Tableau III.7. Microduretés des différentes phases des aciers B2 et A1 à l'état brut de coulée et traité thermiquement

	Microduretés, µHV20						
	Brut de coulée			Traité thermiquement à 1050°C		Traité thermiquement à 1100°C	
Aciers	Matrice (Austénite)	Carbures		Martensite	Austénite R	Martensite	Austénite R
B2	359	1097		653	368	684	366
A1	420	$(Fe,Mn,Cr)_3C$	$(Fe,Mn,Nb)_3C$	691	431	794	439
		1125	1263				

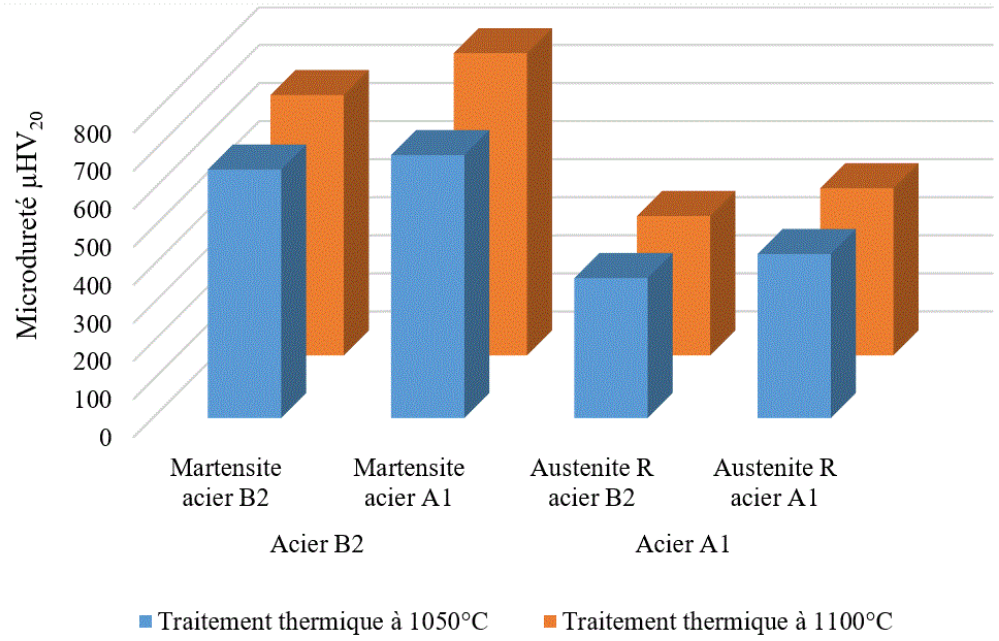

Figure III. 24. Microduretés de la martensite et de l'austénite résiduelle des aciers B2 et A1 à l'état traité

III.3.1.3. Comportement tribologique

Afin d'optimiser le comportement tribologique des aciers B2 et A1 sous l'action des éléments d'addition et des traitements thermiques, différents essais tribologiques ont été effectués.

Les pertes de masse mesurées après chaque 200m de test des échantillons B2 et A1 (à l'état brut de coulée et traité) frottés contre un disque en carbure de tungstène sous une charge de 300N avec une distance de frottement de 1000m sont présentées par la figure III.24. Ces essais ont été effectués afin d'évaluer la résistance à l'usure abrasive des aciers A1 et B2 étudiés. Les résultats montrent que les aciers A1 et B2 suivent le même comportement en fonction de la distance parcourue. La perte de masse de l'acier B2 par rapport à celle de l'acier A1 est plus importante que ce soit à l'état brut de coulée ou à l'état traité thermiquement. Ceci montre que l'acier B2 s'use plus que l'acier A1 dans le cas des deux états. L'ajout du chrome, molybdène

et niobium a amélioré efficacement le comportement à l'usure de l'acier A1. Ces éléments forment des carbures durs ($(Fe,Mn,Cr)_3C$, $(Fe,Mn,Nb)_3C$, $(Fe,Mn,Cr,Mo)_3C$ et NbC) à l'état brut de coulée distribués uniformément dans toute la matrice durcissant ainsi l'acier et améliorent son comportement à l'usure. A l'état traité, les éléments ajoutés contribuent à l'augmentation du taux de martensite formée. L'effet trempant de ces éléments (surtout le molybdène) et la formation d'une martensite plus riche en ces éléments améliorent la tenue à l'usure abrasive et diminuent la perte de masse de l'acier A1.

