

La figure III.59 montre les duretés HRC des deux aciers B2 et A3 à l'état brut de coulée et traité thermiquement. Les duretés de l'acier A3 sont élevées que celles de l'acier B2 pour les deux états. Ces duretés sont égales à 40 HRC pour l'état brut de coulée, 50 HRC pour le traitement thermique à 1050°C et 61 HRC pour le traitement thermique à 1100°C. L'augmentation de la dureté de l'acier A3 est due à l'effet des éléments ajoutés et des traitements thermiques appliqués.

A l'état brut de coulée, l'amélioration de la dureté est expliquée par la finesse de la structure de l'acier A3 et la présence de carbures. Comme il a été discuté dans les paragraphes précédents, l'ajout combiné du niobium et de vanadium conduit à la formation des carbures intergranulaires affinant la structure de l'acier. Ces carbures sont des carbures complexes de niobium et de vanadium de type MC ((Nb,V)C). Selon la théorie, les carbures de type MC sont connus par leurs haute microdureté que les carbures de type M_3C . La présence de ces carbures explique ainsi l'amélioration de la dureté.

A l'état traité, l'amélioration de la dureté de l'acier A3 comparativement à l'acier B2 s'explique par la formation de la martensite en quantité plus importante grâce à la présence du niobium et du vanadium.

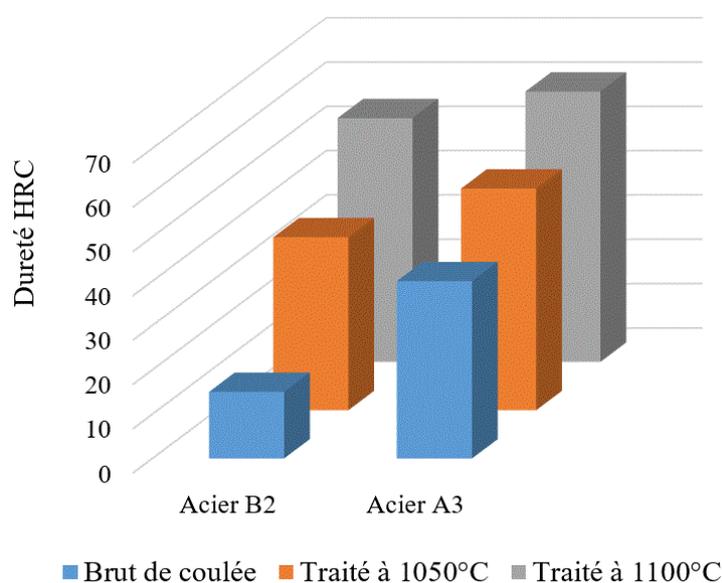


Figure III.60. Duretés HRC des aciers B2 et A3

Les microduretés des différentes phases existantes à l'état brut de coulée et traité des deux aciers sont données par le tableau III.17 et présentées par la figure III.60.

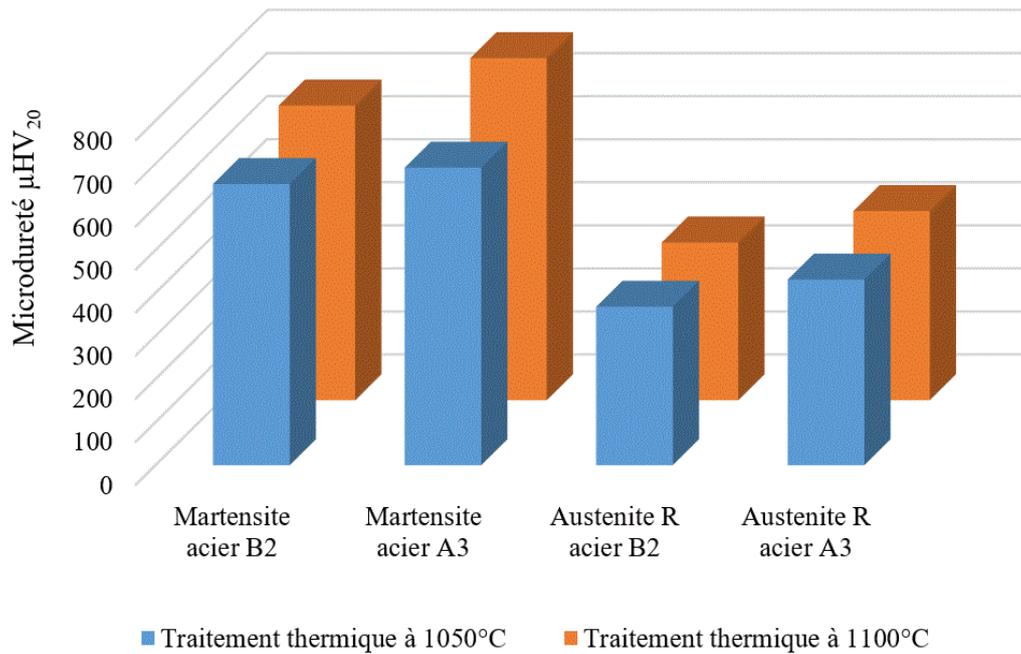


Figure III.61. Microduretés de la martensite et de l'austénite résiduelle des aciers B2 et A3 à l'état traité

Comportement tribologique

Le comportement tribologique de l'acier A3 a été étudié en effectuant les mêmes tests réalisés pour l'acier A2.

Les pertes de masse des aciers B2 et A3 à l'état brut de coulée et traité au cours du premier test sont présentées par la figure III.61. Les pertes de masse de l'acier A3 sont faibles que celle de l'acier B2 pour les deux états. Les éléments ajoutés ont un effet considérable sur l'amélioration de la résistance à l'usure abrasive de l'acier A3. Le nickel améliore la dureté de la matrice austénitique et le niobium et le vanadium contribuent à la fois à un durcissement secondaire en formant des carbures complexes de niobium et de vanadium ((Nb,V)C) et à un durcissement de la matrice.

Les pertes de masse des aciers A3 et B2 évoluent constamment en fonction de la distance parcourue à l'exception de celle de l'acier B2 à l'état brut de coulée où la perte de masse augmente significativement à partir de 400m (figure III.61). Cependant, la perte de masse de l'acier A3 est moins importante à l'état traité. Cette diminution est expliquée par la présence de la martensite en grande quantité. Cette phase est connue par sa haute dureté et par conséquent sa résistance à l'usure.

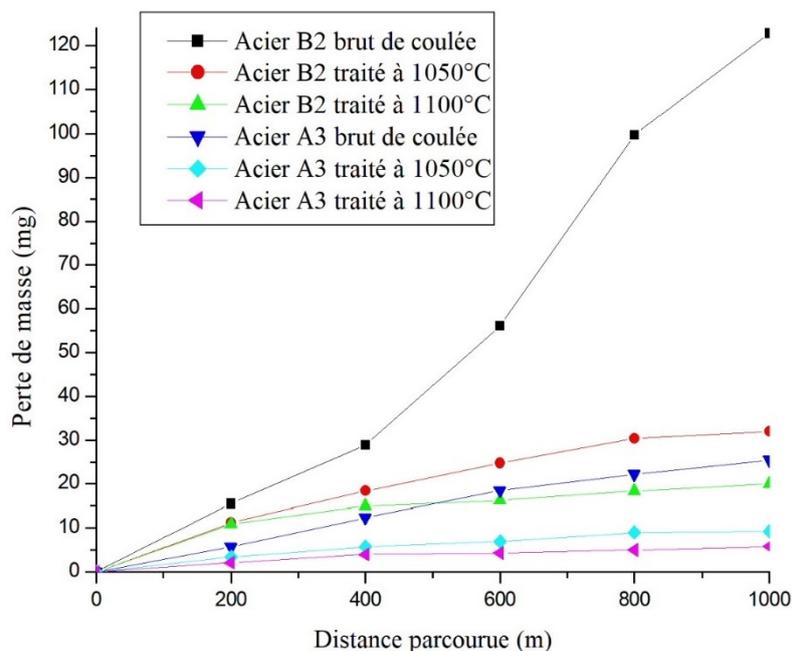


Figure III.62. Pertes de masse des aciers B2 et A3 à l'état brut de coulée et traité

Les coefficients de frottement des aciers B2 et A3 à l'état brut de coulée et traité sous les trois charges 3N, 6N et 10N à l'état sec et à la température ambiante sont montrés par le tableau III.18 et la figure III.62. L'acier A3 a un coefficient de frottement plus élevé que l'acier B2 pour les deux états et pour les trois charges appliquées. Ce dernier augmente également avec la température des traitements thermiques et la charge appliquée.

A l'état brut de coulée, les courbes du coefficient de frottement de l'acier A3 tendent à se stabiliser après 40m de parcours pour toutes les charges. A l'état traité, ces dernières présentent beaucoup de fluctuations comparativement à l'état brut de coulée.

