

III.4. Aciers Hadfield

Cette partie d'étude englobe des analyses microstructurales, les duretés et le comportement tribologique des aciers Hadfield faiblement alliés au chrome, au nickel et au niobium. Trois différents aciers (A4, A5 et A6) ont été élaborés et comparés à l'acier Hadfield de base B1. Les compositions chimiques des aciers considérés dans cette partie sont données par le tableau III.22.

Tableau III.22. Compositions chimiques des aciers B1 A4 A5 A6

Aciers	Eléments chimiques (en pourcentage massique, %)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Nb
B1	1.266	11.88	0.434	0.051	0.008	1.05	0.17	/
A4	1.318	11.77	0.594	0.057	0.008	1.17	0.26	/
A5	1.256	11.61	0.616	0.057	0.011	1.79	0.47	/
A6	1.339	11.35	0.409	0.049	0.011	1.27	0.89	0.102

III.4.1. Effet du chrome + nickel

Cette partie d'étude traite l'influence de l'ajout combiné du chrome et du nickel dans un acier au manganèse considéré comme un acier Hadfield. Deux différents aciers contenant une légère augmentation du chrome et du nickel (A4 et A5) comparativement à l'acier Hadfield de base élaboré au niveau de la fonderie (tableau III.23) ont été élaborés. L'objectif de l'ajout de ces derniers en faibles quantités est de déterminer leurs influences sur la formation de la microstructure et des propriétés mécaniques (dureté et résistance à l'usure).

Tableau III.23. Compositions chimiques des aciers B1, A4 et A5

Aciers	Eléments chimiques (en pourcentage massique, %)						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
B1	1.266	11.88	0.434	0.051	0.008	1.05	0.17
A4	1.318	11.77	0.594	0.057	0.008	1.17	0.26
A5	1.256	11.61	0.616	0.057	0.011	1.79	0.47

III.4.1.1. Analyse microstructurale

A l'état brut de coulée, l'analyse microstructurale des aciers A4 et A5 élaborés présente des microstructures comparables à celle de l'acier B1. Ces trois aciers révèlent une matrice austénitique dont laquelle des carbures inter et intragranulaires sont répartis. Ces trois microstructures se distinguent entre elles par la finesse des grains et la distribution et la grosseur des carbures formés (figure III.79).

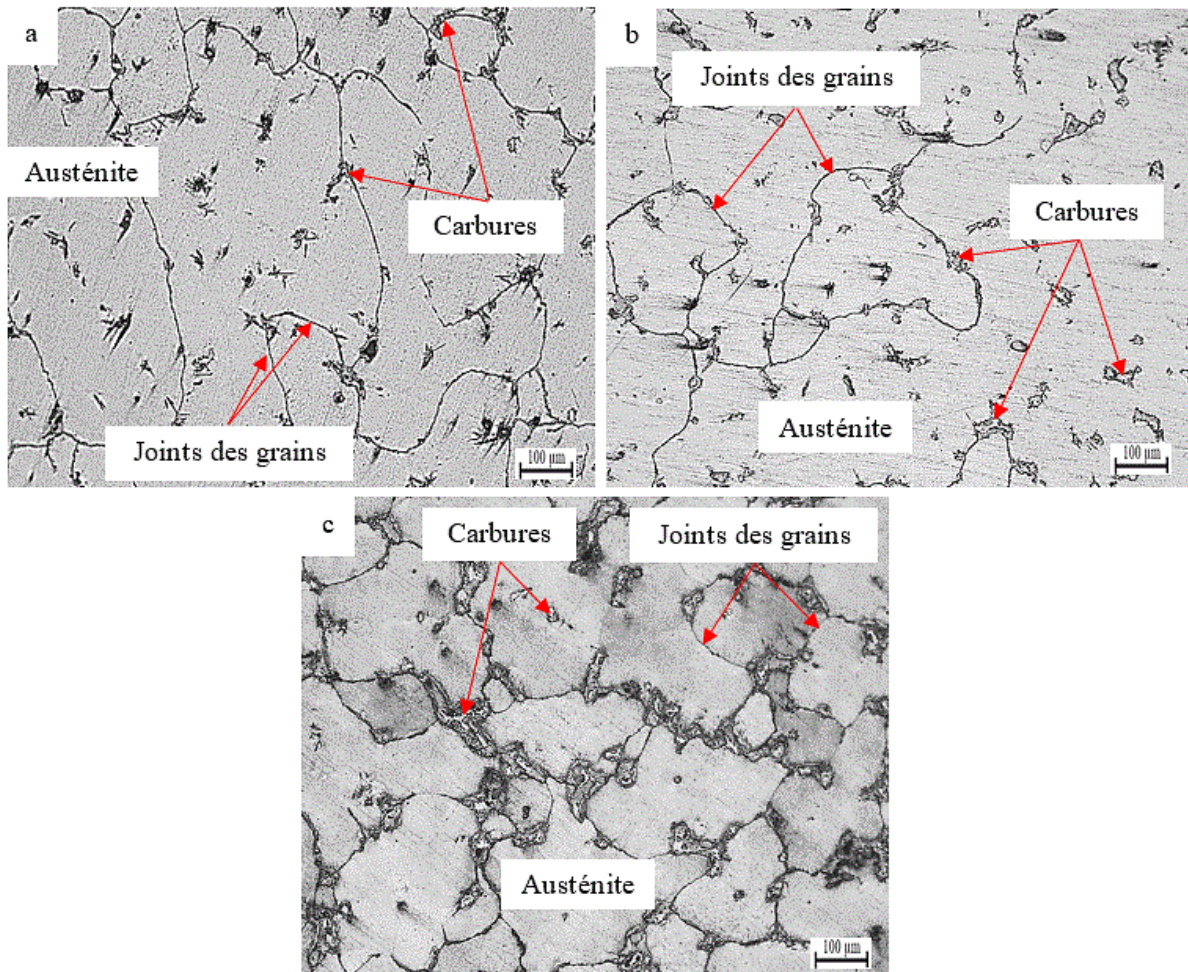


Figure III.80. Micrographies optiques des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) à l'état brut de coulée

Les micrographies MEB des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée (figure III.80) révèlent une augmentation des carbures intergranulaires et une diminution des carbures intragranulaires en fonction de l'élévation de la teneur en chrome. D'après l'analyse EDS des carbures existant dans la microstructure de l'acier B1 (figure III.3), les carbures intergranulaires sont de la cémentite alliée au manganèse et au chrome $((Fe,Mn,Cr)_3C)$ alors que les carbures intragranulaires sont de la cémentite alliée au manganèse $((Fe,Mn)_3C)$. Le nickel est connu par son effet gammagène et non carburigène, donc l'augmentation de ce dernier n'influe pas sur les carbures formés. D'autre part, l'ajout de cet élément en faible quantité ne provoque pas un changement microstructural observable. On peut dire alors que l'augmentation de la fraction des carbures est due à l'effet du chrome. Ce dernier est connu par son effet carburigène. Comme il a été expliqué dans les paragraphes précédents, l'ajout de cet élément en faibles quantités à

l'acier au manganèse favorise la précipitation de la cémentite enrichie en manganèse et en chrome ((Fe,Mn,Cr)₃C).