Si on compare la perte de masse à l'état brut de coulée et après traitements thermique des deux aciers, on remarque qu'à l'état brut de coulée, les deux aciers perdent plus de masse par rapport à l'état traité.

L'acier B2 a tendance à perdre plus de masse à l'état brut de coulée surtout après une distance de 200m. Ceci pourrait être expliqué par l'arrachement des carbures secondaires durant le test. Après les deux traitements thermiques appliqués (1050°C et 1100°C), la perte de masse de cet acier est plus faible par rapport à celle de l'état brut de coulée. Cette diminution est justifiée par le changement microstructurale qui s'est produit suite à la transformation de l'austénite en martensite améliorant ainsi le comportement à l'usure de l'acier au manganèse en étude. La perte de masse de l'acier B2 traité à 1100°C est relativement faible que celle du même acier traité à 1050°C. L'augmentation de la température du traitement thermique de 1050°C à 1100°C a conduit à la formation de la martensite en plus grande quantité. Ceci a amélioré la résistance à l'usure de cet acier.

Quant à l'acier A1, sa perte de masse à l'état brut de coulée est relativement importante qu'après une distance de 400m. Ceci pourrait être aussi justifié par l'arrachement de faible quantité de carbures au cours de l'essai d'usure. Après traitement thermiques, la perte de masse de cet acier est moins importante par rapport à celle de l'état brut de coulée. Ceci est dû également à la formation de la martensite lors des traitements thermiques. Les pertes de masse de l'acier A1 sont pratiquement comparables que ce soit à 1050°C ou à 1100°C.

On remarque ainsi que les pertes de masse de l'acier A1 tendent à se stabiliser à l'état traité après une distance d'environ 900m de parcoure. Ceci pourrait être expliqué par la formation d'une structure écrouée.

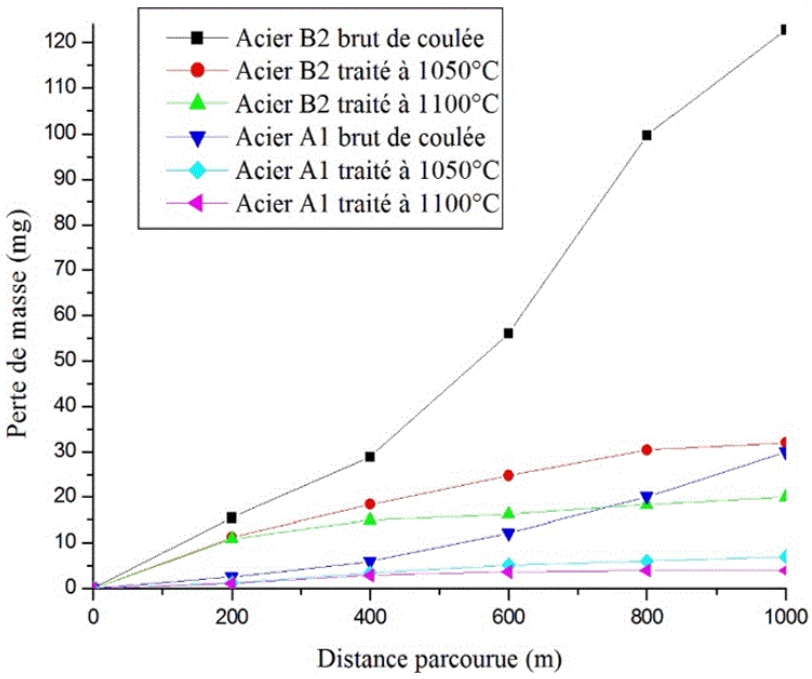

Figure III.25. Pertes de masse des aciers B2 et A1 à l'état brut de coulée et traité