Tableau III.18. Coefficients de frottement des aciers B2 et A3 à l'état brut de coulée et traité

Aciers	Charges, N					
	03		06		10	
	B2	A3	B2	A3	B2	A3
Brut de coulée	0.260	0,566	0.505	0.570	0.612	0.629
Traité à 1050°C	0.596	0.610	0.605	0.632	0.635	0.643
Traité à 1100°C	0.601	0.653	0.634	0.732	0.669	0.747

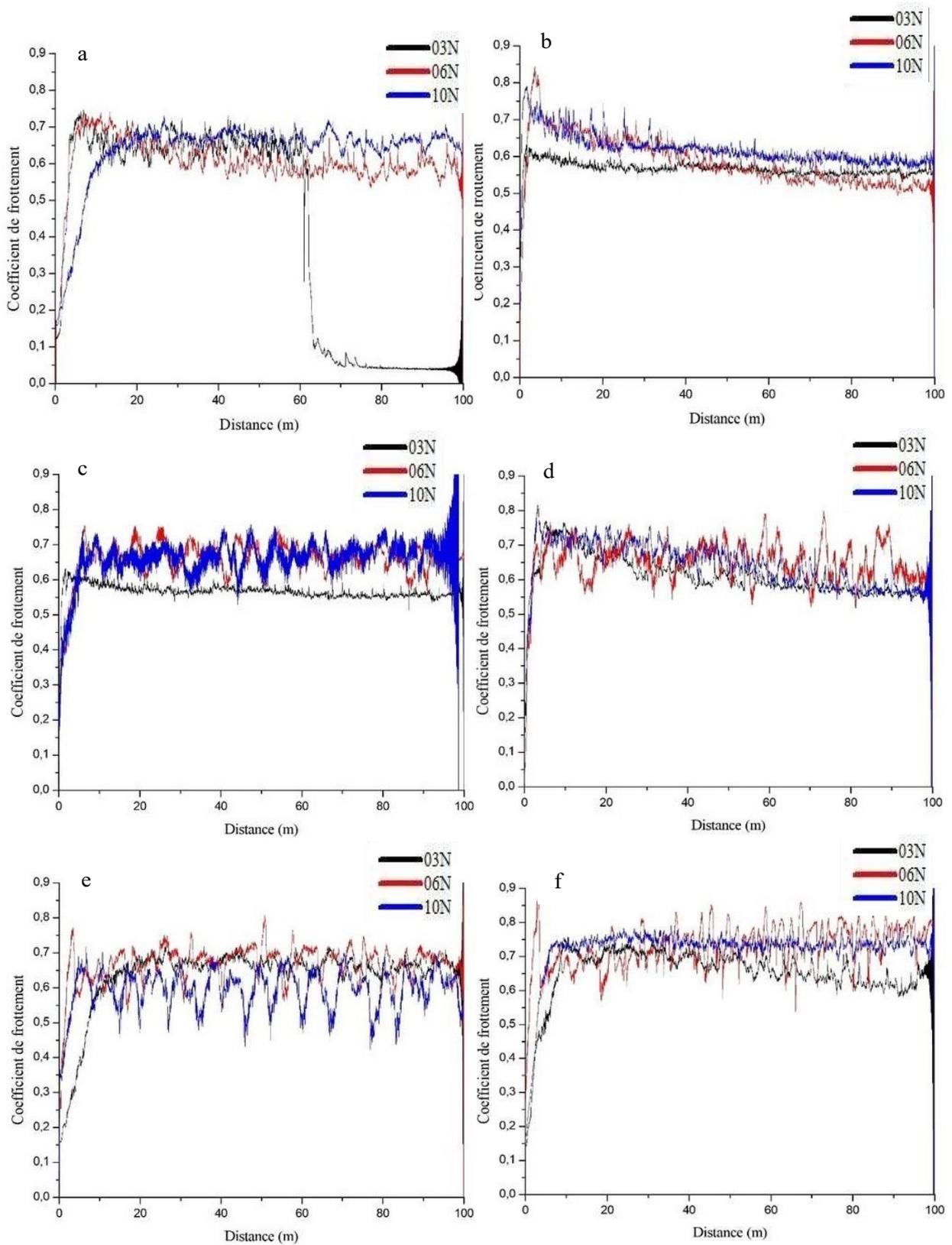


Figure III.63. Coefficients de frottement des aciers B2 (a) et A3 (b) à l'état brut de coulée et à l'état traité : B2 (c) et A3 (d) à 1050°C et B2 (e) et A3 (f) à 1100°C

Résultats et discussions

L'étude du comportement tribologique à haute température, sous forte charge et à l'état lubrifié a été effectuée seulement pour l'échantillon A3 traité à 1100°C. Ce choix est conditionné d'une part par la disponibilité de l'équipement de laboratoire où cet essai a été réalisé et d'autre part par le comportement tribologique à sec de cet acier.

La courbe de coefficient de frottement de l'acier A3 traité à 1100°C est montrée par la figure III.63. Le coefficient de frottement est relativement stable (0.1111) durant toute la période de test. Des fluctuations intenses ont été observées sur la courbe à partir de 800 secondes. Ceci pourrait être dû à l'existence d'une faible quantité de carbures non dissous pendant le traitement thermique. Le coefficient de frottement mesuré pour ce test est très faible comparativement aux tests effectués à sec sous des charges de 03N, 06N et 10N. Ceci est dû au lubrifiant utilisé. Ce dernier diminue considérablement le frottement entre la bille et l'échantillon, ce qui conduit à une diminution remarquable du coefficient de frottement.

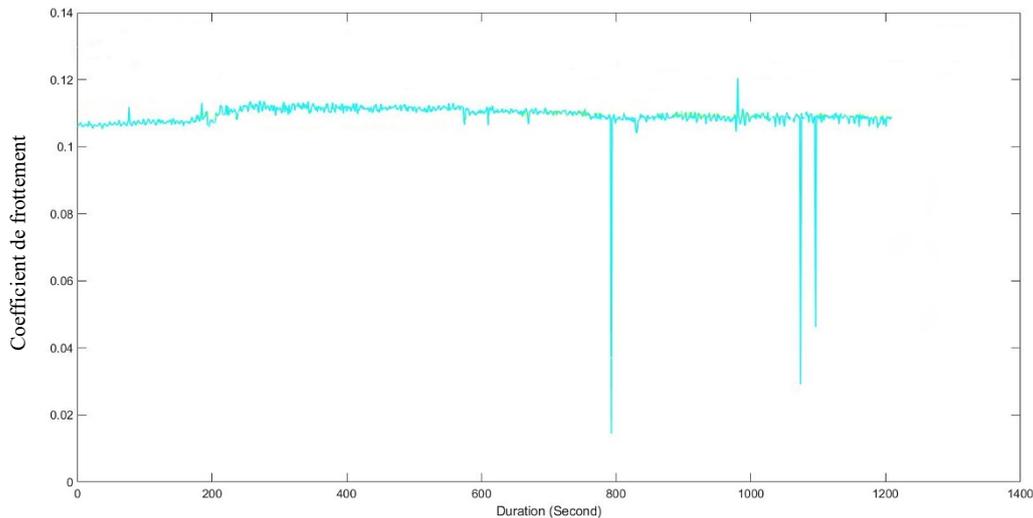


Figure III.64. Coefficient de frottement de l'acier A3 traité à 1100°C sous une charge de 60N à l'état lubrifié et à 100°C

Afin d'étudier l'effet du frottement sur l'état de surface de l'échantillon, des analyses microstructurales optique, électronique et AFM ont été réalisées avant et après le test. Les rugosités 2D et 3D des deux surfaces ont été aussi mesurées.

Avant le test, l'échantillon a subi un polissage mécanique en utilisant de papiers abrasifs jusqu'à une granulométrie de 4000.

Les micrographies optiques 2D et 3D et les rugosités de l'échantillon A3 traité à 1100°C avant et après le test tribologique sont montrées par les figures III.64 et III.65. Avant le test, la surface de l'échantillon présente les paramètres de rugosités Ra et Sa de 0.470 μ m et de 0.574 μ m

Résultats et discussions

respectivement (figure III.64). Après le test, une légère diminution des deux paramètres a été remarquée ($0.410\mu\text{m}$ et $0.474\mu\text{m}$ respectivement) (figure III.65). Ceci est traduit par une amélioration de l'état de surface. Lors de l'application de forte charge (60N) à haute température (100°C) et en présence d'une huile lubrifiante, cette dernière favorise un polissage de finition améliorant l'état de surface.

