisé la formation des carbures primaires du molybdène à l'intérieur des carbures complexes de fer et de manganèse. La figure I.15 illustre les structures obtenues.

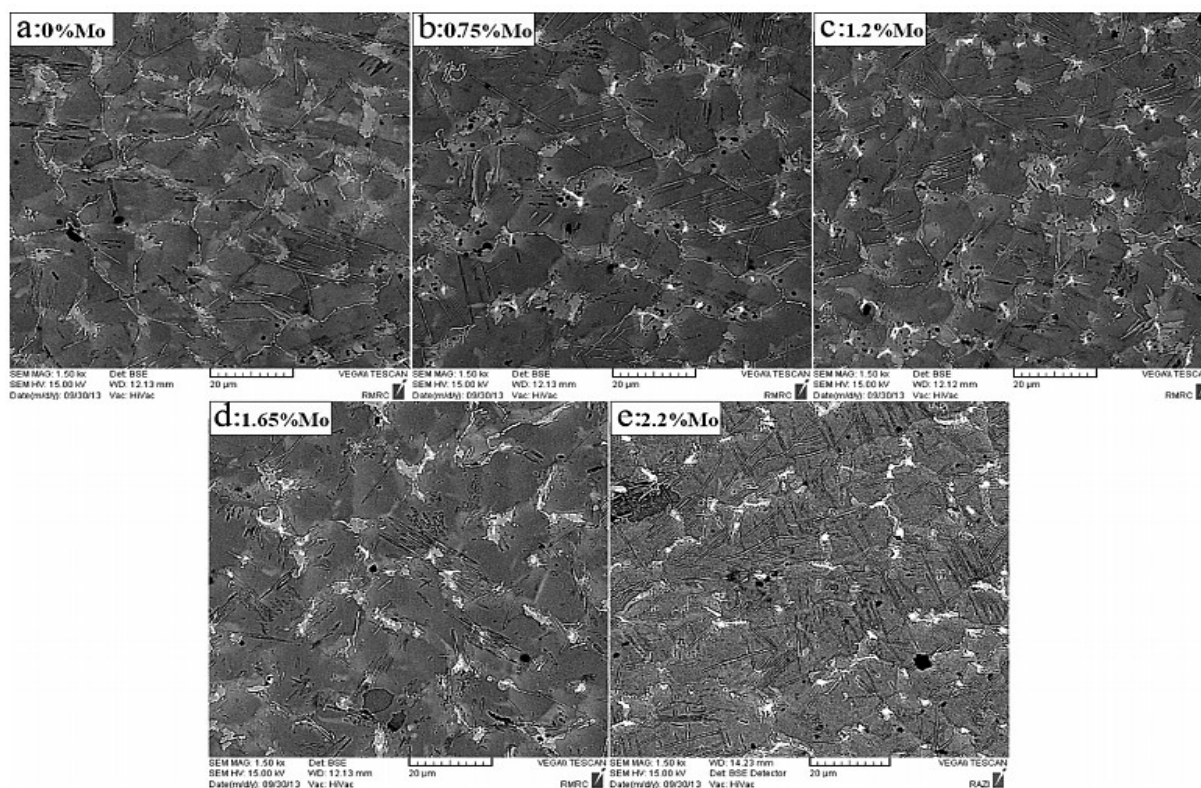


Figure I.15. Micrographie MEB des échantillons étudiés [8]

L'augmentation de la teneur en molybdène a augmenté la fraction volumique des carbures de molybdène et a limité la formation des carbures complexes de fer et de manganèse.

Les essais d'usure entrepris sur ces échantillons ont montré que la dureté et la résistance à l'usure abrasive varient proportionnellement avec l'augmentation de la teneur en molybdène (figure I.16).

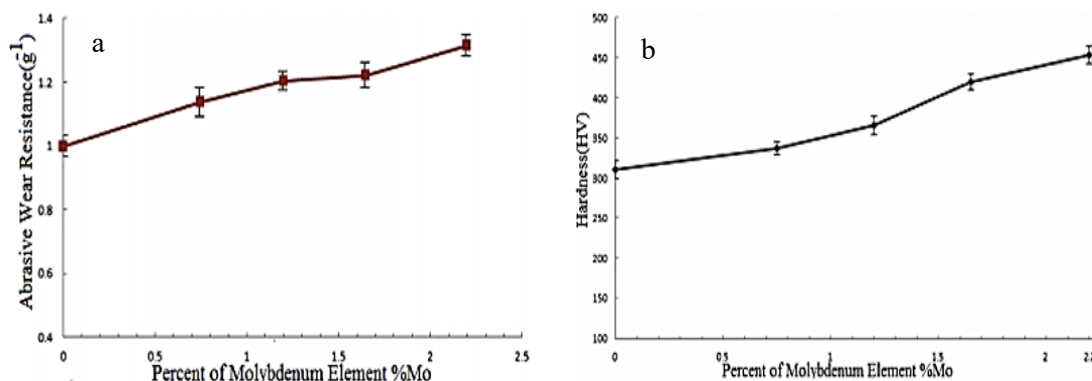


Figure I.16. Wear resistance and hardness as a function of amount of molybdenum.

Résistance à l'usure abrasive (a) et dureté (b) en fonction de la teneur en molybdène [8]

I.3.3. Effet du niobium

Le niobium est un élément alphasène et carburigène. Il fait partie des éléments de la cinquième colonne du tableau périodique. Il est caractérisé par un point de fusion de 2477°C. C'est un élément d'alliage important dans les aciers. Il est utilisé pour l'affinement du grain en retardant la recristallisation [81]. Il forme des carbure très durs, principalement de type MC de dureté variant entre 2400 HV et 2850 HV [82,84]. Ces derniers favorisent le durcissement par précipitation et améliorent la dureté et la résistance à l'usure de l'acier [85]. Il améliore la trempabilité de l'acier et accélère la transformation displacive et la formation de la martensite [86]. L'ajout du niobium en grande teneurs favorise la formation de grande quantité de Nb(C,N) provoquant la fissuration à chaud [87,88].