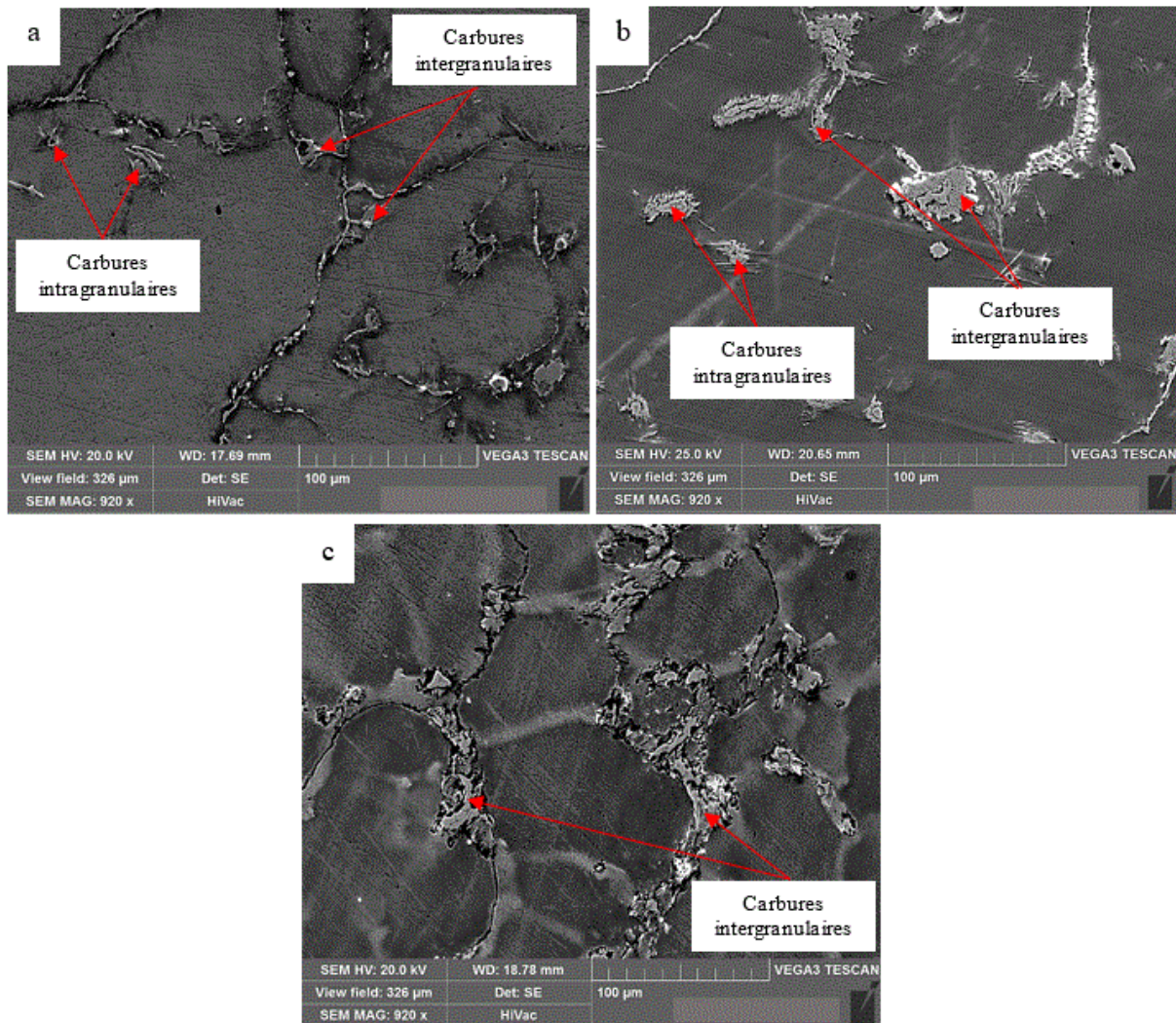


Figure III.81. Micrographies MEB des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) à l'état brut de coulée

On remarque également à travers l'observation MEB que la grosseur des carbures formés évolue avec l'augmentation de la teneur en chrome dans l'acier. Cette constatation est plus remarquable dans l'acier A5 par rapport aux aciers A4 et B1. Ceci explique que le chrome ajouté se dissout dans la cémentite, laquelle est enrichie en cet élément. Le carbure complexe ainsi formé ((Fe,Mn,Cr)₃C) grossit de manière remarquable.

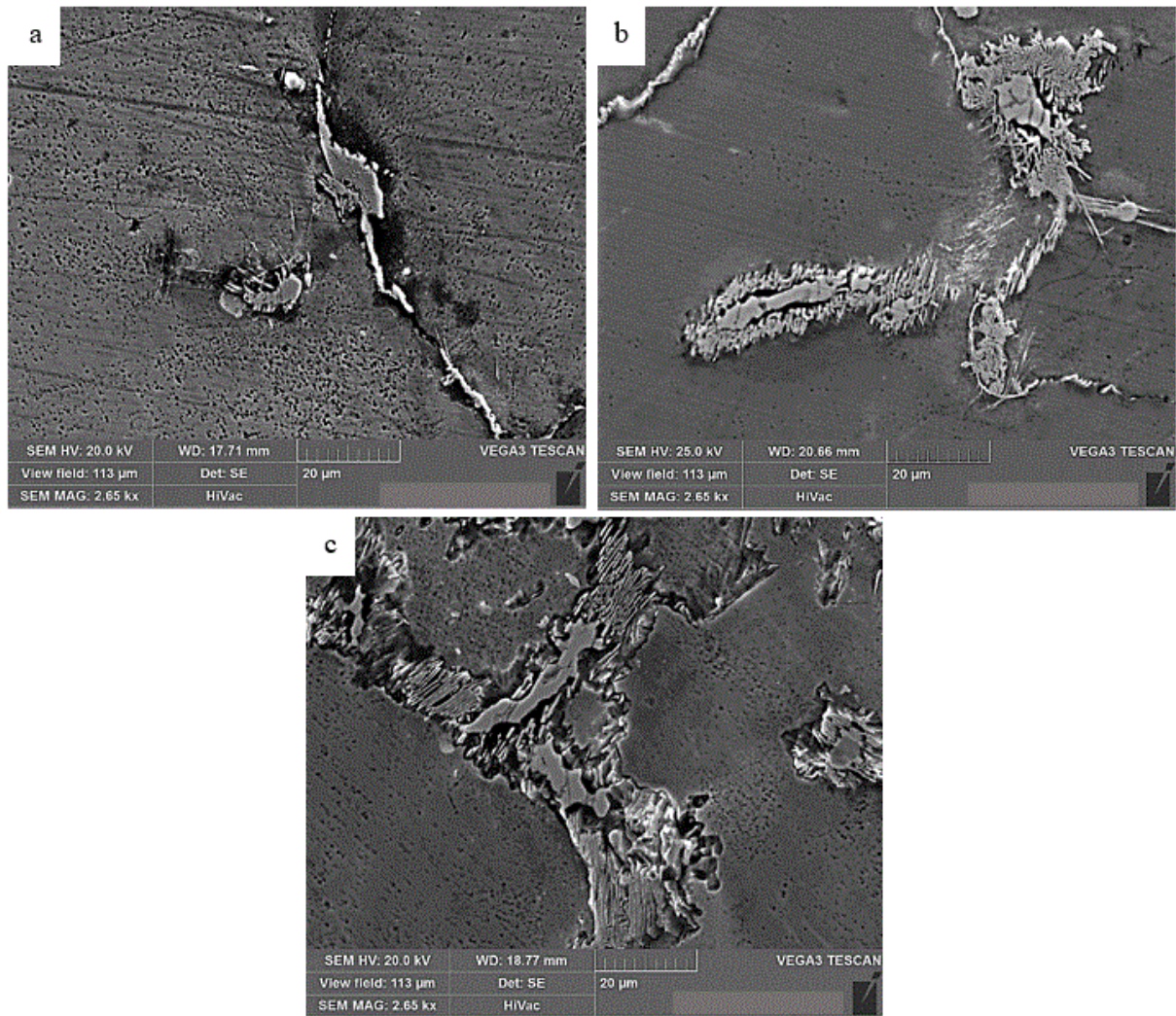


Figure III.82. Micrographies MEB des carbures formés dans les microstructures des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) à l'état brut de coulée

L'augmentation de la quantité des carbures intergranulaires influe considérablement sur la finesse des grains austénitiques (figure III.82). Pour mettre en évidence cet effet, la taille des grains des trois aciers a été mesurée. Il résulte que la taille des grains austénitiques varie inversement proportionnelle avec la teneur en chrome. Cette dernière est passée de 52μm pour l'acier B1 à 40.4μm pour l'acier A4 et à 19.9μm pour l'acier A5. La taille des grains de l'acier A5 a été affinée de l'ordre de 2.6 fois par rapport à celle de l'acier B1. L'augmentation de la teneur en chrome favorise la formation en grande quantité d'une cémentite complexe riche en chrome et précipitée principalement aux joints de grains austénitiques. Ceci bloque le grossissement des grains austénitiques et affine ainsi la structure. Les micrographies MEB

(figure III.82) et le tableau III.24 montrent l'influence de l'ajout du chrome sur la diminution des grains austénitiques.