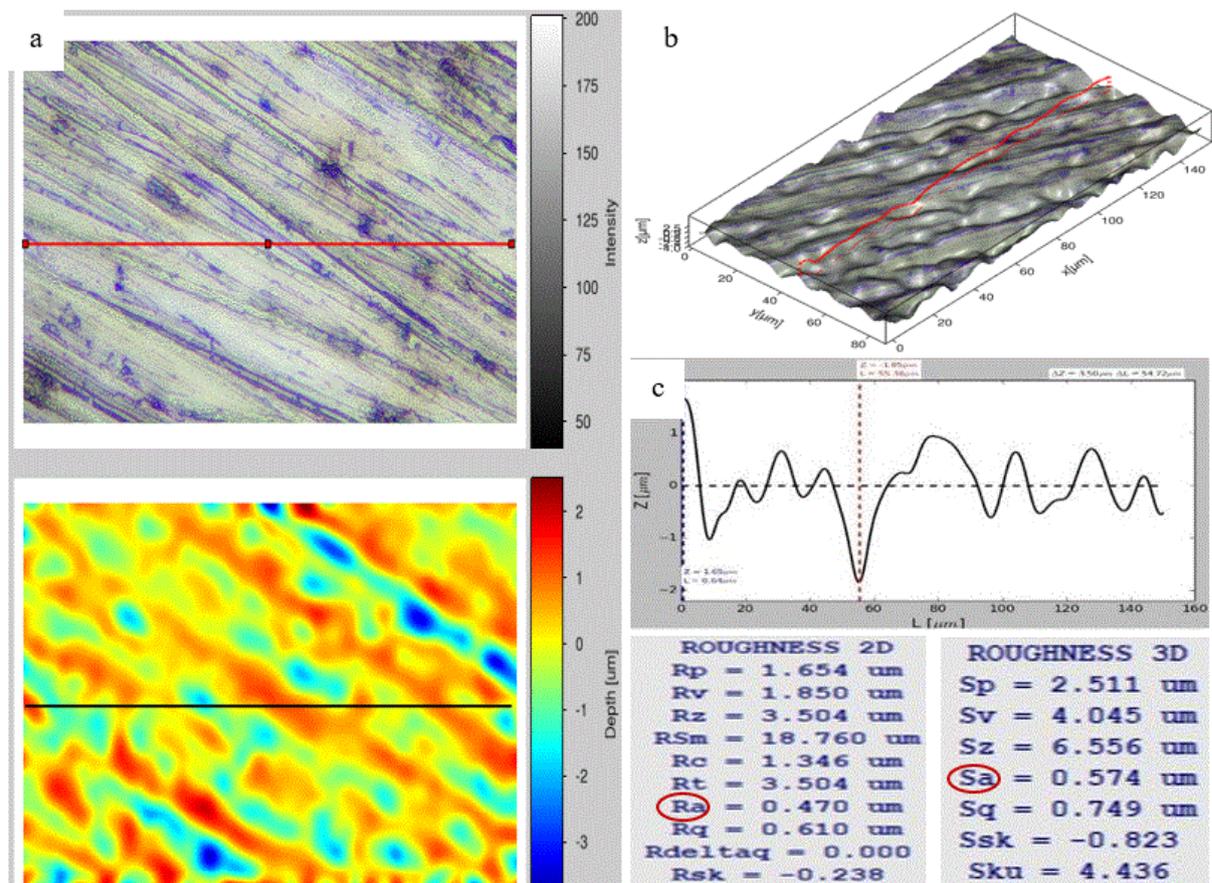


Figure III.65. Micrographies optiques 2D (a) et 3D (b) et rugosités Ra et Sa (c) de l'échantillon A3 traité à 1100°C avant le test tribologique

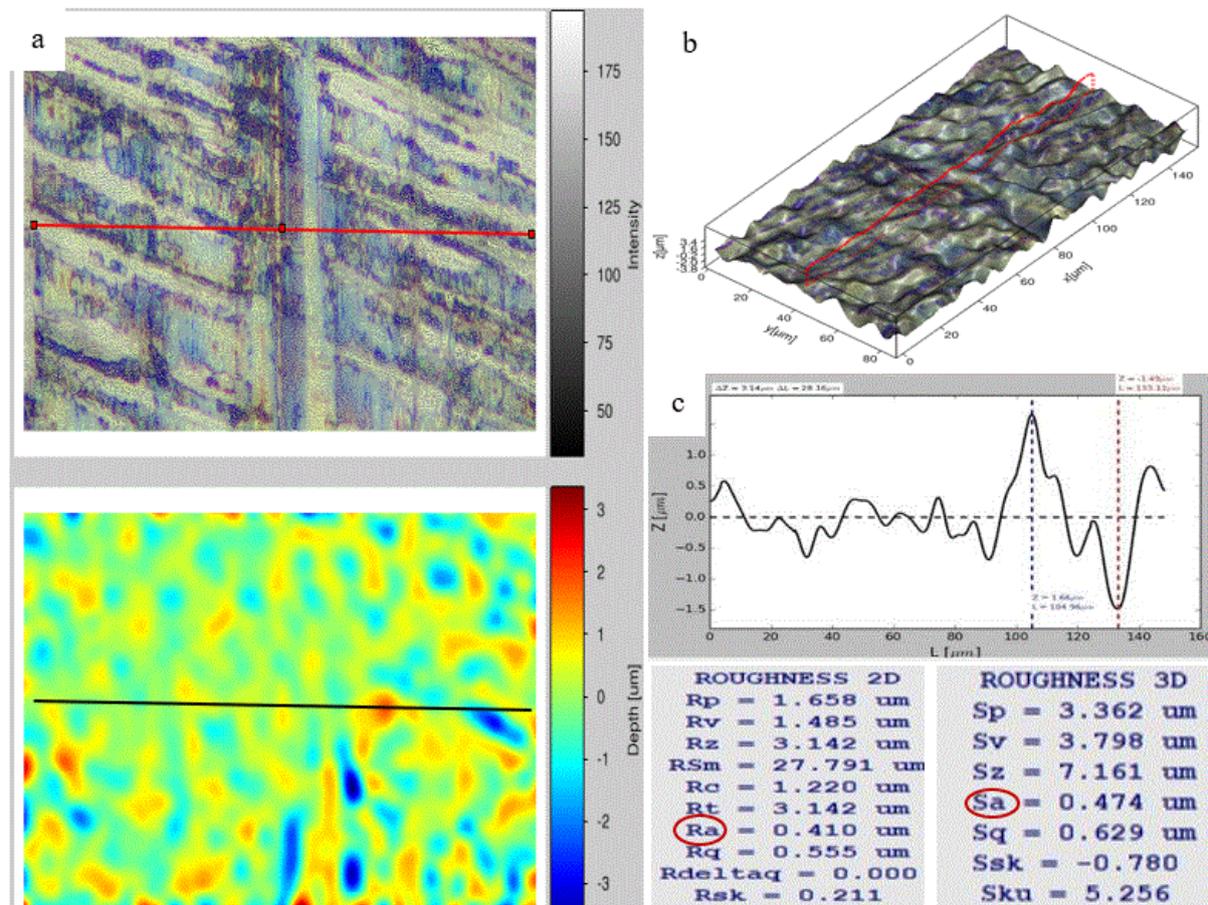


Figure III.66. Micrographies optiques 2D (a) et 3D (b) et rugosités Ra et Sa (c) de l'échantillon A3 traité à 1100°C après le test tribologique à l'état lubrifié

Une mesure à l'échelle nanométrique des valeurs de rugosité Ra et Sa de l'acier A3 traité à 1100°C a été effectuée avant et après le test tribologique à l'aide d'une analyse AFM. Les résultats (figure III.66 et III.67) ont montré que la surface de l'échantillon avant le test est plus rugueuse qu'après le test. Les valeurs de rugosité ont diminué pour Ra= 378.86nm et Sa=228.61nm avant le test (figure III.66) à Ra= 65.556nm et Sa=92.651nm après le test (figure III.67). Ceci montre une amélioration significative de l'état de surface. Comme il a été expliqué dans le paragraphe précédent, le test effectué en présence du lubrifiant a permis un polissage de finition.