J. Cao et al. [89] ont examiné l'effet de micro-addition du niobium sur la microstructure d'un acier au manganèse. L'acier au manganèse allié au niobium, Fe-14.9%Mn-0.95%C-0.012%Nb, a été exploité et comparé à un acier au manganèse non allié au niobium, Fe-14.4%Mn-0.86%C. Les échantillons ont été homogénéisés à 1200°C pendant une heure, puis

ils ont été laminés à une température de 1100°C. Après le processus de laminage, la plaque obtenue a été trempée à l'eau après un maintien de quinze minutes à une température de 1000°C. Les auteurs ont observé qu'après la trempe à l'eau, les deux aciers possèdent une structure austénitique. La différence entre les deux microstructures obtenues se distingue par la taille des grains austénitiques. L'acier contenant du niobium a révélé une structure à grains fins (figure I.17).

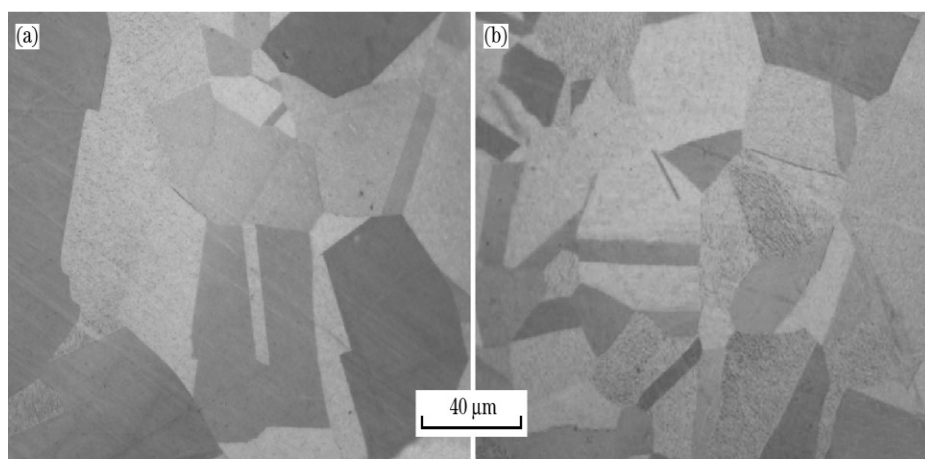


Figure I.17. Microstructure des aciers étudiés après trempe à l'eau.

a : sans addition du Nb, b : avec addition du Nb [89]

La finesse de la structure de l'acier contenant du niobium a été justifiée par la formation des nano-précipités de formes sphériques ou granulaires. L'analyse par MET a confirmé la présence de ces précipités. Des pics de Nb et de C ont été observés dans le spectre énergétique, ce qui a permis aux auteurs de confirmer que ces précipités sont des carbures de niobium NbC (figure I.18).

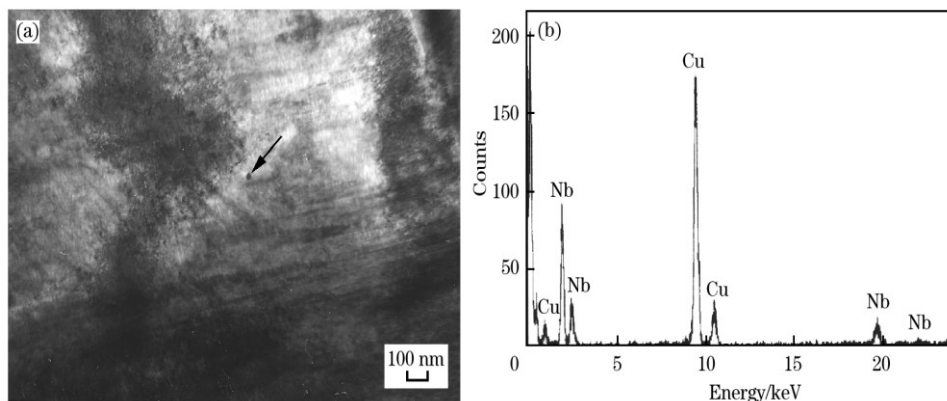


Figure I. 18. Précipité dans l'acier contenant du Nb (a), Spectre d'énergie du précipité (b) [89]

I.3.4. Effet du vanadium

Le vanadium est un des éléments du cinquième groupe de classification périodique, il est caractérisé par un point de fusion de 1910°C [90]. Il est fortement carburigène que le chrome et le molybdène. Il forme son propre carbure de type MC de structure cubique à faces centrées et de dureté de 2600-3000 HV même à des teneurs très faibles (de l'ordre de 0.1%) [2,91]. Dans les aciers au manganèse, le vanadium est ajouté avec des teneurs variant entre 0.5% et 2% pour durcir l'acier en formant des précipitations [30]. Ces précipités peuvent être des carbures simples ou complexes selon la teneur en vanadium [92].

Le carbone peut également avoir une influence sur le type des carbures de vanadium formés et même sur leurs formes. E.G. Moghaddam et al [93] ont étudié l'effet du carbone sur la forme et le type de carbures de vanadium formés. Ces auteurs ont étudié un acier austénitique au manganèse allié à 10% de vanadium avec différentes teneurs en carbone (2.6%, 2.8%, 3% et 3.3%). Les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues ont été comparées à celles de l'acier Hadfield standard. Les auteurs ont observé qu'à l'état brut de coulée, l'acier Hadfield standard a une matrice austénitique. Les joints des grains austénitiques sont entourés par un réseau continu de carbures ((Fe,Mn)₃C). L'ajout de 10% de vanadium à l'acier austénitique au manganèse favorise la précipitation d'un nouveau carbure. Il s'agit du carbure primaire de vanadium (VC). Lorsque l'alliage commence à se solidifier, les carbures de vanadium se forment et croissent dans la masse fondue et cristallisent sous forme de carbures de vanadium primaires grossiers entre la température de liquidus et la température de solidus. La variation de la teneur en carbone influe directement sur la morphologie et sur la distribution des carbures primaires de vanadium formés. Il a été constaté que la quantité de

carbures de vanadium primaires augmente lorsque la teneur en carbone augmente. La forme de ces derniers change d'une forme de branche en forme étoilée. Ainsi, ces carbures sont distribués uniformément dans la microstructure jusqu'à une teneur en carbone de 3% en poids. L'analyse microstructurale au microscope électronique à balayage (MEB) a montré que les carbures de vanadium primaires se solidifient en quatre distributions passant d'une forme de branche, de chrysanthème, sphérique et en étoile, respectivement, comme montré par la figure I.19.