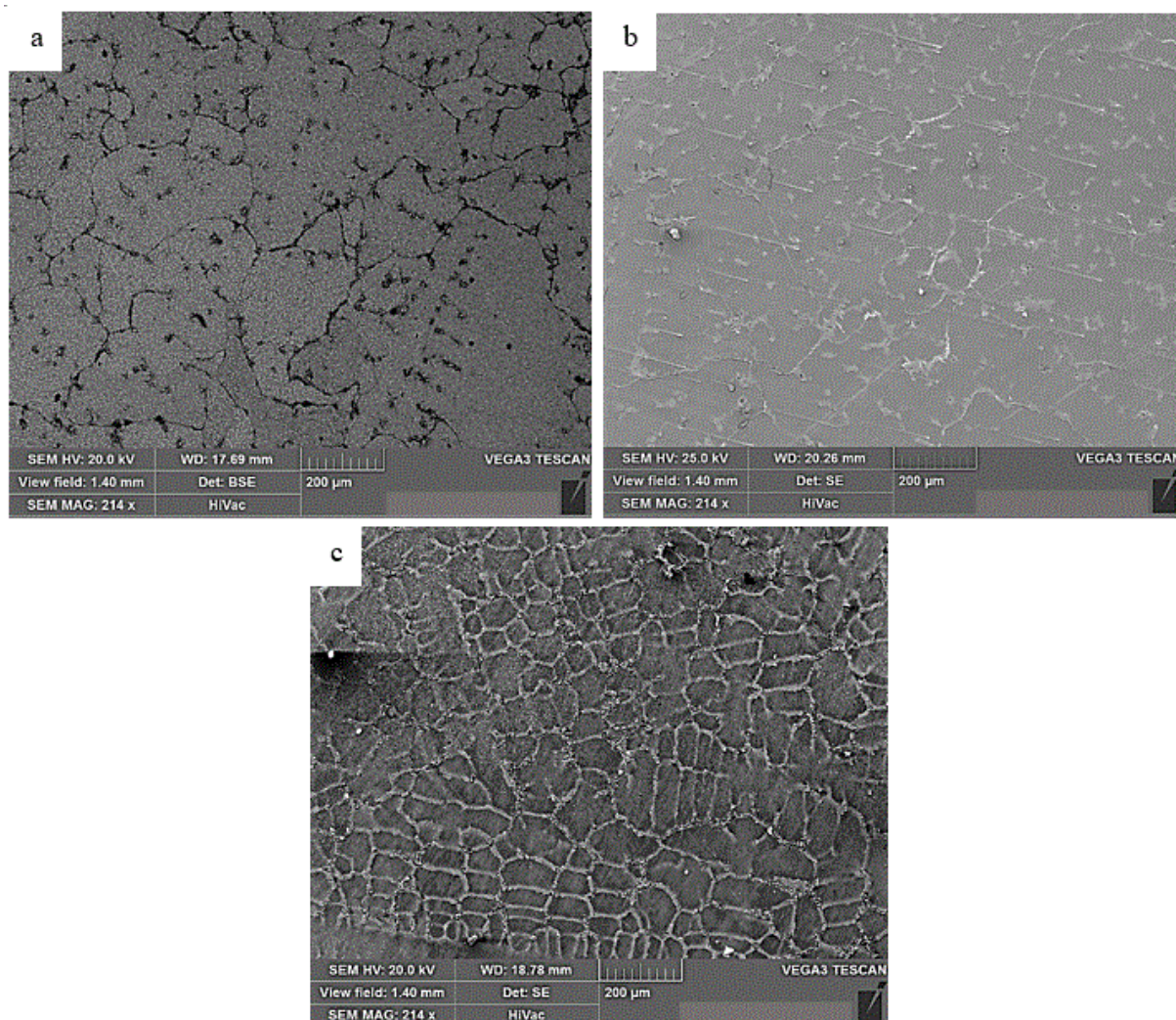


Figure III.83. Variation de la taille des grains des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) à l'état brut de coulée en fonction de la teneur en chrome

Tableau III.24. Tailles des grains des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée

	Acier B1	Acier A4	Acier A5
Tailles des grains austénitiques (µm)	52	40.4	19.9

L'analyse EDS des carbures intergranulaires présents dans les microstructures des aciers A4 et A5 (figure III.83) a révélé des pics de Fe, de Mn, de Cr et de C. Ceci confirme que ces carbures contiennent les mêmes éléments. Il s'agit de la cémentite alliée au manganèse et au chrome. La différence entre les carbures formés dans l'acier A4 et A5 se situe au niveau de la quantité de chaque élément dans ces derniers. Les carbures de l'acier A5 contiennent plus de chrome que

ceux de l'acier A4. Ceci est justifié par le taux de chrome dans l'acier A5 par rapport à l'acier A4 (tableau III.23).

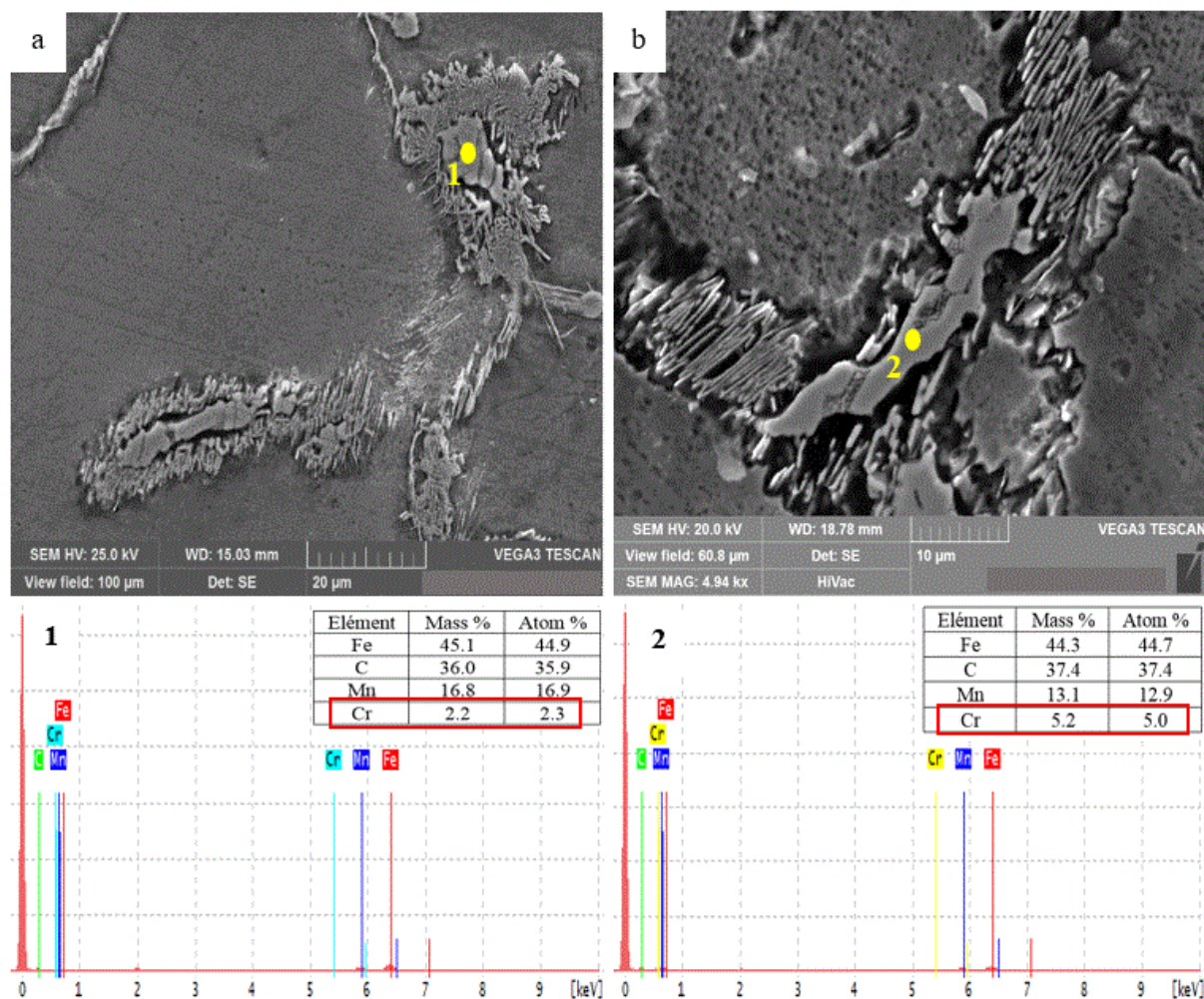


Figure III.84. Micrographies MEB et analyses EDS des carbures intergranulaires des aciers A4 (1) et A5 (2) à l'état brut de coulée

Les résultats de diffraction des rayons X des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée montrent que les trois aciers contiennent essentiellement de l'austénite (figure 84). La différence entre les trois aciers se situe principalement dans l'intensité des pics austénitiques. Les pics de l'acier B1 sont plus intenses que ceux de l'acier A4 et A5 respectivement. On observe également la diminution de l'intensité du pic de l'austénite (222) dans l'acier A4 et A5. Ceci montre que la quantité de l'austénite diminue avec l'ajout du chrome. Ce dernier participe à la formation de la cémentite alliée au manganèse et au chrome, ce qui diminue le taux de l'austénite formée dans ces derniers.