Résultats et discussions

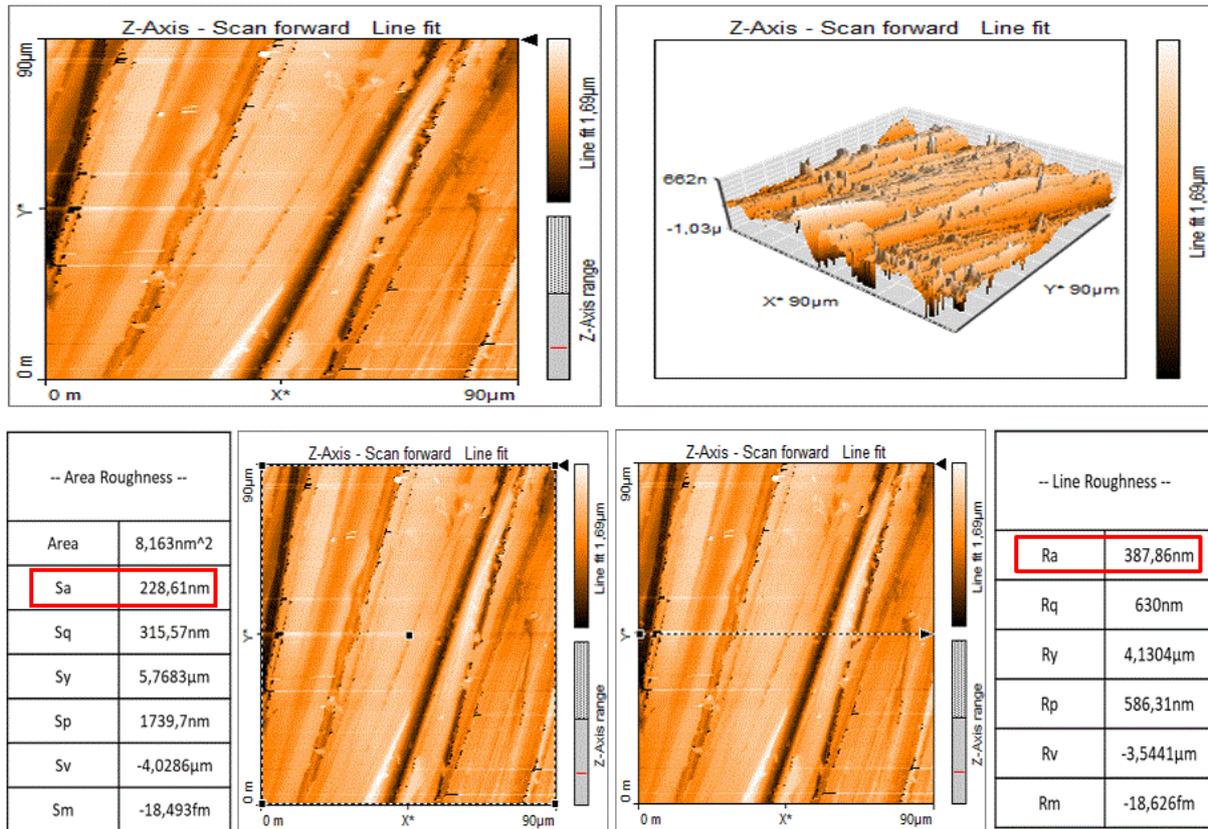


Figure III.67. Analyse AFM de l'acier A3 traité à 1100°C avant le test de tribologie

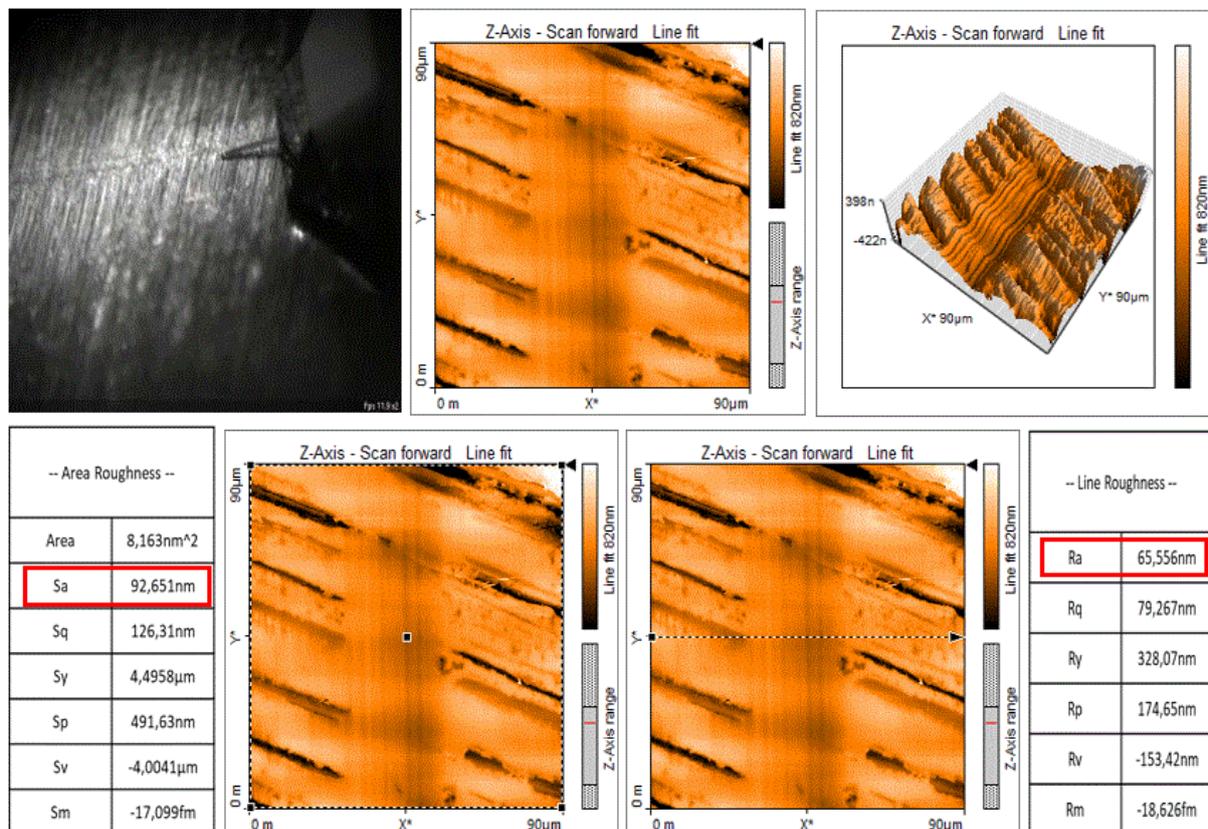


Figure III.68. Analyse AFM de l'acier A3 traité à 1100°C après le test de tribologie

Résultats et discussions

Dans le but d'analyser la microstructure de la surface de l'échantillon après le test, une observation au MEB et une analyse EDS ont été effectuées (figure III.68). Cette analyse a montré que la piste d'usure est riche en éléments chimiques qui n'existent pas dans la composition de l'acier. Ces éléments sont principalement : P, Ca et Zn. Ces derniers font partie de la composition du lubrifiant utilisé. Ceci montre la formation d'un tribofilm sur la surface de l'échantillon lors de l'essai, ce qui diminue l'usure de l'échantillon et le frottement entre ce dernier et la bille.

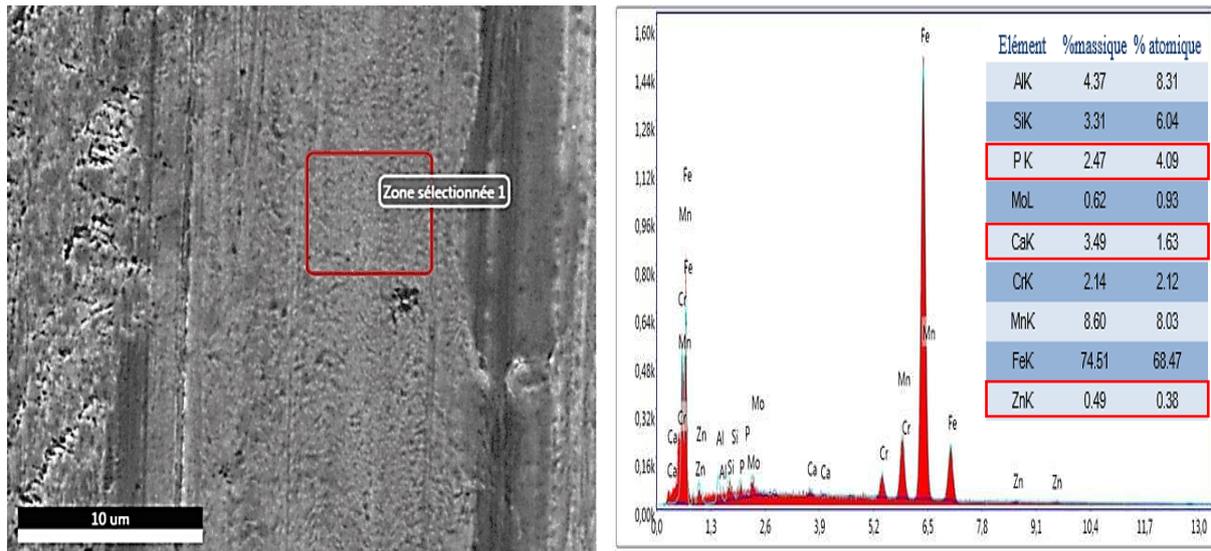


Figure III.69. Micrographie MEB et analyse EDS de l'acier A3 traité à 1100°C après le test de tribologie à l'état lubrifié

La surface de la bille après le test tribologique a été aussi analysée. La micrographie optique est présentée par la figure III.69.