En complément aux essais d'usure effectuées sous forte charge, des essais de tribologie ont été réalisés dans l'optique d'étudier la variation du coefficient de frottement sous l'effet de faibles charges (03N, 06N et 10N). Les tests ont été effectués à sec et à température ambiante. Le coefficient de frottement a été mesuré après une distance de 100m sous une vitesse de 5cm/s.

Les courbes illustrant la variation du coefficient de frottement en fonction de la distance parcourue des aciers A1 et B2 à l'état brut de coulée et traité thermiquement sont présentées par la figure III.25. Les valeurs du coefficient de frottement sont données aussi par le tableau III.8.

Le coefficient de frottement est variable en fonction de la composition chimique des aciers étudiés, des traitements thermiques et des charges appliquées. Les résultats obtenus montrent que le coefficient de frottement de l'acier A1 est relativement élevé par rapport à celui de l'acier B2 pour les deux états (brut de coulée et traité). Ceci est justifié par des duretés et des résistances à l'usure plus élevées de l'acier A1. Ce durcissement génère une résistance entre les surfaces de la bille et de l'acier.

A l'état brut de coulée, l'amélioration de la dureté et de la tenue à l'usure de l'acier A1 sont dues à l'ajout combiné du chrome, du molybdène et du niobium. Ces derniers se combinent au fer et au manganèse pour former des carbures complexes fins, distribués uniformément dans toute la matrice, contribuant ainsi à l'amélioration de la dureté et de la résistance à l'usure de l'acier.

A l'état traité, l'élévation de ces deux propriétés est expliquée par la présence de la phase martensitique en grande quantité dans la microstructure de l'acier A1 par rapport à l'acier B2. L'augmentation du taux de martensite dans l'acier A1 est due à la faible teneur en carbone et à l'addition du chrome, du molybdène et du niobium, éléments trempant, favorisant ainsi la transformation de l'austénite en martensite.

L'augmentation du coefficient de frottement avec l'augmentation de la température du traitement thermique de 1050°C à 1100°C se traduit par une meilleure dissociation des carbures secondaires et une formation d'une martensite enrichie en grande quantité en éléments ajoutés. L'accroissement du coefficient de frottement n'a pas abouti à une usure de l'acier. Ceci est confirmé par les largeurs des pistes d'usure. Les pistes d'usure des aciers A1 et B2 traités à 1100°C sont présentées par la figure III.26. La comparaison entre ces pistes d'usure nous renseigne sur la résistance à l'usure des aciers testés. Les largeurs des pistes d'usure d'un même acier diminuent avec l'augmentation des charges appliquées et des éléments d'ajout. Ceci est probablement dû à la déformation de la surface de contact des aciers testés sous l'effet des charges appliquées. La déformation de la phase austénitique au cours de l'essai favoriserait la formation de la martensite. La dureté élevée de celle-ci par rapport à l'austénite améliore la résistance de l'acier contre la bille, ce qui se traduit par l'augmentation du coefficient de frottement. Ainsi, les pistes d'usure de l'acier A1 sont moins larges que celles de l'acier B2. Ceci est dû à la forte résistance à l'usure de l'acier A1.