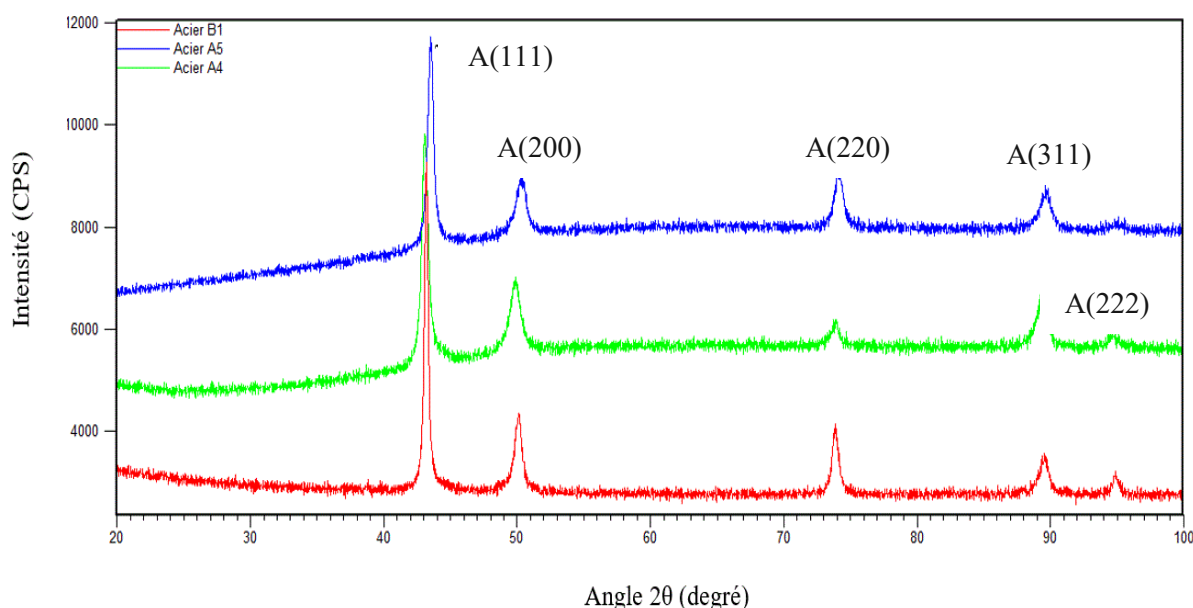


Figure III.85. Diffractogrammes des rayons X des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée.
A :austénite

Les micrographies optiques des aciers B1, A4 et A5 à l'état traité thermiquement sont montrées par la figure III.85. Comme pour l'acier B1, les microstructures des aciers A4 et A5 sont constituées de martensite, d'austénite non transformée et de carbures précipités. Les quantités des phases existantes ont changées en fonction de la variation des teneurs en chrome et en nickel et des traitements thermiques appliqués. Le taux de la martensite formée augmente d'une part avec l'addition du chrome et du nickel et d'autre part avec l'augmentation de la température des traitements thermiques. Ceci est expliqué surtout par l'effet trempant des éléments ajoutés. Quant aux carbures précipités, leur taux augmente avec l'élévation de la teneur en chrome. La température des traitements thermiques dans ce cas influe principalement sur la grosseur des précipités formés. Le passage de la température de 1050°C à 1100°C conduit à la formation des précipités plus fins. Ceci pourrait être justifié par la décomposition partielle des carbures secondaires lors des traitements thermique.

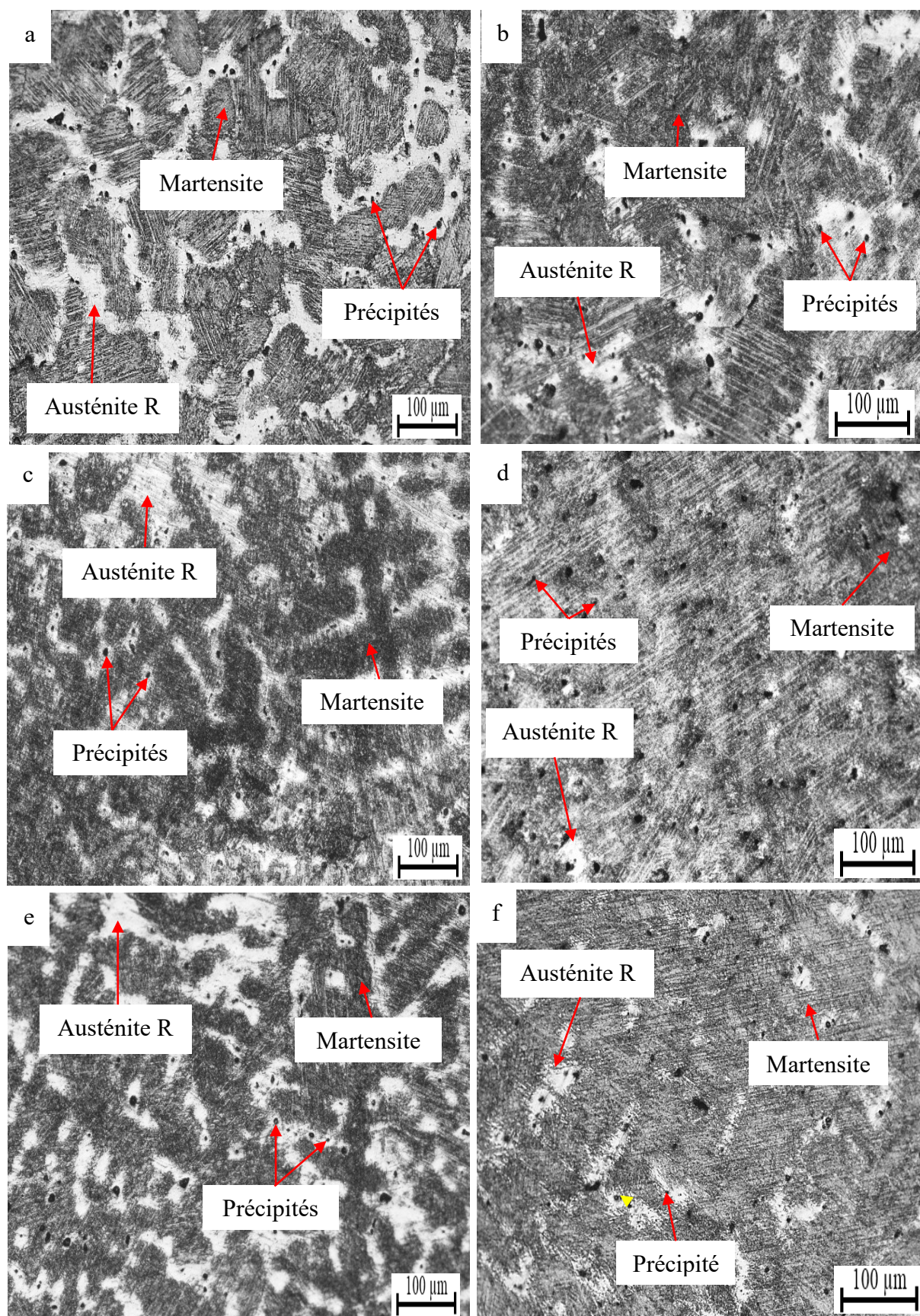


Figure III.86. Micrographies optiques des aciers considérés à l'état traité. B1 à 1050°C (a), B1 à 1100°C (b), A4 à 1050°C (c), A4 à 1100°C (d), A5 à 1050°C (e), A5 à 1100°C (f)

La diffraction des rayons X des aciers B1, A4 et A5 à l'état traité (figure III.86) montre qu'à cet état les trois aciers contiennent de l'austénite et de la martensite mais en quantités différentes. Les pics représentant la phase martensitique dans aciers A4 et A5 sont plus intenses que ceux de l'acier B1. De même, l'intensité des pics de la martensite de l'acier A5 est légèrement plus grande que celle de l'acier A4. Ceci est dû à l'effet trempant du chrome favorisant la formation de la martensite en grande quantité lors de la trempe. De nouveaux pics de martensite ont été observés pour les aciers A4 et A5 traités à 1100°C. Ceci explique que ce traitement a conduit à une transformation de l'austénite en martensite en quantité plus grande que lors du traitement à 1050°C.