Afin d'étudier le comportement tribologique du couple bille/échantillon, la configuration bille/plan donnant une aire de contact circulaire est choisie comme configuration de référence pour ce type de contact. Généralement, différentes géométries peuvent exister. L'aire de contact, dans notre cas, est formée de deux ellipses dont les longueurs des axes principaux sont différentes (429.15 μm et 738.84 μm). Ceci est dû à une légère déformation de la surface de la bille provoquée par l'échantillon testé (figure III.69). Ceci pourrait être dû à une légère augmentation de la résistance de l'acier testé lors de l'essai.

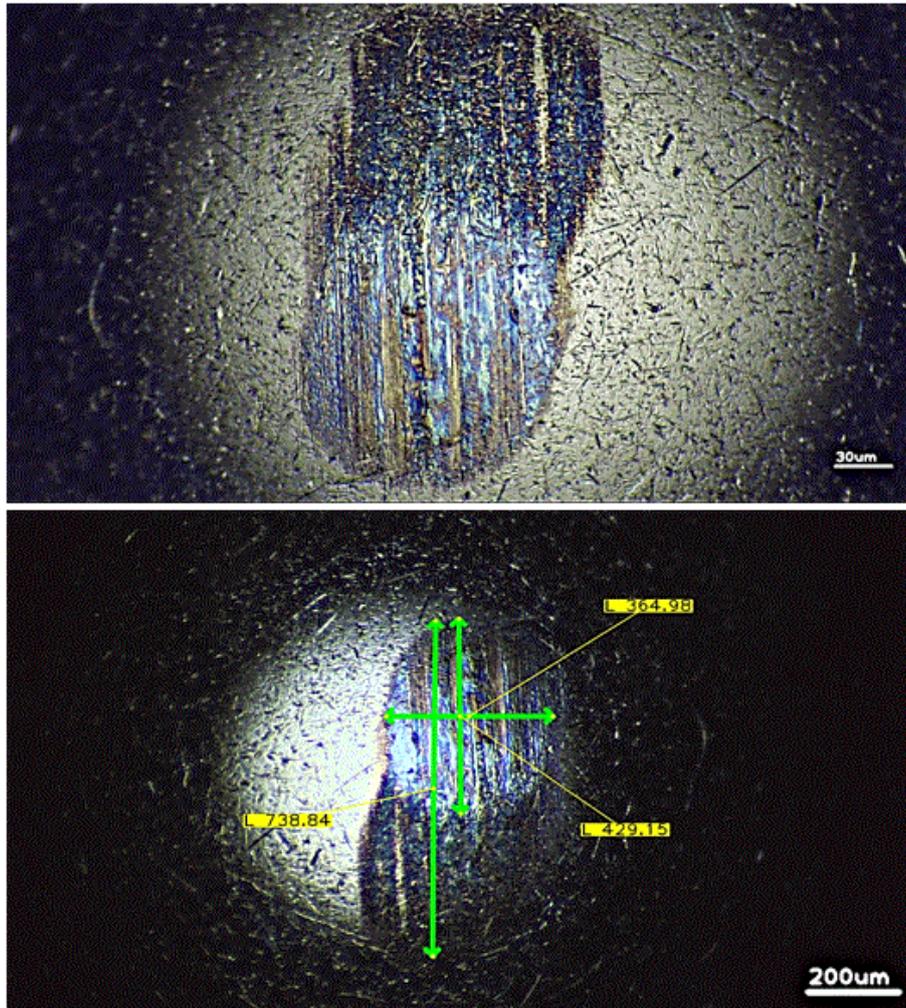


Figure III.70. Surface de contact de la bille après le test tribologique contre l'échantillon A3 traité à 1100°C

Une analyse approfondie de la surface de la bille a été réalisée dans le but de déterminer les mécanismes d'usure lors de l'essai. La figure III.70 montre des micrographies optiques de la surface de la bille après le test d'usure. D'après cette figure, plusieurs types d'usure sont apparus. Une forte adhésion de l'huile utilisée sur la surface de la bille est remarquée. Cette adhésion conduit à la formation d'un tribofilm diminuant l'usure et réduisant le coefficient de frottement. Une usure abrasive suivant la direction du frottement a été aussi observée. Ce type d'usure peut être provoqué par le frottement entre deux corps (bille/échantillon) ou trois corps (bille, échantillon/ débris). Ce troisième corps est dû à des débris d'usure de la bille et/ou de l'échantillon. Si ce dernier est dur, il favoriserait une usure abrasive de la bille ou de l'échantillon. Par contre, si les débris d'usure ont une faible dureté, ils favoriseraient une usure adhésive. L'usure la plus probable dans ce cas est l'usure abrasive à trois corps avec la présence

de débris. Ce dernier pourrait être le produit de l'usure de la surface de la bille. Ces résultats montrent que l'échantillon résiste mieux à l'usure, ce qui a conduit à l'abrasion de la bille.

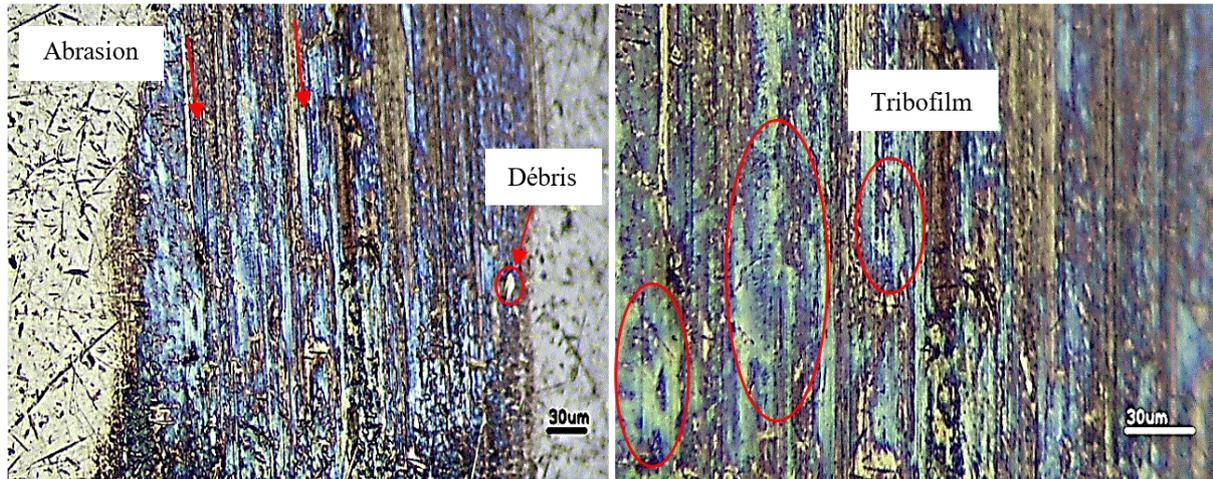


Figure III.71. Surface de la bille après le test tribologique

Une analyse récapitulative des résultats obtenus (microstructures, dureté et comportement tribologique) des différents aciers expérimentés est résumée ci-dessous.

Les microstructures des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée sont composées d'austénite et de carbures secondaires inter et intragranulaires. Ces microstructures diffèrent entre elles par la taille des grains austénitiques et le type de carbures formés. Ces variations sont directement liées à la présence des éléments ajoutés. L'augmentation du nickel (élément gammagène) de 0.25% à 1.09% n'a provoqué aucun changement microstructural observable. Les autres éléments alphagènes et carburigènes ajoutés (chrome, niobium, molybdène et vanadium) ont une affinité chimique au carbone différente. Ils favorisent la formation des carbures secondaires simples ou complexes lors du second stade de cristallisation dont la distribution et le type varient en fonction de leurs teneurs.

Les aciers A1, A2 et A3 révèlent dans leurs microstructures des carbures de type M_3C et MC , par contre, la microstructure de l'acier B2 ne présente que des carbures de type M_3C .

Les carbures de type M_3C sont de la cémentite alliée au manganèse et à d'autres éléments selon la composition chimique de chaque acier. La cémentite alliée au manganèse et au chrome ($(Fe,Mn,Cr)_3C$) est présente dans tous les aciers. En plus de cette dernière, l'acier B2 contient également de la cémentite alliée uniquement au manganèse ($(Fe,Mn)_3C$). Quant à l'acier A1, deux autres cémentites alliées ont été observées dans sa microstructure : $(Fe,Mn,Nb)_3C$ et $(Fe,Mn,Cr,Mo)_3C$.

Résultats et discussions

Les carbures de type MC sont présent uniquement dans les aciers A1, A2 et A3. Dans les aciers A1 et A2, le carbure de type MC est un carbure de niobium NbC alors que dans l'acier A3, ce dernier est un carbure complexe de niobium et de vanadium (Nb,V)C.