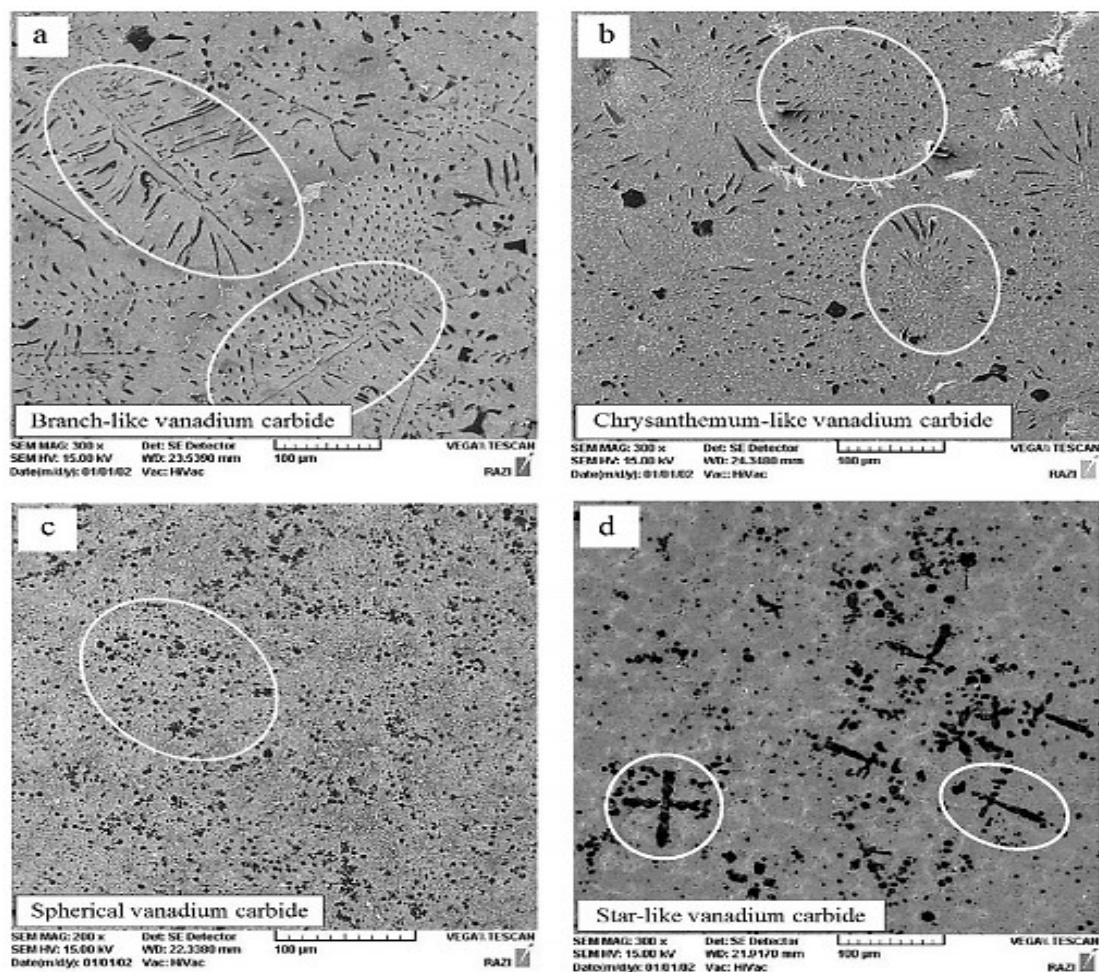


Figure I.19. Scanning electron microscope (SEM) micrograph of high-vanadium austenitic manganese steel materials in the as-cast condition: (a) branch-like VC distribution (HV-AMS-1 alloy), (b) chrysanthemum-like VC distribution (HV-AMS-2 alloy), (c) homogenous VC distribution (HV-AMS-3 alloy) and (d) star-like VC distribution (HV-AMS-4 alloy).

Micrographie électronique à balayage des aciers étudiés. a : acier à 2.6% C, b : acier à 2.8% C, c : acier à 3% C, d : acier à 3.3% C [93]

Des mesures de dureté, des essais d'usure et de ténacité ont été réalisés pour étudier l'effet de la variation du carbone sur le durcissement et la ductilité de l'acier considéré. Les résultats ont montré que l'augmentation de la teneur en carbone augmente la dureté et résistance à l'usure mais diminue la ténacité de l'acier (figure I.20).