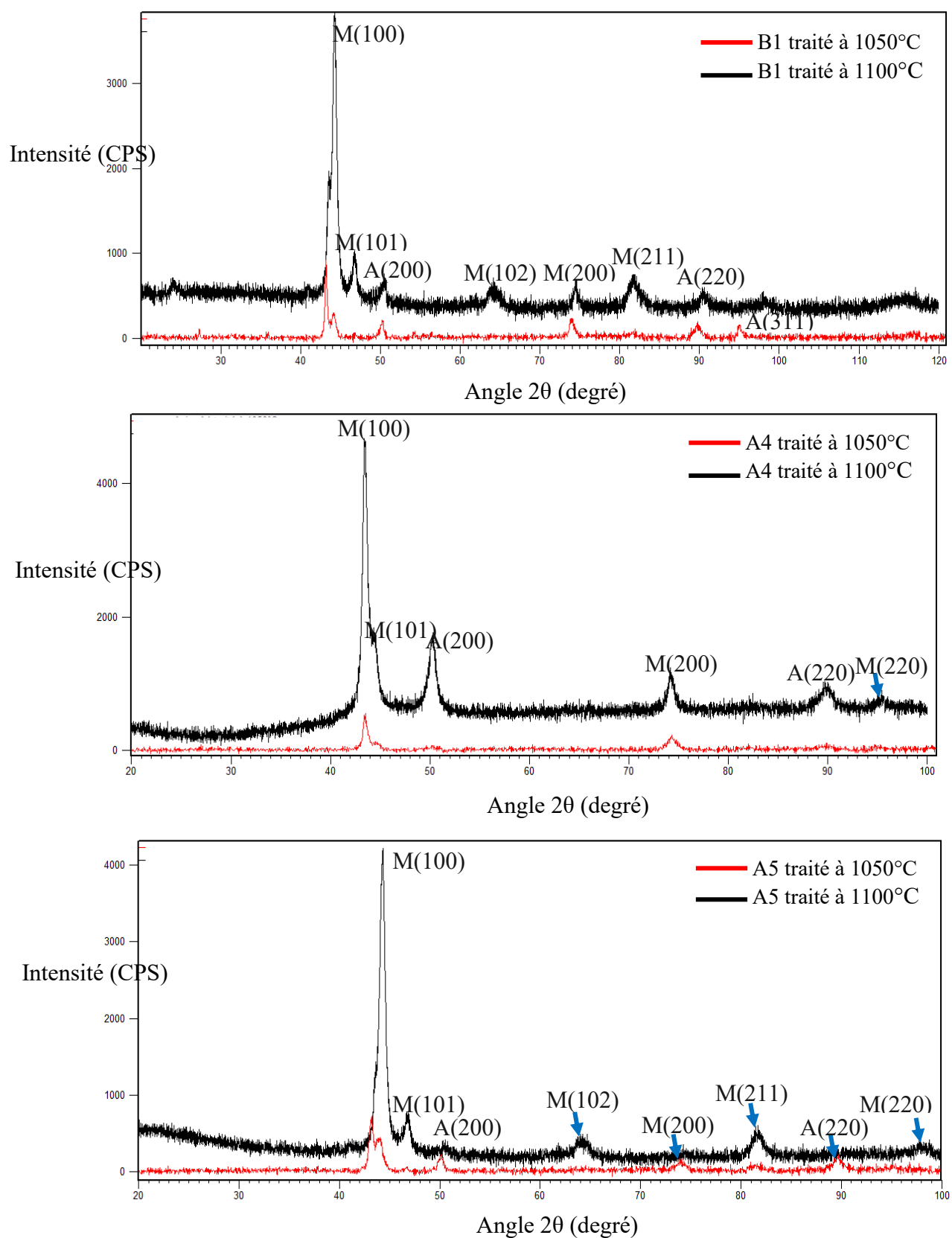


Figure III.87. Diffractogrammes des rayons X des aciers B1, A4 et A5 à l'état traité.
A : austénite résiduelle et M : martensite

III.4.1.2. Dureté et microdureté

La figure III.87 présente la dureté HRC des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée et traité thermiquement. Comme le montre la figure, à l'état brut de coulée, la dureté augmente avec l'élévation de la teneur en chrome et en nickel. Le nickel, élément non carburigène, se trouve dissout dans la matrice. D'une autre part, il forme une solution solide de substitution avec le fer gamma. Son ajout à l'acier Hadfield, de matrice austénitique, enrichit cette dernière, ce qui la durcit encore et améliore ainsi la dureté de l'acier. D'une autre part, le chrome, élément générateur des carbures, se dissout dans la matrice et dans la cémentite. Son addition à l'acier au manganèse durcit à la fois la matrice et la cémentite et contribue ainsi à un durcissement supplémentaire de l'acier.

A l'état traité, l'amélioration de la dureté par rapport à l'état brut de coulée est due à la formation de la martensite. La haute dureté de l'acier A5 par rapport à celle des aciers A4 et B1 est expliquée par l'effet des éléments ajoutés. Le nickel, élément fortement gammagène, ralentit la formation de la martensite après trempe. Dans le cas des aciers expérimentés, ce dernier ajouté en faible quantité influe peu sur la stabilité de l'austénite. Ceci est montré par la figure III.85 où une certaine quantité d'austénite résiduelle est présente. Quant au chrome (élément trempant) ajouté en quantité plus grande que le nickel favorise la formation de la martensite après sa mise en solution à haute température et suivie d'une trempe à l'eau.

La comparaison entre les duretés obtenues après les deux traitements thermiques montre que la dureté des trois aciers s'élève avec l'accroissement de la température du traitement thermique. Ce résultat est expliqué par une dissociation des carbures secondaires plus élevée et une augmentation du taux de la martensite surtout à 1100°C. Une mise en solution suivie d'une trempe à l'eau d'un acier contenant des éléments trempant mène à la formation d'une quantité considérable de martensite améliorant ainsi la dureté de l'acier.

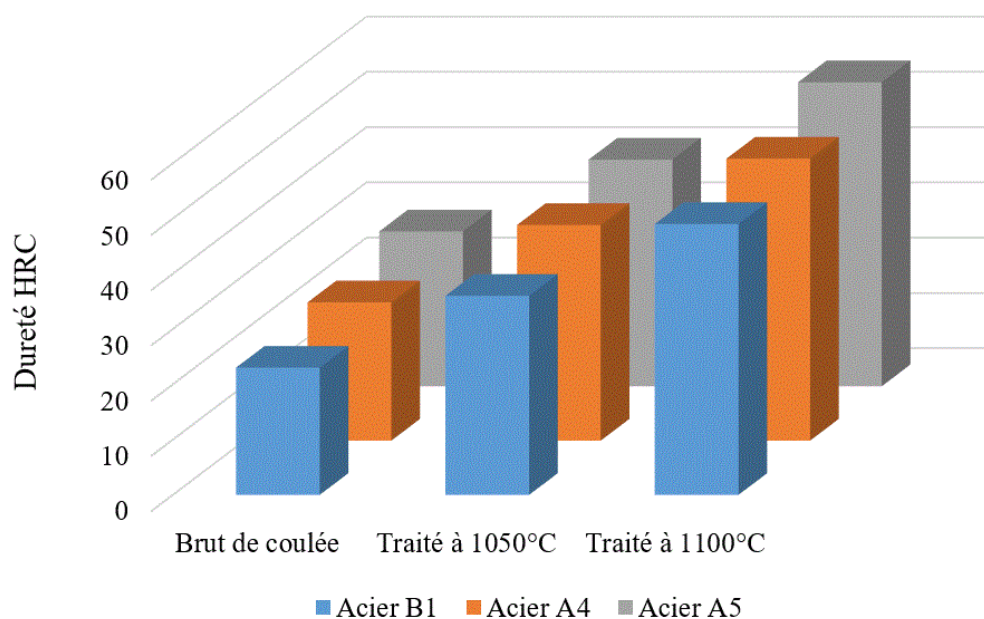


Figure III.88. Duretés HRC des aciers B1, A4 et A5

Les microduretés sont montrées par le tableau III.25 et la figure III.88. A l'état brut de coulée, les microduretés de la matrice obtenues concordent à celles de l'austénite. Ces valeurs sont légèrement plus élevées que celles de l'austénite d'un acier Hadfield standard qui sont dues à une dissolution du chrome et du nickel dans celle-ci. Les microduretés des carbures des aciers A4 et A5 sont relativement plus grandes que celles de la cémentite de l'acier B1. Ceci est dû à la formation d'une cémentite plus riche en chrome.

Les microduretés mesurées à l'état traité ont données des valeurs correspondantes respectivement à celles des deux phases formant la matrice à savoir la martensite (de 610 à 688 μHv_{20}) et l'austénite résiduelle (de 404 à 440 μHv_{20}). Ces microduretés sont améliorées grâce à la présence des éléments ajoutés et des températures des traitements thermiques.

Tableau III.25. Microduretés des aciers B1, A4 et A5

Aciers	Microduretés, μHV_{20}					
	Brut de coulée		Traité thermiquement à 1050°C		Traité thermiquement à 1100°C	
	Matrice (Austénite)	Carbure	Martensite	Austénite R	Martensite	Austénite R
B1	391	1120	610	404	649	411
A4	415	1270	643	418	661	423
A5	450	1327	659	433	688	440

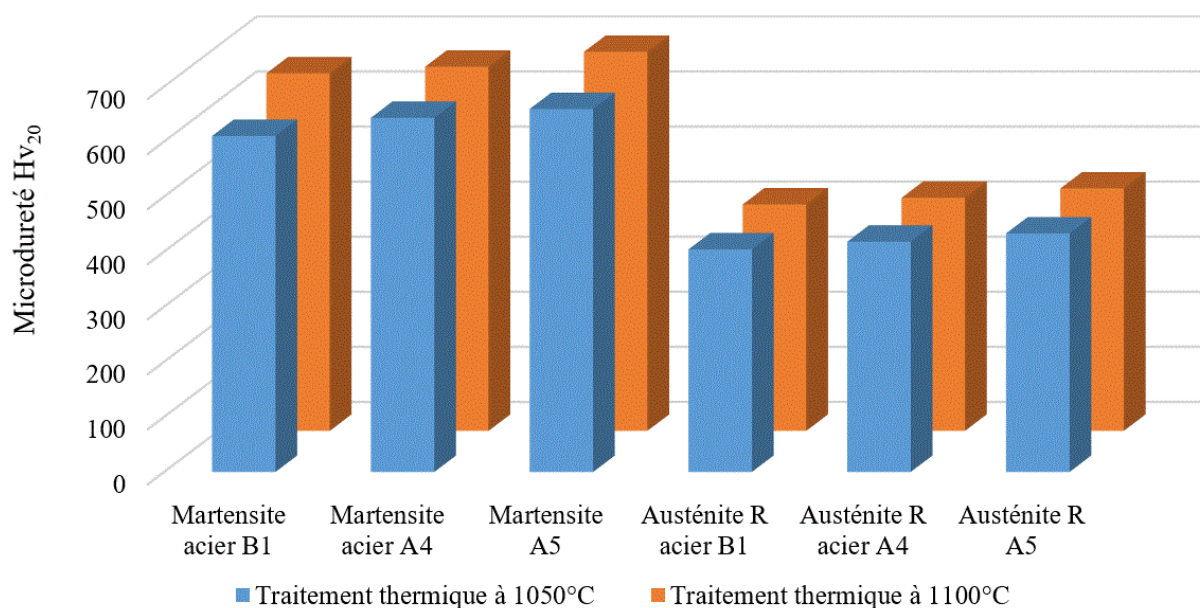


Figure III.89. Microduretés de la martensite et de l’austénite résiduelle des aciers B1, A4 et A5 à l’état traité