Les tailles moyennes des grains austénitiques des aciers B2, A1, A2 et A3 sont de 138 μm , 44 μm , 60 μm et 56 μm respectivement. L'acier A1 présente la microstructure la plus fine. Le tableau III.19 et la figure III.71 présentent les différents carbures formés et les tailles moyennes des grains austénitiques.

Tableau III.19. Carbures formés et tailles moyennes des grains austénitiques des aciers expérimentés à l'état brut de coulée

Aciers	Éléments d'addition	Carbures	Distribution des carbures	Tailles moyennes des grains austénitiques (μm)
B2	/	$(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$	Intragranulaires	138
		$(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$	Intergranulaires	
A1	Cr + Mo + Nb	$(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$	Intergranulaires	44
		$(\text{Fe,Mn,Nb})_3\text{C}$	Intergranulaires	
		$(\text{Fe,Mn,Cr,Mo})_3\text{C}$	Intragranulaires	
		NbC	Intergranulaires	
A2	Cr + Nb	$(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$	Intergranulaires	60
		NbC	Intragranulaires	
A3	Ni + Nb + V	$(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$	Intergranulaires	56
		$(\text{Nb,V})\text{C}$	Intergranulaires	

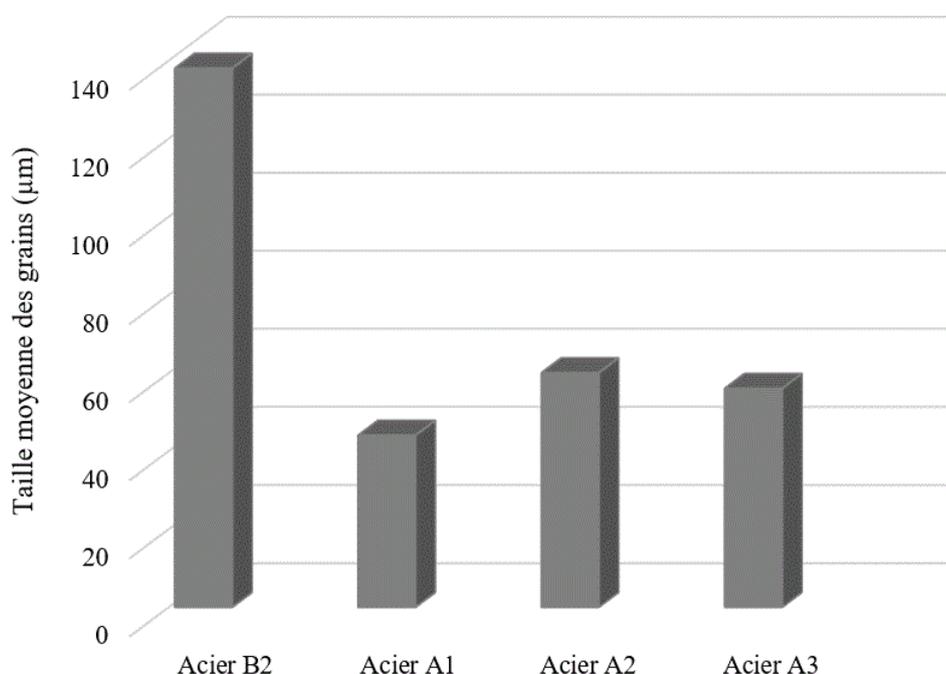


Figure III.72. Tailles moyennes des grains austénitiques des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée

Résultats et discussions

A l'état traité, les microstructures de tous les aciers sont composées de martensite, d'austénite résiduelle et de précipités. Les quantités des phases formées dépendent des éléments chimiques ajoutés et des traitements thermiques appliqués. La martensite est la phase la plus dominante dans tous les aciers pour les deux traitements thermiques. Cette phase existe en plus grande quantité dans les aciers traités à 1100°C. L'acier A1 traité à 1100°C est le plus riche en martensite.

Les duretés HRC des aciers B2, A1, A2 et A3 sont montrées par la figure III.72. A l'état brut de coulée, les duretés des aciers B2, A1, A2 et A3 sont de 15 HRC, 35 HRC, 22 HRC et 40 HRC respectivement. L'acier A3 est l'acier le plus dur.

A l'état traité, les duretés des aciers B2, A1, A2 et A3 sont de 39 HRC, 58 HRC, 43 HRC et 50 HRC respectivement après le traitement thermique à 1050°C et de 55 HRC, 65 HRC, 59 HRC et 61 HRC respectivement après le traitement thermique à 1100°C. L'acier A1 est l'acier le plus dur qu'il soit traité à 1050°C ou à 1100°C.

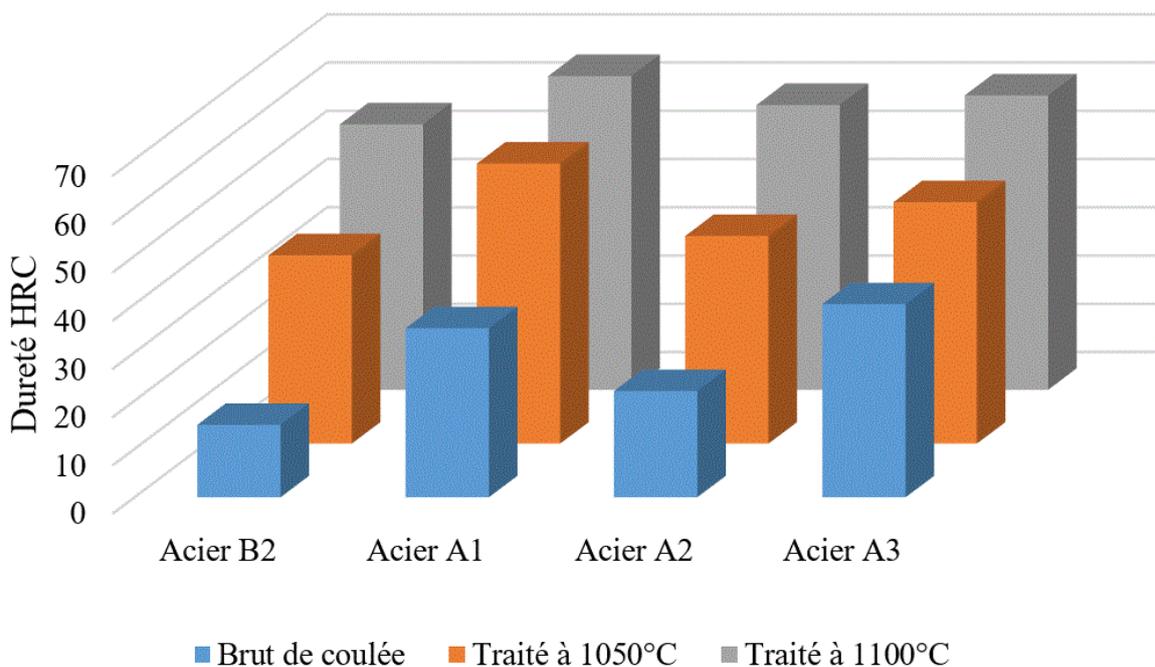


Figure III.73. Duretés HRC des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée et traité

Les microduretés des différentes phases à l'état brut de coulée et à l'état traité sont présentées par le tableau III.20 et la figure III.73. A l'état brut de coulée, les microduretés de l'austénite des aciers A1, A2 et A3 sont pratiquement comparables et plus importantes que celle l'acier B2. Les microduretés de la cémentite alliée $(Fe,Mn,Cr)_3C$ de l'acier A2 est légèrement importante que celles des aciers B2, A1 et A3. La cémentite alliée au manganèse et au niobium $(Fe,Mn,Nb)_3C$ formée dans l'acier A1 est plus dure que celle alliée au manganèse et au chrome

Résultats et discussions

(Fe,Mn,Cr)₃C. Le carbure complexe de niobium et de vanadium (Nb,V)C formé dans l'acier A3 est le plus dur comparativement à tous les autres carbures.

A l'état traité, les microduretés de l'austénite résiduelle des aciers A3 et A1 sont pratiquement similaires mais plus élevées que celles de l'acier A2 et B2. La microdureté de la martensite des aciers A1, A2 et A3 est plus importante que celle de l'acier B2 à 1050°C et considérablement plus grande à 1100°C. La martensite formée dans l'acier A1 est la plus dure que celles présentent dans les autres aciers pour les deux traitements thermiques.