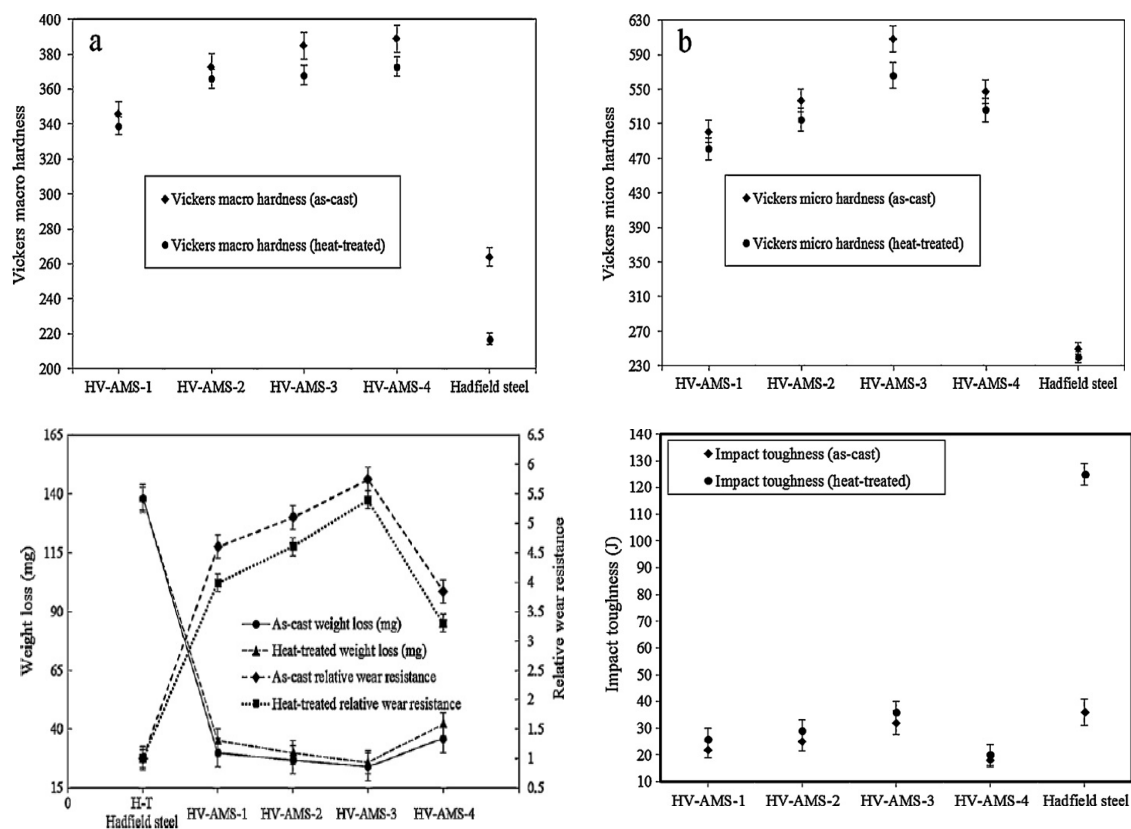


Figure I.20. Propriétés des aciers étudiés avant et après traitements thermiques. a: dureté Vickers, b : microdureté Vickers, c : masse perdue et résistance à l'usure, d : ténacité [93]

J. Glowina et al [94] ont étudié l'effet de vanadium sur le changement microstructural, la dureté et la résistance à l'usure abrasive d'un acier au manganèse. De ce fait, trois alliages à différentes teneurs en carbone (1.6%, 2.3% et 2.6%) et en vanadium (5.5%, 6.3% et 8.1%) ont été considérés (L160G10V6, L240G13V7 et L260G13V9). Les tests d'usure de l'acier au manganèse à 5.5% de vanadium ont été réalisés sur une machine Miller et puis comparés à l'acier Hadfield standard. Le carbure de silicium mélangé avec de l'eau a été choisi comme agent abrasif. La perte de poids a été mesurée après chaque quatre heures. Les microstructures obtenues (figure I.21) ont montré que l'acier L160G10V6 (contenant 1.6% de carbone et 5.5% de vanadium) est composé d'austénite, de carbures primaires de vanadium et d'autres carbures fins distribués uniformément dans la matrice. Les mesures de microdureté ont montré que la microdureté de la matrice est comparable à celle de l'acier Hadfield (environ 370 μ HV), tandis que la microdureté des carbures primaires de vanadium est très élevée (2650 μ HV).

L'augmentation des teneurs en carbone (à 2.35% et à 2.6%) et en vanadium (à 6.3% et à 8.1%) a changé la microstructure de l'acier étudié. Des carbures primaires de vanadium grossiers et de la martensite aciculaire (avec une microdureté de varie entre 850 μHV et 900 μHV) ont apparu dans la matrice austénitique dont la microdureté est de l'ordre de 500 μHV .

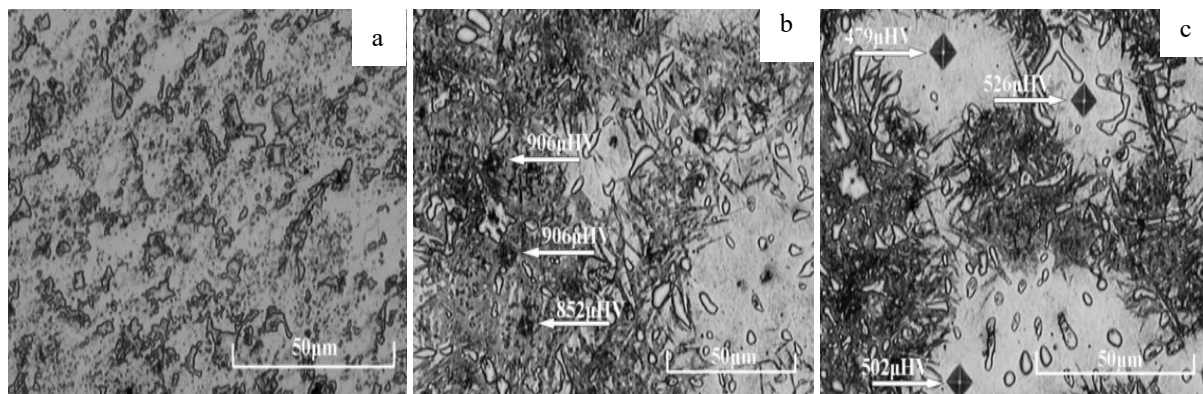


Figure I.21. Microstructures des aciers étudiés à l'état brut de coulée attaqués au Nital. a : L160G10V6. b : L240G13V7. c : L260G13V9 [94]

La perte de poids en fonction du temps est illustrée par la figure I.22. Il a été constaté que l'ajout de 5.5 % de vanadium a réduit la perte de poids de deux fois comparativement à celle de l'acier Hadfield standard.