III.4.1.3. Comportement tribologique

Le comportement à l’usure abrasive des aciers B1, A4 et A5 a été évalué en mesurant la perte de masse après chaque 200m de frottement des échantillons contre un disque en carbure de tungstène (WC) sous une vitesse de 200tr/min et une force de 300N. Les pertes de masse de ces aciers (A4 et A5) ont été comparées à celle de l’acier de base B1 afin d’étudier l’effet des éléments ajoutés et d’optimiser un traitement thermique. La variation de la perte de masse en fonction de la distance parcourue des trois aciers B1, A4 et A5 à l’état brut de coulée est présentée par la figure III.89. La perte de masse de l’acier A5 est plus faible par rapport à celles des aciers A4 et B1. La présence du chrome et du nickel en quantité relativement plus grande dans cet acier améliore sa résistance à l’usure. Ces deux éléments n’agissent pas de la même manière sur le comportement à l’usure. Le chrome, élément carburigène, participe à la formation d’une cémentite plus riche en cet élément. Ceci conduit à la formation de carbures plus durs répartis aux joints des grains. Ces derniers bloquent ainsi le grossissement des grains austénitiques et affinent la structure. Le chrome se substitue également à l’intérieur de l’austénite d’après les conditions d’isomorphisme et participe ainsi à l’enrichissement de la matrice. Quant au nickel, élément gammagène, participe aussi à l’enrichissement de la matrice. Le changement microstructural produit un durcissement secondaire (présence du chrome) et un

durcissement matriciel sous l'action combinée du chrome et du nickel conduisant à une amélioration de la résistance à l'usure des aciers A4 et A5.

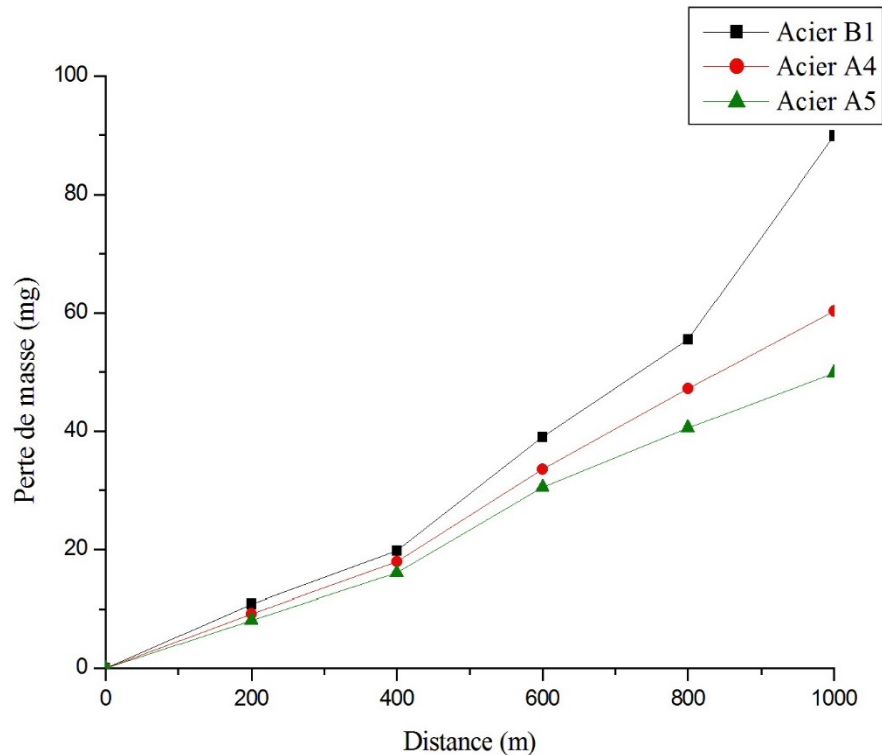


Figure III.90. Pertes de masse des aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulée

La perte de masse des trois aciers traités thermiquement est illustrée par la figure III.90. A cet état, la perte de masse est plus faible comparativement à l'état brut de coulée. Ceci est justifié par la formation de la phase martensitique sous l'effet des traitements thermiques appliqués. Cette phase est plus dure et plus résistante à l'usure que l'austénite.

Comme à l'état brut de coulée, l'acier A5 traité présente une faible perte de masse comparativement aux aciers A4 et B1 traités. Les traitements thermiques appliqués ont conduit à un durcissement supplémentaire et une amélioration du comportement à l'usure des aciers A4 et A5 en plus du durcissement provoqué par le chrome et le nickel. Le traitement thermique réalisé à 1100°C a conduit la formation d'un taux de martensite plus important que le traitement à 1050°C, ce qui a amélioré le comportement à l'usure des aciers B1, A4 et A5.

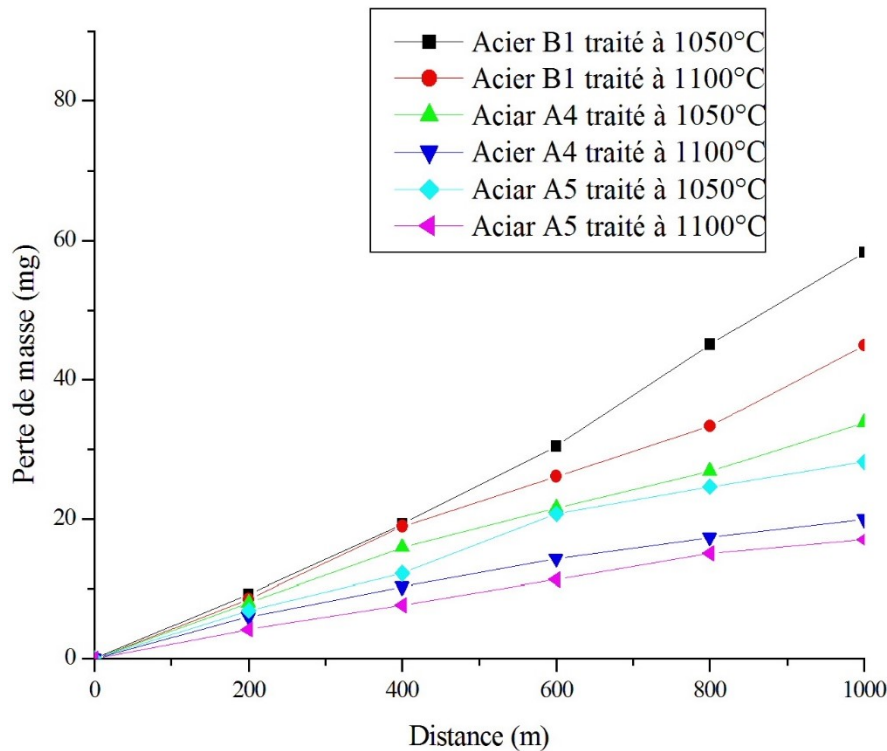


Figure III.91. Pertes de masse des aciers B1, A4 et A5 traités thermiquement

Un second essai d'usure abrasive a été effectué dans les mêmes conditions de charge, de vitesse et de distance mais la perte de masse a été mesurée après 1000m sans arrêter le test. La figure III.91 montre la perte de masse et la résistance à l'usure des trois aciers B1, A4 et A5 à l'état brut de coulé et à l'état traité.

Les pertes de masse des trois aciers B1, A4 et A5 obtenues après un parcours de 1000m sont beaucoup plus faibles comparativement à celles obtenues après une distance de 1000m avec un arrêt chaque 200m que ce soit à l'état brut de coulée et à l'état traité (figure III.91.a). Ceci montre que les aciers B1, A4 et A5 résistent mieux à l'usure lorsque l'essai est effectué sans aucun arrêt. Ce résultat est expliqué par un durcissement superficiel. Généralement, différents mécanismes conduisent à un durcissement de la surface au cours de l'essai d'usure. Ces mécanismes sont essentiellement la dissociation des dislocations, le glissement de dislocations et les transformations de phase induites mécaniquement [159].