Tableau III.20. Microduretés des différentes phases des aciers expérimentés à l'état brut de coulée et traité

Aciers	Microduretés, μHV_{20}					
	Brut de coulée		Traité thermiquement à 1050°C		Traité thermiquement à 1100°C	
	Austénite	Carbures	Martensite	Austénite R	Martensite	Austénite R
B2	359	(Fe,Mn,Cr) ₃ C :1097	653	368	684	366
A1	420	(Fe,Mn,Cr) ₃ C	691	431	794	439
		(Fe,Mn,Nb) ₃ C				
A2	402	1150	671	417	740	428
A3	418	(Fe,Mn,Cr) ₃ C	680	429	766	431
		(Nb,V)C				

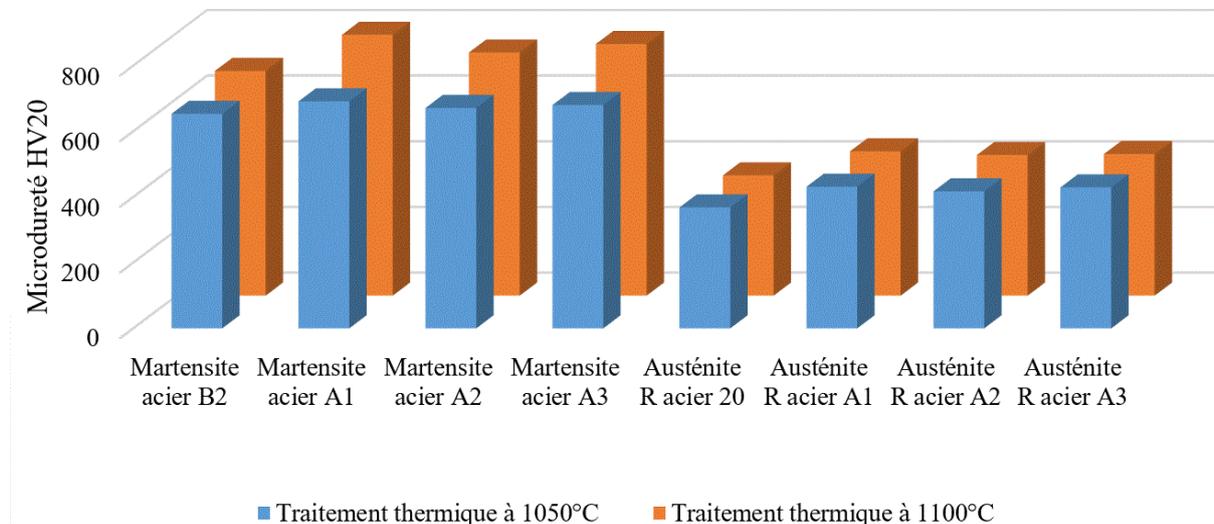


Figure III.74. Microduretés de la martensite et de l'austénite résiduelle des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état traité

Les pertes de masse des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée et traité sous la charge de 300N à l'état sec sont montrées par la figure III.74.

L'acier A1 présente la faible perte de masse que ce soit à l'état brut de coulée ou traité. A l'état brut de coulé, les pertes de masse des aciers A1, A2 et A3 sont considérablement plus faibles

Résultats et discussions

que celle de l'acier B2. Les pertes de masse à l'état traité sont plus faibles par rapport à l'état brut de coulée. La perte de masse après traitement thermique à 1100°C reste toujours la plus faible pour tous les aciers. Ceci est expliqué par la grande quantité de martensite à cet état.

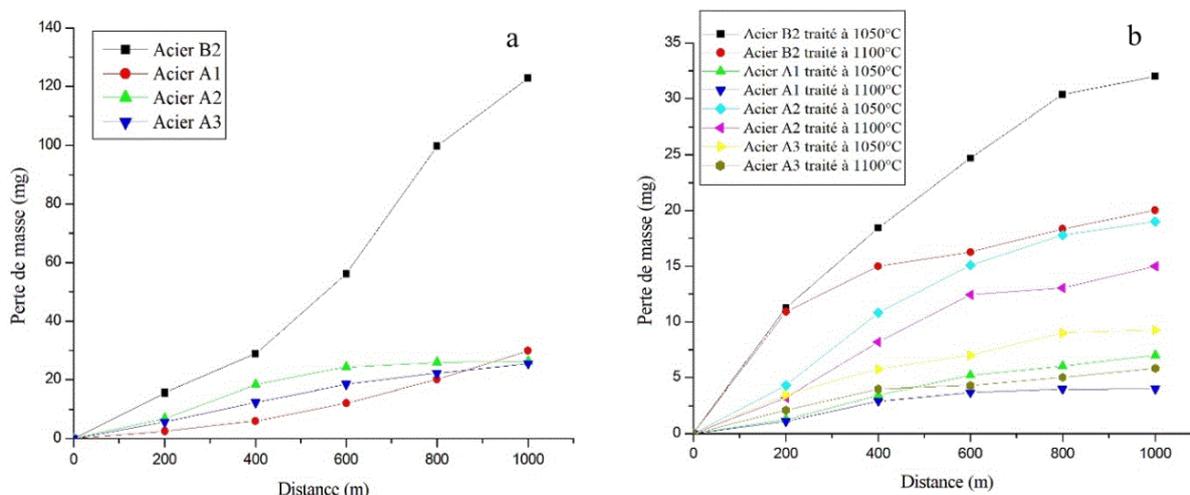


Figure III.75. Pertes de masse des aciers B2, A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée (a) et traité (b)

Les coefficients de frottements des aciers considérés à l'état brut de coulée et traité sous les trois charges 3N, 6N et 10N à l'état sec et à température ambiante sont montrés par le tableau III.21 et la figure III.75.

Les coefficients de frottement des aciers considérés évoluent avec l'augmentation de la charge appliquée. Ces derniers sont élevés à l'état traité comparativement à l'état brut de coulée. Le passage de la température du traitement thermique de 1050°C à 1100°C conduit à l'augmentation du coefficient de frottement de tous les aciers considérés. A l'état brut de coulée, le coefficient de frottement de l'acier A3 est le plus élevé à 3N. Par contre, à 6N et 10N c'est l'acier A1 qui dispose le plus grand coefficient de frottement. A l'état traité, le coefficient de frottement de l'acier A1 reste toujours le plus élevé pour les deux traitements thermiques.

Tableau III.21. Coefficient de frottement des aciers considérés à l'état brut de coulée et traité

Aciers	Charges, N											
	03				06				10			
	B2	A1	A2	A3	B2	A1	A2	A3	B2	A1	A2	A3
Brut de coulée	0.260	0.559	0.432	0.566	0.505	0.577	0.552	0.570	0.612	0.637	0.620	0.629
Traité à 1050°C	0.596	0.611	0.603	0.610	0.605	0.644	0.616	0.632	0.635	0.665	0.625	0.643
Traité à 1100°C	0.601	0.680	0.649	0.653	0.634	0.740	0.690	0.732	0.669	0.759	0.729	0.747

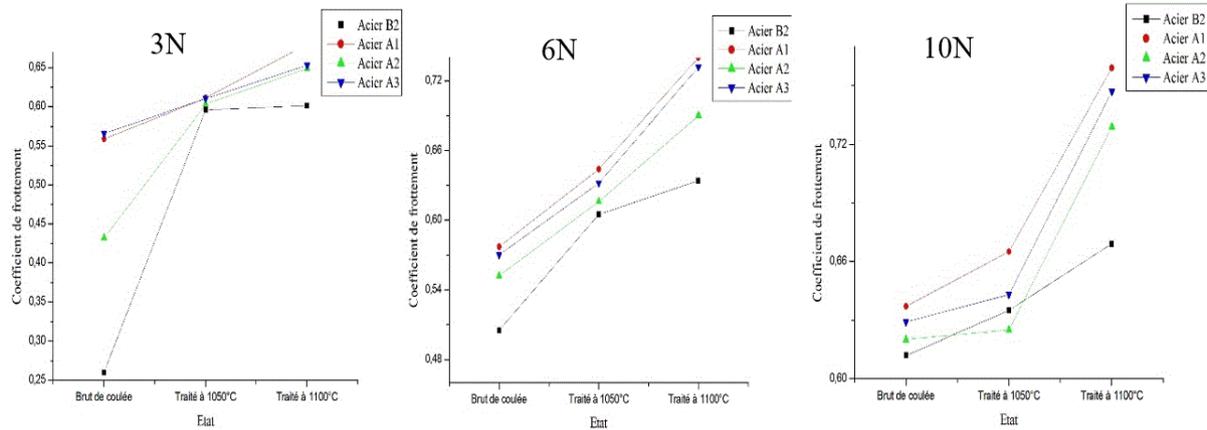


Figure III.76. Variation du coefficient de frottement en fonction de la charge appliquée des aciers B2 A1, A2 et A3 à l'état brut de coulée et traité

Le comportement tribologique à l'état lubrifié des aciers A2 et A3 ne peut pas être comparé à celui des aciers B2 et A1 dû à la différence de la nature et la forme de l'outil qui se frotte contre l'échantillon. L'échantillon frotté contre l'acier B2 et A1 est un segment en fonte à graphite sphéroïdal chromé. Alors que celui frotté contre les échantillons A2 et A3 est une bille en acier 100C6 trempé. Dans cette partie, on compare seulement les comportements tribologiques des aciers A2 et A3 entre eux.