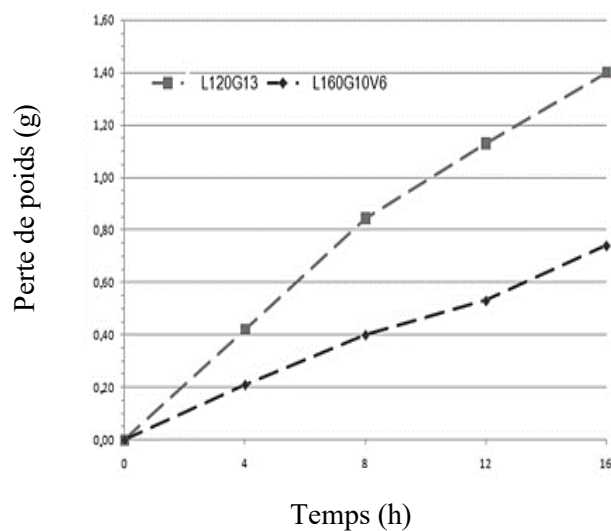


Figure I.22. Perte de poids en fonction du temps des aciers L120G13 et L160G10V6 [94]

I.3.5. Effet du Nickel

Le nickel est un élément gammagène et non carburigène. Il est caractérisé par un point de fusion de 1455°C. Il est soluble dans le fer à l'état solide ou liquide. Son effet gammagène est presque trente fois moins puissant que celui du carbone. Il est utilisé pour la mise en œuvre des pièces par déformation plastique. A des teneurs élevées (plus de 6%), le nickel affine la structure. Il améliore la ténacité de l'acier [95]. Il augmente la ductilité et la résistance à la fatigue [96]. Il diminue légèrement la résistance à l'abrasion. Le nickel est principalement utilisé dans les aciers au manganèse coulés de faible teneur en carbone et dans les produits corroyés pour faciliter leur soudabilité. Il est particulièrement efficace pour supprimer la précipitation des carbures sous forme de plaquettes, qui peuvent se former entre 300°C et 550°C. Dans les produits corroyés, le nickel est parfois utilisé conjointement avec le molybdène [30].

I.4. Durcissement des aciers au manganèse

Il existe plusieurs mécanismes de durcissement des aciers au manganèse [72,97], les plus connus sont :

- Par addition des éléments chimiques ;
- Par traitements thermiques ;
- Par écrouissage.

I.4.1. Durcissement par addition des éléments chimiques

Le durcissement des aciers au manganèse sous l'effet des éléments chimiques a fait l'objet de nombreuses études durant ces dernières années [37,53]. Ces études avaient surtout pour objectif d'optimiser une composition chimique conduisant à trouver un compromis entre la microstructure et les propriétés d'usage de ces aciers. La combinaison des propriétés de résistance, de ductilité et de résistance à l'usure nécessite essentiellement une compréhension approfondie de l'action des éléments ajoutés.

L'addition des éléments alphagènes et carburigènes tels que le chrome, le molybdène, le vanadium et le niobium favorise la précipitation de carbures simples ou complexes à l'état brut de coulée. Ces carbures empêchent le grossissement du grain austénitique, affinent la structure et finissent par durcir l'acier [98-101]. Cet effet est décrit par la loi de Hall-Petch [102-104] qui relie la résistance à la taille des grains. En grande quantité, les éléments ajoutés forment un réseau de carbures aux joints des grains austénitiques. Cette structure agit négativement sur la ductilité de l'acier [105-108]. Par contre, les éléments gammagènes et non carburigènes tels que le nickel et le cuivre participent à la stabilité et le durcissement de l'austénite sans fragiliser l'acier [109,110].

Selon la teneurs en éléments carburigènes ajoutés, ces derniers rentrent en substitution dans la cémentite alliée au manganèse ((Fe,Mn)₃C) ou forment leurs propres carbures aux joints des grains [111]. La cémentite peut dissoudre une proportion importante de manganèse et de chrome à l'inverse du molybdène, du niobium et du vanadium qui ont une solubilité limitée dans la cémentite [112]. Ces derniers n'ont pas tous le même effet. Certains éléments ont un effet carburigène plus important que d'autres. Selon leur affinité chimique, ces éléments sont classés comme suit : niobium, vanadium, molybdène et chrome. Ainsi, chaque élément produit la formation de son propre carbure en fonction de sa teneur [113,114]. Comme mentionné dans les paragraphes précédents, le chrome peut former son propre carbure lorsque sa teneur dépasse les 3%, alors que les teneurs minimales en molybdène, en niobium et en vanadium favorisant la formation de leurs propres carbures sont approximativement à 0.5%. Il existe plusieurs types de carbures, à savoir les carbures covalents, interstitiels, intermédiaires et saliniques. Les carbures formés par les éléments du V^{ème} et du VI^{ème} groupe de la classification périodique sont considérés comme des carbures réfractaires interstitiels [115]. La faible taille de l'atome de carbone par rapport à la maille élémentaire de l'élément lui permet d'occuper les sites interstitiels dans la maille du carbure. Ces derniers ont des points de fusion élevés (supérieurs à 1800°C) et des structures variant entre cubiques à faces centrées (cfc), hexagonales (hex) et hexagonales compactes (hc) [116] (figure I.26). Ces carbures sont connus par leur haute dureté, leur haute résistance à l'usure et sont chimiquement inertes [117].

Groupe V	Groupe VI
V_2C (hc)	$Cr_{23}C_6$ (cfc)
$V_4C_3^*$	Cr_7C
$V_6C_5^*$	Cr_3C_2 (hex)
$V_8C_7^*$	/
VC (cfc)	/
Nb_2C	Mo_2C
Nb_3C_2	Mo_3C_2
Nb_4C	MoC (hex)
NbC	/

Figure I.23. Compositions et structures des carbures interstitiels [117]

Pour le cas des aciers au manganèse, ces éléments sont généralement ajoutés à des teneurs très faibles afin de maintenir la ductilité de l'acier. En faibles proportions, ces derniers se trouveraient pratiquement dissouts dans la matrice après traitements thermiques. Le durcissement dans ce cas n'est pas assuré par la précipitation des carbures mais plutôt par la mise en solution des éléments ajoutés. L'addition des éléments trempant favorisent la transformation de l'austénite en martensite après un traitement thermique de mise en solution suivi par une trempe à l'eau. Alors que l'ajout des éléments fortement gammagènes stabilise l'austénite même après un refroidissement rapide. La combinaison des éléments trempant et des éléments gammagènes permettrait l'obtention des deux phases après traitements thermiques. Le pourcentage des phases formées dépend des teneurs en éléments ajoutés.

I.4.2. Durcissement par traitements thermiques

A l'état brut de coulée, les aciers au manganèse sont considérés comme peu résistants à l'usure [118,119]. C'est pourquoi, ils nécessitent des traitements thermiques pour améliorer leur résistance à l'usure. Ces derniers sont utilisés pour transformer l'austénite en d'autres phases plus dures et pour décomposer les carbures grossiers qui fragilisent l'acier ou pour mettre en solution tous les éléments et ainsi obtenir une structure purement austénitique plus dure que celle de l'état brut de coulée [120,121].