Le durcissement superficiel dans ce cas est dû à la déformation de la surface de contact sous l'action mécanique du frottement produisant une déformation irréversible du réseau cubique à faces centrées. Cette déformation conduit à une transformation partielle de l'austénite en martensite. Le taux de la martensite formée est lié principalement aux teneurs en chrome et en nickel ajoutés. L'augmentation de ces deux éléments favorise une diminution de la perte de masse accompagnée d'une amélioration de la résistance à l'usure des aciers expérimentés.

La résistance à l'usure de l'acier B1 à l'état brut de coulée est pratiquement similaire que celle de l'état traité (figure III.91.b). Contrairement aux aciers A4 et A5, leurs résistances à l'usure à l'état traité est beaucoup plus importante par rapport à l'état brut de coulée. Le traitement thermique à 1100°C a conduit à des résistances à l'usure plus significatives que le traitement effectué à 1050°C.

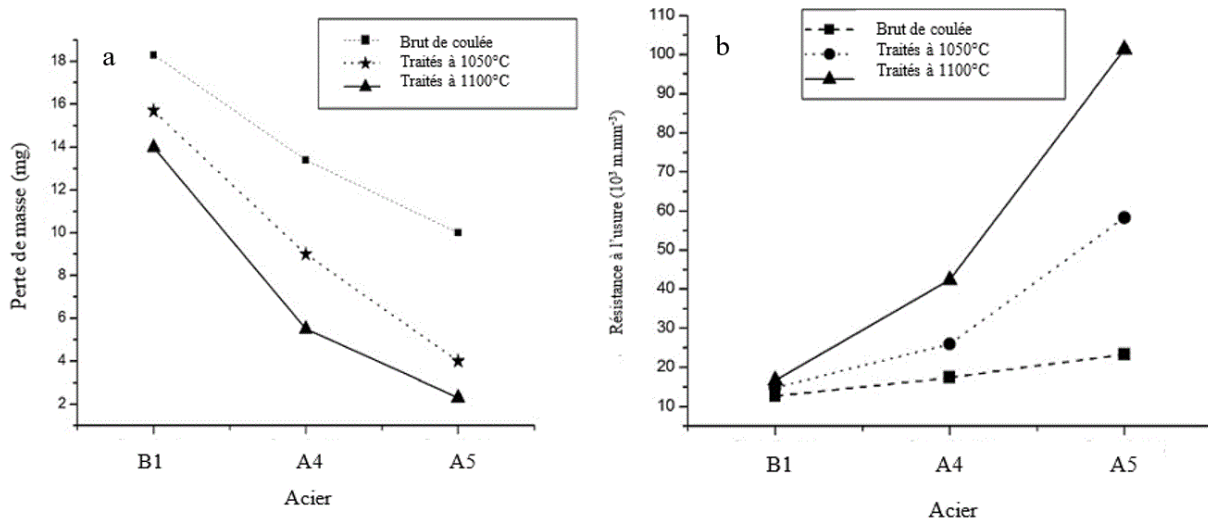


Figure III.92. Pertes de masse (a) et résistances à l'usure (b) des aciers B1, A4 et A5 après le test d'usure sans arrêt

Le coefficient de frottement des aciers B1, A4 et A5 a été mesuré à la température ambiante sous trois charges différentes 03N, 06N et 10N. D'après les courbes (figures III.92-III.94) et les valeurs obtenues (tableau III.26), le coefficient de frottement varie en fonction de la teneur des éléments ajoutés, des traitements thermiques et de la charge appliquées.

Le coefficient de frottement augmente avec l'addition du chrome et du nickel dans les deux états (brut de coulée et traité). A l'état brut de coulée, le coefficient de frottement de l'acier B1 varie entre 0.366 et 0.590 alors que celui de l'acier A4 varie entre 0.606 et 0.638 et celui de l'acier A5 entre 0.669 et 0.706. A l'état traité thermiquement, ce dernier est compris entre 0.492 et 0.617 pour l'acier B1, entre 0.634 et 0.705 pour l'acier A4 et entre 0.675 et 0.736 pour l'acier A5. L'augmentation des teneurs en chrome enrichit à la fois la matrice et la cémentite ce qui durcit l'acier et améliore sa tenue au frottement.

Le coefficient de frottement des aciers B1, A4 et A5 traités à 1100°C est supérieur de celui des mêmes aciers traités à 1050°C. L'augmentation de la température du traitement thermique de 1050°C à 1100°C permet une meilleure dissociation des carbures. Ainsi, l'augmentation de la teneur des éléments trempant (surtout le chrome) favorise la formation de la martensite en grande quantité. Le frottement entre une bille en acier 100C6 de dureté de 60 HRC et un

matériau dont la phase dominante est la martensite, phase dure, améliore le coefficient de frottement sans augmenter l'usure. L'augmentation du taux de la martensite conduit à une augmentation du frottement entre l'acier et la bille ce qui explique l'élévation du coefficient de frottement de l'acier A5 comparativement aux aciers A4 et B1.

L'étude de la variation des coefficients de frottement des aciers B1, A4 et A5 en fonction de la charge appliquée montre que ces derniers varient d'une manière proportionnelle.

L'augmentation du coefficient de frottement ne se traduit pas par la diminution de la résistance au frottement de l'acier. Cette constatation a été confirmée par la perte de masse mesurée après l'essai usure.

Les courbes du coefficient de frottement de l'acier A5 présentent plus de fluctuations que celles des aciers A4 et B1. Ces fluctuations sont justifiées par l'hétérogénéité de la microstructure de l'acier A5 comparativement aux deux autres aciers. La présence des carbures de forte grosseur et de quantité plus grande à l'état brut de coulée (figure III.80) et la formation de la martensite en grande quantité à l'état traité (figure III.85) dans la microstructure de l'acier A5 sont à l'origine de ces fluctuations par rapport aux aciers B1 et A4.

Tableau III.26. Coefficients de frottement des aciers B1 A4 A5 à l'état brut de coulée et traité

	Charges, N								
	03			06			10		
	B1	A4	A5	B1	A4	A5	B1	A4	A5
Brut de coulée	0.366	0.606	0.669	0.482	0.622	0.672	0.590	0.638	0.706
Traité à 1050°C	0.492	0.634	0.675	0.494	0.639	0.691	0.602	0.648	0.723
Traité à 1100°C	0.529	0.647	0.681	0.528	0.656	0.695	0.617	0.705	0.736

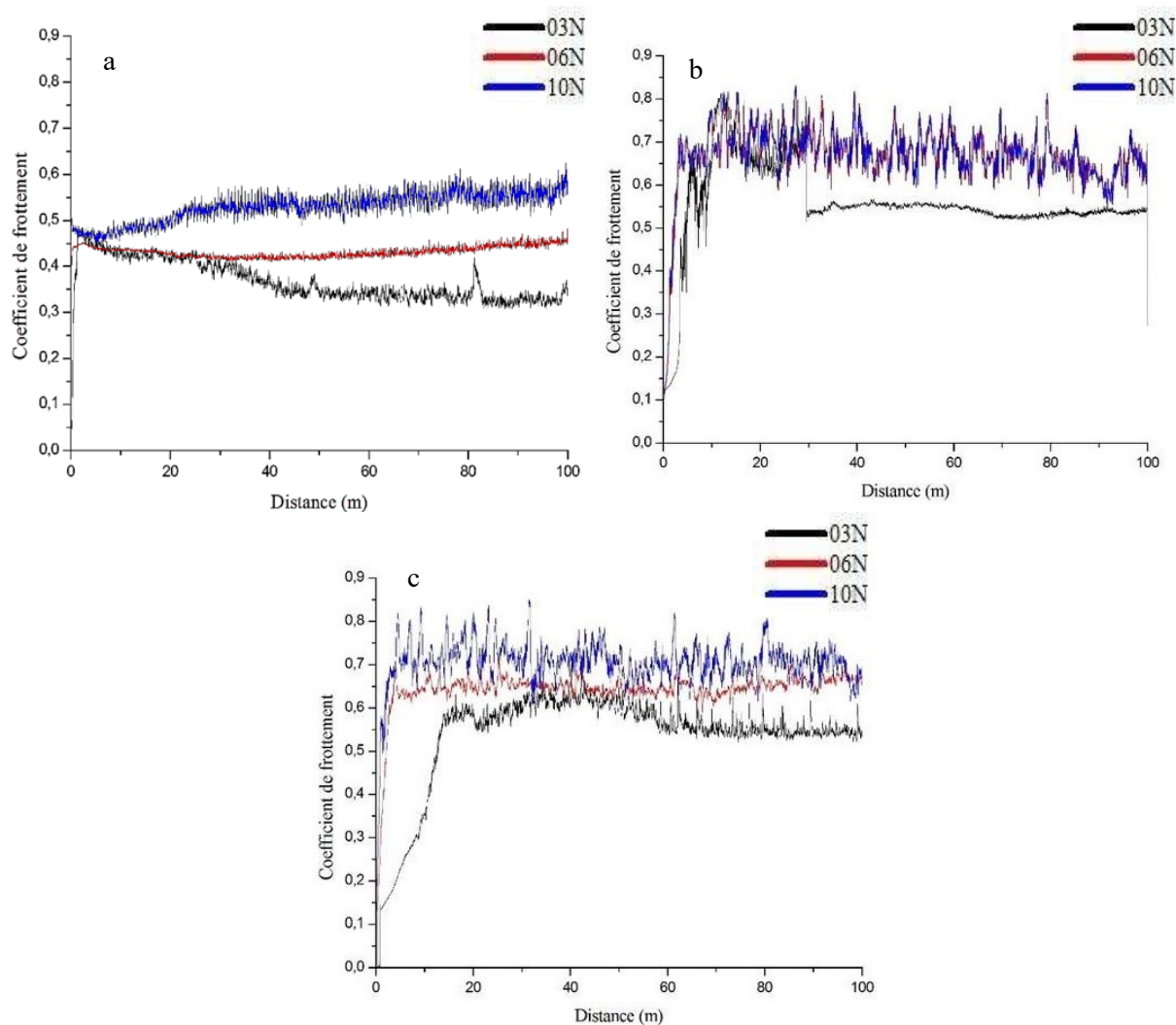


Figure III.93. Coefficients de frottement des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) à l'état brut de coulée