Les coefficients de frottement et les pertes de masse des aciers A2 et A3 sont montrés par les figures III.76 et III.77. Le coefficient de frottement et la perte de masse de l'acier A3 sont faibles comparativement à ceux de l'acier A2. Ceci montre que l'acier A3 résiste mieux au frottement que l'acier A2.

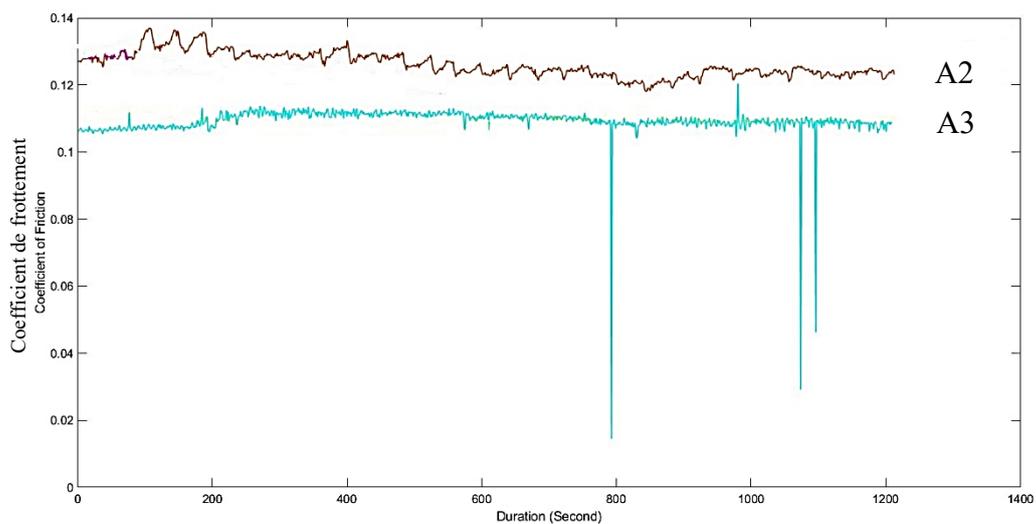


Figure III.77. Coefficients de frottement des aciers A2 et A3 à l'état lubrifié

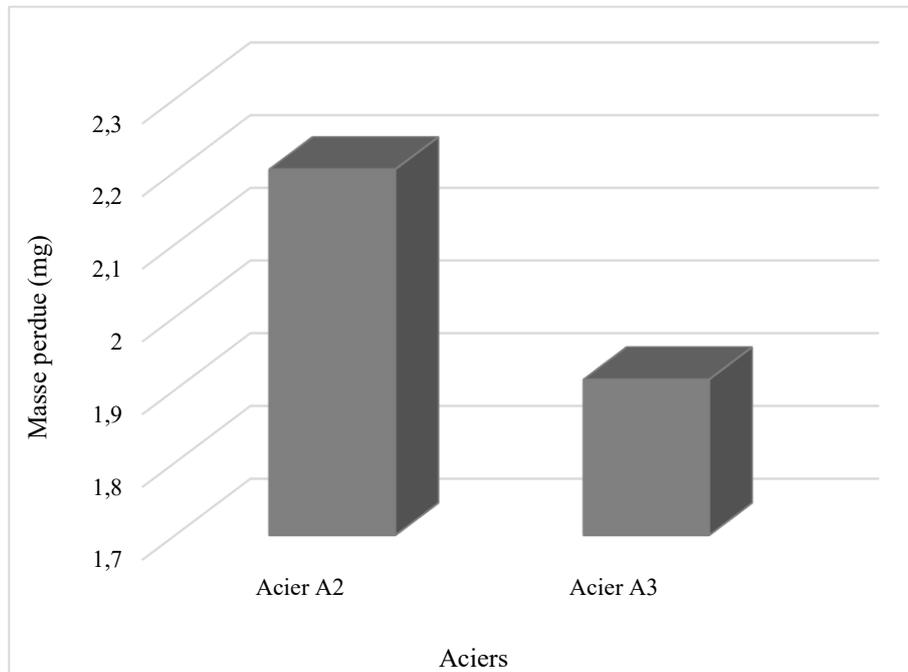


Figure III.78. Pertes de masse des aciers A2 et A3 traités à 1100°C à l'état lubrifié

Une comparaison entre les paramètres de rugosité des deux aciers après le test tribologique a été aussi faite. Les paramètres Sa et Ra des aciers A2 et A3 sont montrés par la figure III.79. L'acier A3 présente les faibles paramètres Sa et Ra après le test. Ceci montre que les pistes d'usure de ce dernier sont moins rugueuses que celles de l'acier A2, ce qui confirme sa meilleure résistance au frottement.

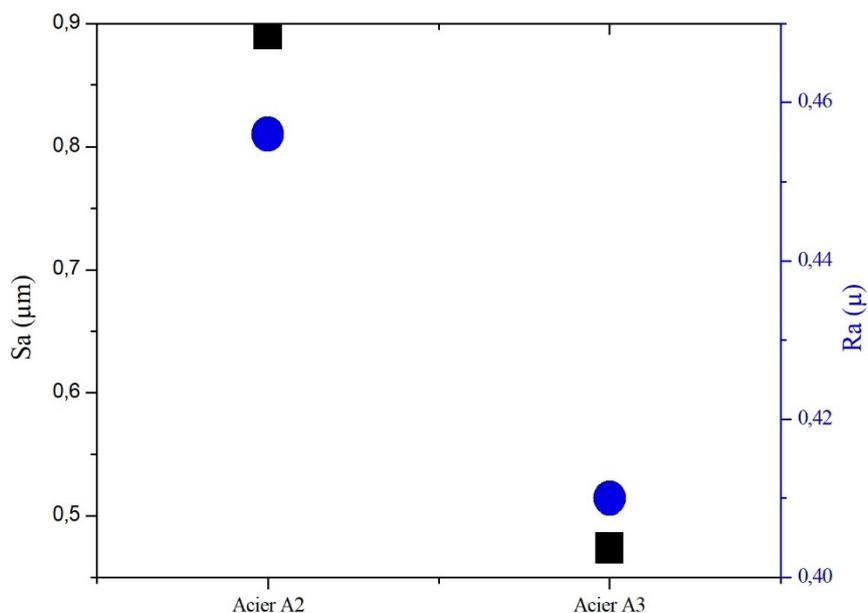


Figure III.79. Paramètres Sa et Ra des aciers A2 et A3 traités à 1100°C après le test tribologique à l'état lubrifié

III.3.4. Conclusion

Les principales conclusions tirées de cette partie sont :

- Etat brut de coulée :

- La microstructure de l'acier au manganèse à l'état brut de coulée est composée d'une matrice austénitique dont laquelle se trouve des carbures secondaires inter et intragranulaires $(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$ et $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ respectivement ;
- L'ajout combiné du chrome, du molybdène et du niobium a conduit la formation de multiples carbures de différentes formes. Les carbures formés sont de type M_3C ($(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe,Mn,Nb})_3\text{C}$, $(\text{Fe,Mn,Cr,Mo})_3\text{C}$) et de type MC (NbC) ;
- L'addition combinée du chrome et du niobium a favorisé également la formation des carbures de type M_3C ($(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{C}$) et de type MC (NbC) ;
- L'ajout combinée du nickel, du niobium et du vanadium a mené à l'apparition d'un carbure complexe de de type MC ($(\text{Nb,V})\text{C}$). Le nickel n'a pas accompli un changement microstructural observable ;
- La formation de plusieurs carbures intergranulaires de faibles tailles affine efficacement les grains austénitiques quelque soit leurs types simples ou complexe ;
- La dureté et la résistance à l'usure à l'état sec de l'acier au manganèse ont été considérablement améliorées sous l'effet des éléments ajoutés surtout dans l'acier contenant du molybdène et du niobium.

- Etat traité :

- La microstructure de l'acier au manganèse est une structure majoritairement martensitique dont la quelle il se trouve une quantité d'austénite résiduelle et une faible quantité de précipités ;
- Les éléments ajoutés (Cr, Mo, Ni, Nb et V) ont contribué à l'augmentation de la trempabilité de l'acier au manganèse et favorisé la formation de la martensite en grande quantité ;
- L'augmentation de la température du traitement thermique a conduit à une meilleure décomposition des carbures secondaires et une meilleure mise en solution des éléments chimique conduisant à une augmentation du taux de la martensite formée ;

Résultats et discussions

- La formation de la martensite en grande quantité a favorisé un durcissement et une amélioration de la résistance à l'usure supplémentaire de l'acier au manganèse en étude ;
- L'ajout du lubrifiant et des éléments d'alliage ont conduit à une amélioration considérable des paramètres tribologiques de l'acier au manganèse.