Les transformations de l'austénite lors des traitements thermiques peuvent principalement être gouvernées par deux modes différents, à savoir la diffusion ou un mouvement coordonné d'atomes, sans diffusion [122,123]. Le principal facteur qui conditionne ces transformations est la vitesse de refroidissement. Une vitesse de refroidissement rapide empêche la diffusion du carbone [124-126]. Ce dernier se trouve alors piégé dans la maille. Ces conditions favorisent la formation d'une phase hors d'équilibre : la martensite. Dans les aciers au manganèse, cette phase dépend ainsi de la teneur en carbone et en manganèse présents. La figure I.24 montre l'effet de la teneur en carbone et en manganèse sur la température de début de transformation (M_s) de l'austénite en martensite lors du refroidissement avec tout le carbone et le manganèse en solution solide.

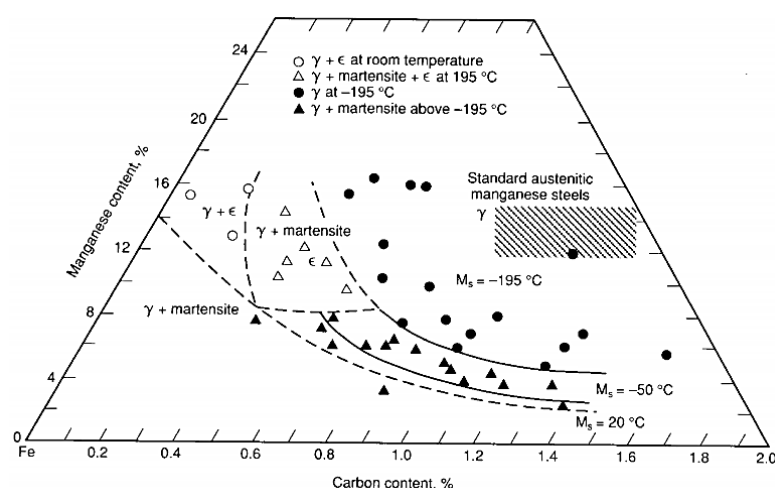


Figure I.24. Variation of M_s temperature with carbon and manganese content.

Variation de M_s en fonction de la teneur en carbone et en manganèse [14]

Une caractéristique intéressante du système Fe-Mn-C est qu'il existe en fait deux types martensitiques pouvant se former à la suite des conditions de refroidissement hors d'équilibre à partir d'un état totalement austénitique. Ces produits métastables sont connus sous le nom de martensite α' , de maille cubique centrée (CC) ou tétragonale centrée (TC) et martensite ϵ , de maille hexagonale compacte (HC) [127]. L'existence de ces phases dépend des teneurs en carbone et en manganèse. Le diagramme de phase métastable du système Fe-Mn-C (figure I.25) obtenu après une trempe à partir de 950°C montre le domaine d'existence de la phase austénitique (γ) et les phases martensitiques (α' et ϵ) en fonction de la teneur en carbone et en

manganèse [128,129]. Cette figure indique également les températures approximatives de début de formation des phases martensitiques (Ms) dans le système Fe-Mn-C [129].

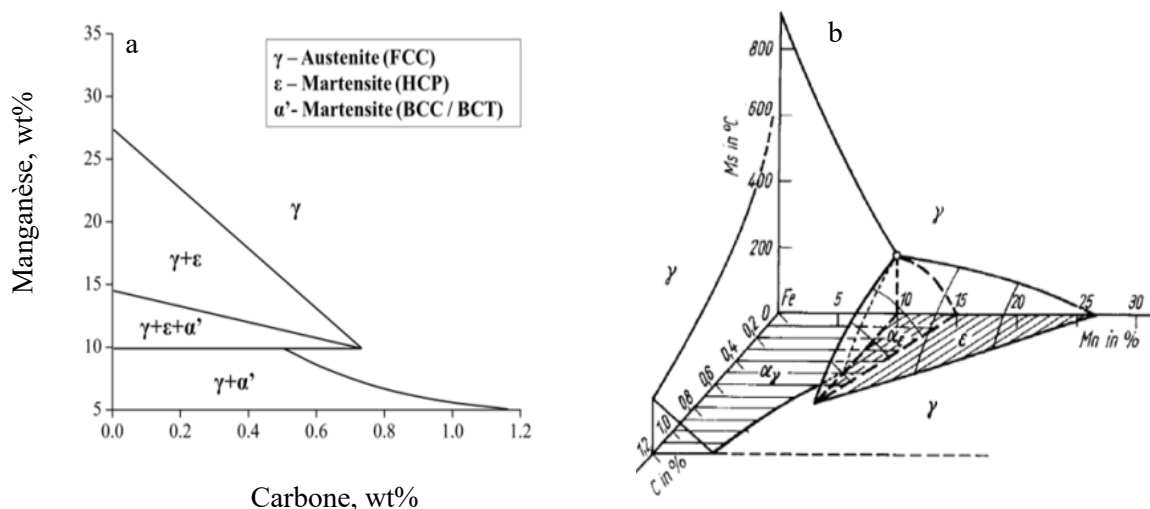


Figure I.25. Diagramme de phase métastable du système Fe-Mn-C (a) et températures de début de formation des phases martensitiques (b) [129]

Le développement d'une microstructure entièrement austénitique et l'élimination des carbures fragilisants présent dans la structure à l'état brut de coulée nécessite un traitement thermique spécifique [130,131]. Le carbone en solution solide est favorable à une amélioration des propriétés mécaniques [132,133]. De ce fait, des traitement de mise en solution à des températures comprises entre 1000°C et 1100°C suivi d'une trempe sont généralement appliqués [134,135]. R.Harzallah et al. [136] ont étudié l'influence d'un traitement d'hypertrempe sur la décomposition des carbures d'un acier Hadfield à 1.13% C et 12.89% Mn. Le traitement thermique appliqué consiste à chauffer l'acier jusqu'à une température de 930°C avec une montée en température de 120°C/heure et le maintenir pendant 30 minutes à cette température, puis une montée plus rapide à 1080°C, à raison de 150°C/heure avec un maintien de 15 min à cette température suivi d'une trempe à l'eau froide. L'acier ainsi considéré a révélé dans sa microstructure une matrice austénitique avec des carbures précipités aux joints des grains, tandis qu'à l'état traité thermiquement, ce dernier a présenté une structure purement austénitique (figure I.26).