Tableau III.8. Coefficients e frottements des aciers B2 et A1 à l'état brut de coulée et traité

	Charges, N					
	03		06		10	
Acier	B2	A1	B2	A1	B2	A1
Brut de coulée	0.260	0.559	0.505	0,577	0.612	0,637
Traité à 1050°C	0,596	0.611	0.605	0,644	0.635	0.665
Traité à 1100°C	0,601	0.680	0.634	0.740	0,669	0,759

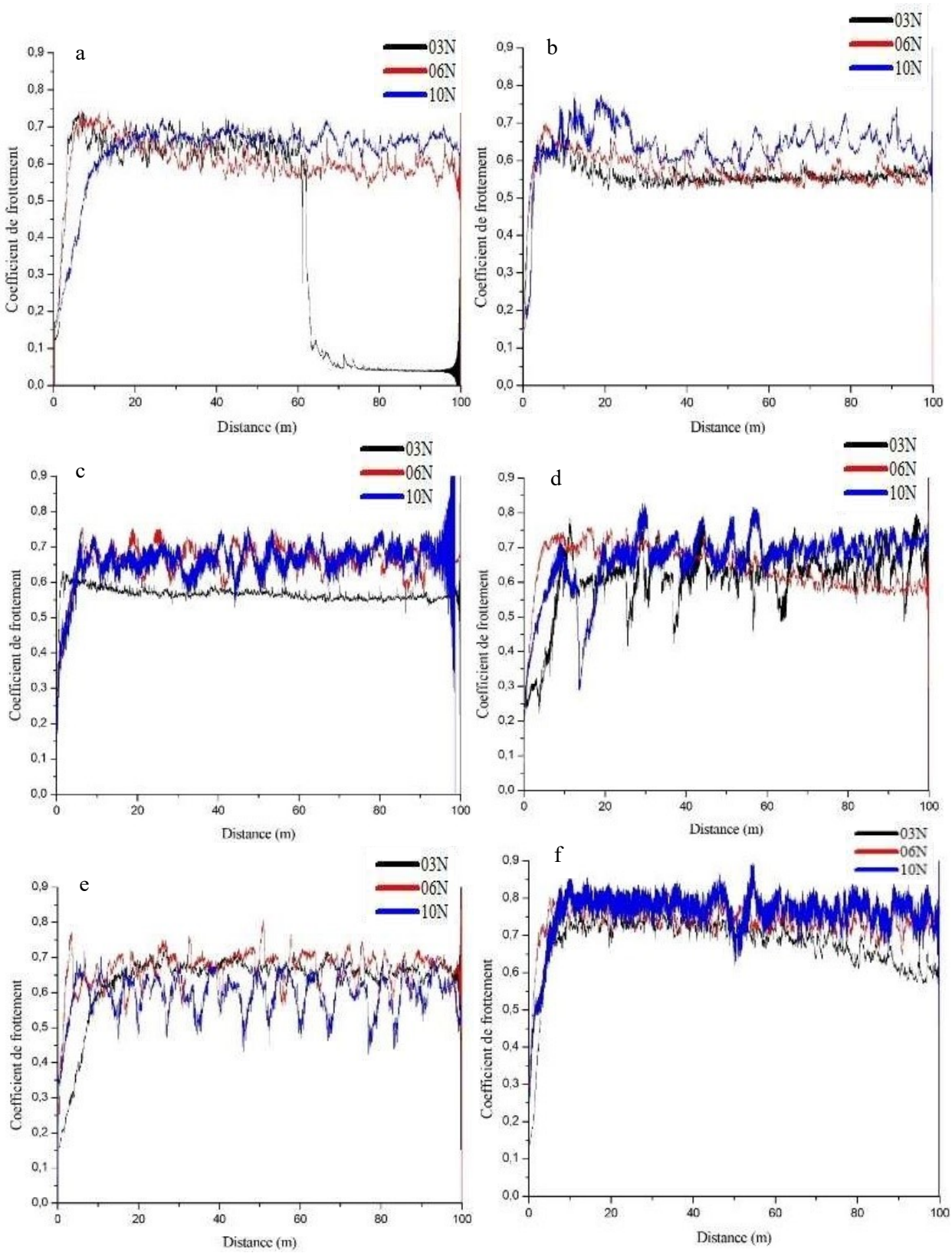

Figure III.26. Coefficients de frottement des aciers B2 (a) et A1 (b) à l'état brut de coulée et à l'état traité : B2 (c) et A1 (d) à 1050°C et B2 (e) et A1 (f) à 1100°C