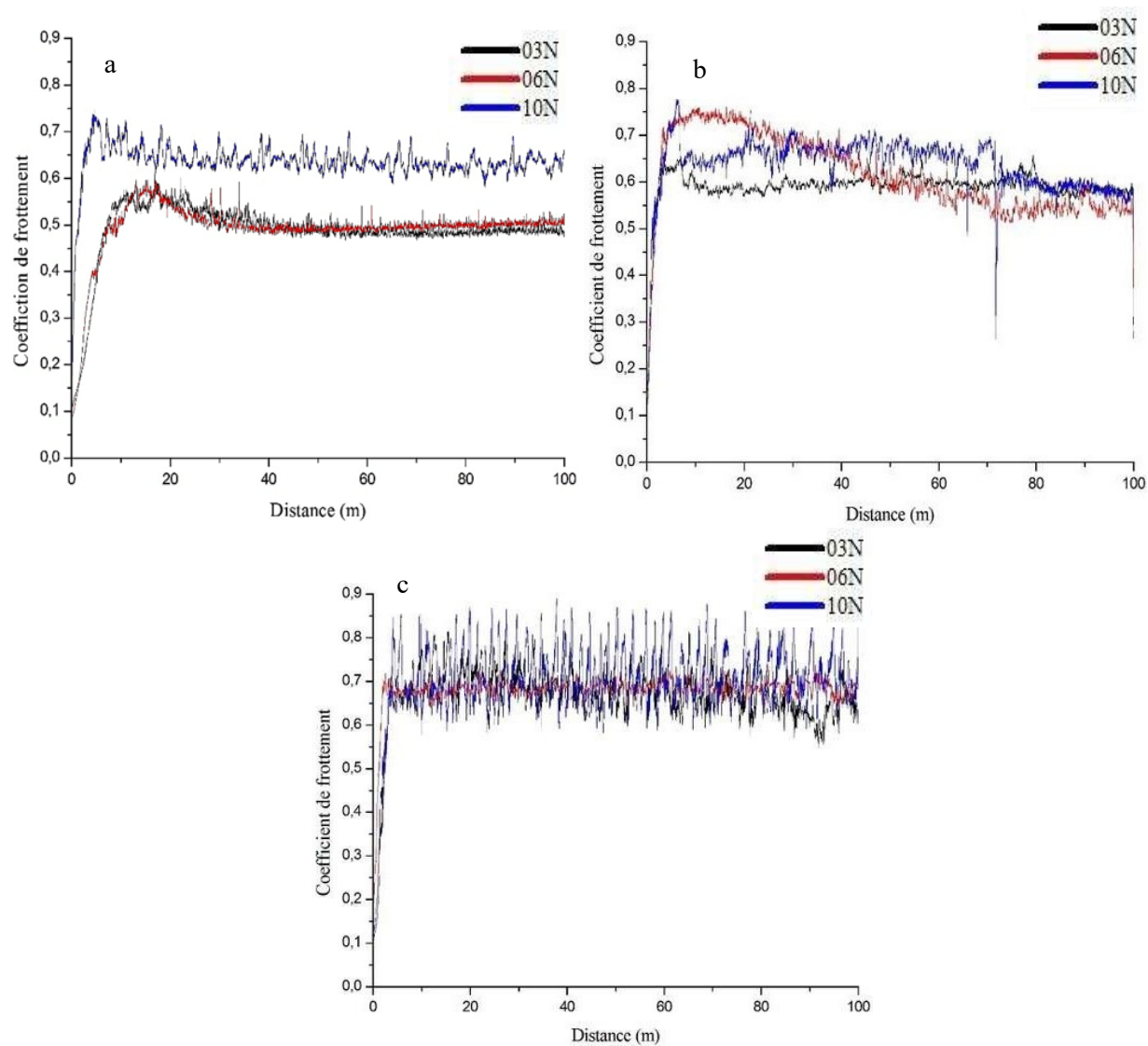


Figure III.94. Coefficients de frottement des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) traité à 1050°C

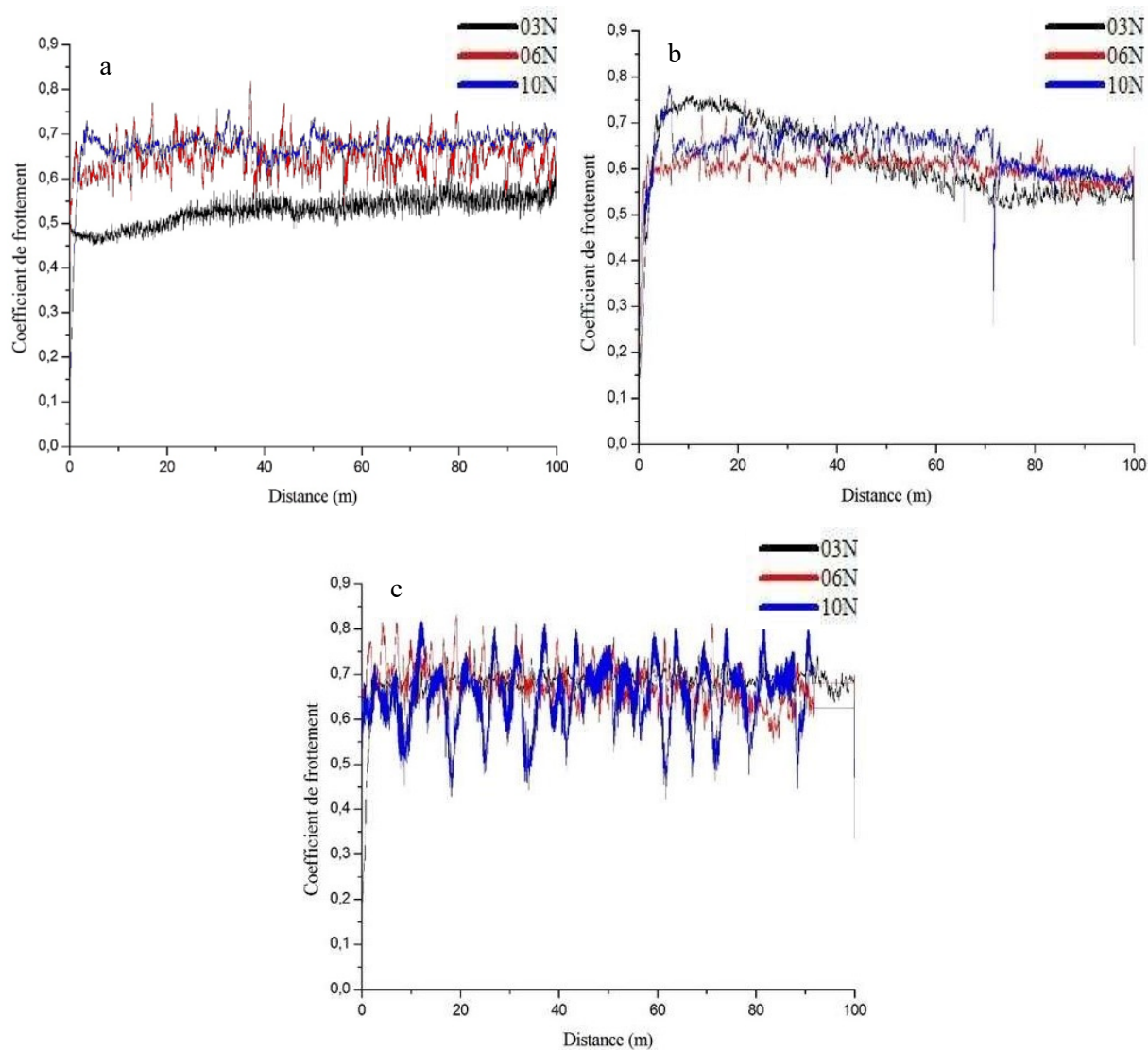


Figure III.95. Coefficients de frottement des aciers B1 (a), A4 (b) et A5 (c) traité à 1100°C