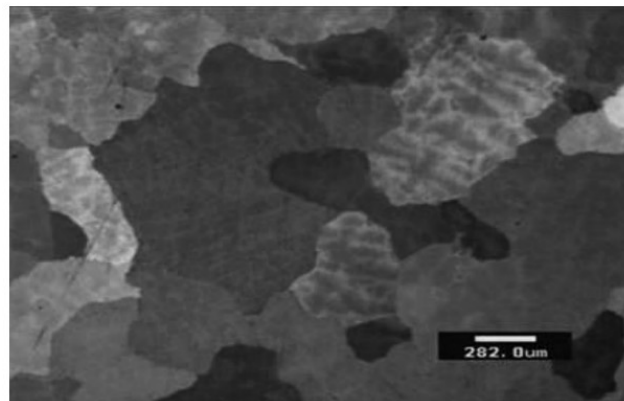


Figure I.26. Microstructure of X120Mn12 alloy after water quenching (optical microscopy).

Micrographie optique de l'acier Hadfield après une trempe à l'eau [136]

Dans le but d'élucider les transformations qui ont lieu lors du traitement thermique des aciers au manganèse, une composition titrant 1.2%C-17.5%Mn-1.7%Cr-0.3%Mo a été étudiée [130]. L'acier considéré a subi un double traitement thermique (figure I.27) afin d'obtenir un compromis entre sa microstructure et ses propriétés d'utilisation. Le premier traitement est un traitement d'austénitisation suivi d'une trempe à l'eau à partir de 1050 °C. Le deuxième traitement est aussi un traitement d'austénitisation qui consiste à tremper les échantillons à partir de 1050 °C ou 1100°C dans des milieux différents : eau, eau+1.5% sel, eau+3% sel ou

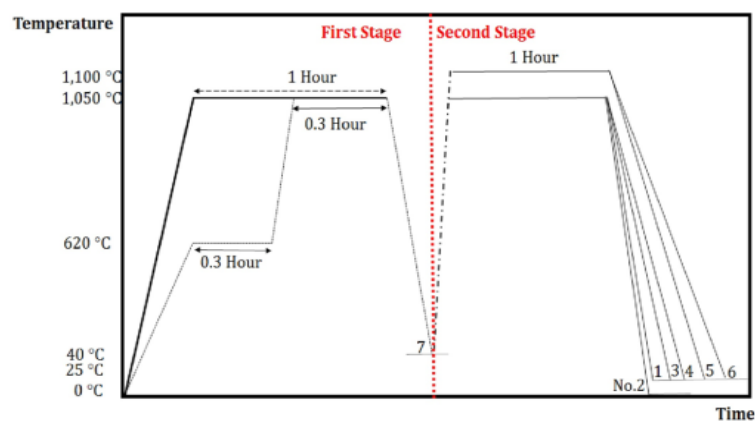


Figure I.27. The schematic showing heat treatment processes for different specimens.

Cycle du traitement thermique utilisé [136]

eau froide.

Les résultats issus de ce travail ont montré qu'après le premier cycle du traitement thermique, la microstructure (figure I.28) est composée d'austénite, de cémentite alliée et des sulfures ((Fe,Mn)S). A cet état, l'acier au manganèse a présenté un grain grossier conduisant à une faible dureté. L'application du deuxième cycle a affiné le grain austénitique et amélioré la dureté de l'acier. Par conséquent, l'application d'un double traitement thermique est plus efficace pour l'affinement des grains et l'amélioration de la dureté.

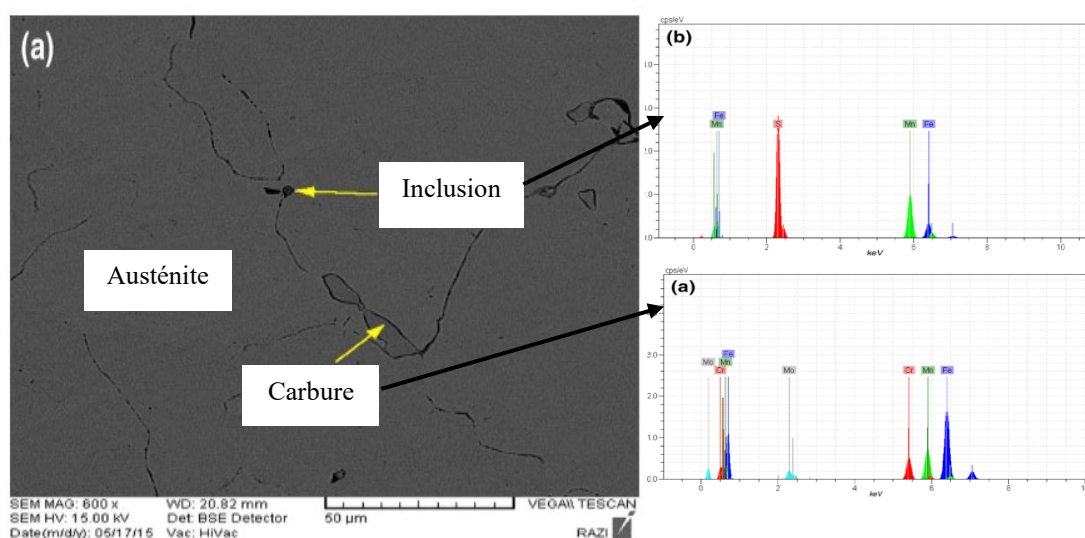


Figure I.28. Micrographie MEB et analyses EDS de l'acier au manganèse étudié [136]

I.4.3. Durcissement par écrouissage

Les aciers au manganèse sont connus par leur haute capacité à l'écrouissage, surtout pour les fortes forces d'impact [137,138]. Au cours du processus de déformation, non seulement ils sont durcis, mais ils conservent également une très grande plasticité, ce qui détermine leurs larges applications industrielles tant que ce matériaux alliant les propriétés de résistance et de ductilité [139,140].

Au cours de la dernière décennie, de nombreux chercheurs [141-146] ont étudié les mécanismes d'écrouissage des aciers au manganèse, à savoir le maclage mécanique, la formation de la martensite ϵ [147], le glissement de dislocation impliquant des interactions entre les dislocations et les atomes de carbone et de manganèse [64,148] et les interactions entre les dislocations et les macles [149-151]. Le taux d'écrouissage dépend principalement de la quantité de carbone en solution dans la matrice austénitique. Le carbone est connu par son

effet fortement gammagène. La diminution de sa teneur favorise la transformation martensitique. A l'état hypereutectique, la formation de la martensite s'explique littérairement par la décarburation de la zone superficielle. Cependant, l'épaisseur affectée par la décarburation s'étend bien au-delà de la surface transformée en martensite. Un profil de décarburation typique fait état d'une teneur en carbone de l'ordre de 0,8% à un mm en-dessous de la surface brute de fonderie et ne retrouve la valeur nominale de 1,2% qu'entre 2,5 et 3 mm en-dessous de cette surface [152].

L'écrouissage se fait par déformation plastique créée par usure, impact, tension ou compression de la surface de contact [153-155]. Les propriétés de déformation et d'écrouissage des aciers au manganèse sont souvent évaluées par des mesures de dureté. En effet, la dureté du matériau s'améliore avec l'augmentation de la déformation plastique appliquée et s'abaisse avec la diminution des effets de l'écrouissage [156].

S. Kahrobaee et al.[153] ont étudié le changement de la microstructure et de la dureté d'un acier Hadfield à 1.2%C et 12.7%Mn sous l'effet du martelage. Diverses charges de martelage ont été appliquées afin d'obtenir différentes réductions de l'épaisseur (7.5%, 9.5%, 11.9%, 20.0%, 24.4%, 28.5%, 35.5% et 42.5%). Avant la déformation, l'acier Hadfield, considéré, a révélé une matrice purement austénitique. L'exposition de l'acier à différentes charges de martelage a entraîné la formation de bandes non uniformes à l'intérieur des grains, résultant de la déformation plastique de la surface. La quantité de bandes formées a été augmentée en augmentant la charge de martelage appliquée (figure I.29).

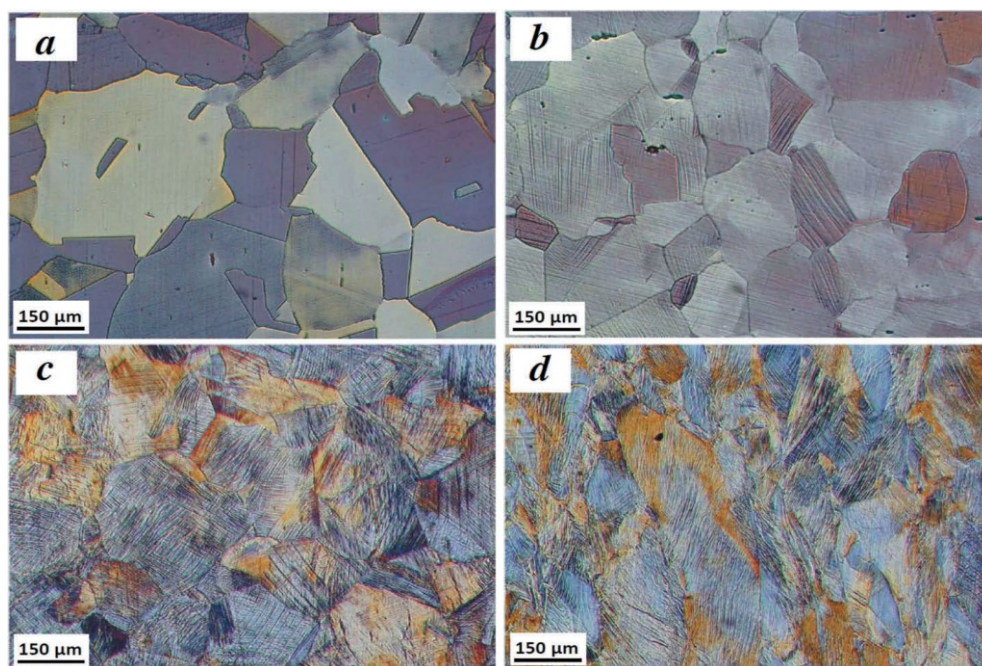


Figure I.29. The optical microscope images of the surface microstructure of (a) control sample and deformed samples with the RTRs of (b) 9.5%, (c) 28.5% and (d) 42.5%.

Micrographies optiques des surfaces de contact. a : avant déformation, après déformation à une réduction de l'épaisseur de b : 9.5%, c : 28.5% et d : 42.5% [153]

L'augmentation de la déformation a provoqué une élévation de la dureté (figure I.30). Cette amélioration de la dureté est due à l'augmentation de l'écrouissage et à la formation de macles près de la surface de contact.

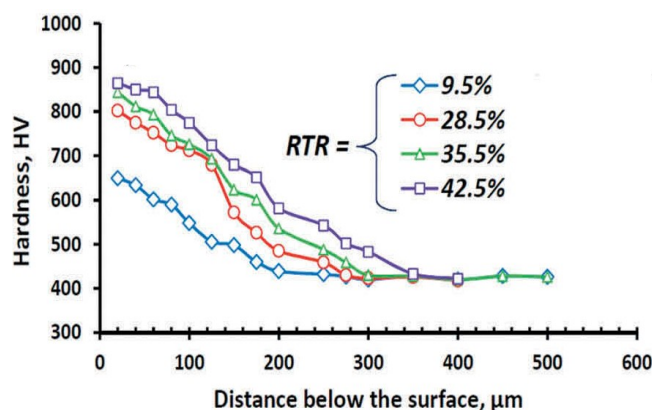


Figure I.30. Hardness profiles for the samples with different RTRs.

Profils de dureté Vickers en fonction de la profondeur de déformation [153]