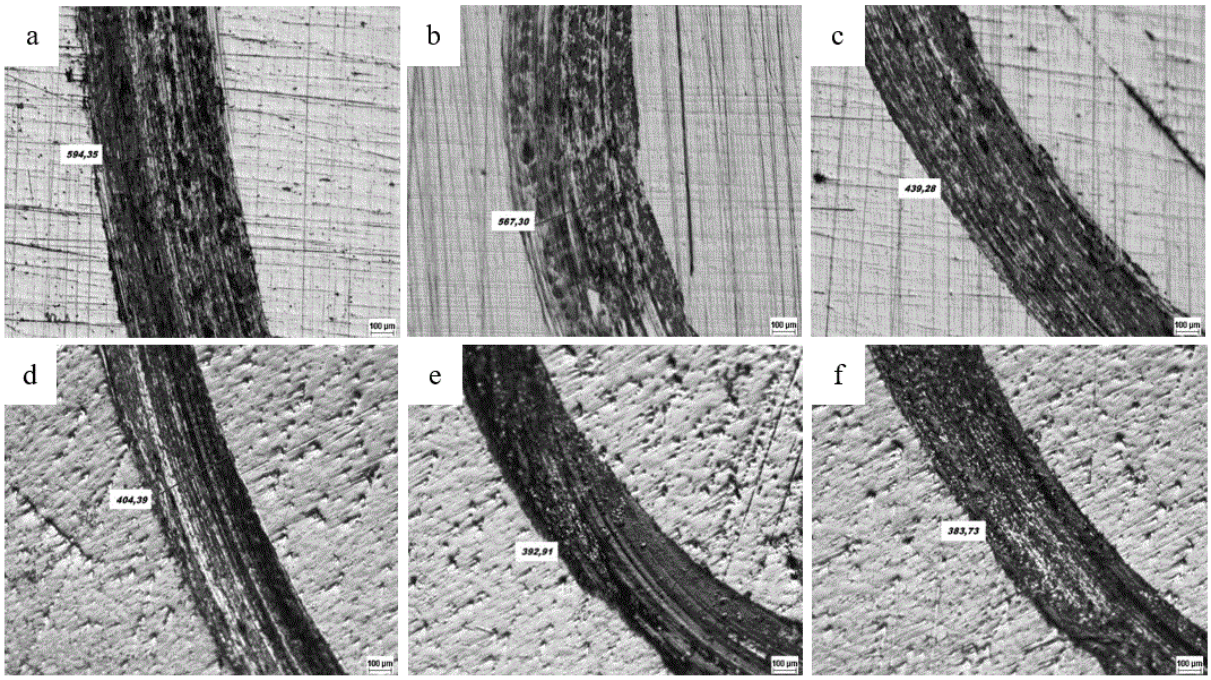

Figure III.27. Pistes d'usure des aciers B2 et A1 traités à 1100°C. a : acier B2 (03N), b : acier B2 (06N), c : acier B2 (10N), d : acier A1 (03N), e : acier A1 (06N), f : acier A1 (10N)

L'étude de la variation du coefficient de frottement à chaud (100°C) et sous une forte charge (60N) des aciers B2 et A1 a fait l'objet de cette partie de travail. Dans le but de mettre en évidence l'influence des conditions d'usure sur la variation du coefficient de frottement, des tests à sec et avec lubrification des aciers B2 et A1 à l'état traité ont été effectués.

Les essais à sec ont été effectués pendant deux minutes sous une vitesse de 0.055 m/s contre un segment en fonte à graphite sphéroïdale chromée. Le chromage électrolytique consiste à déposer une couche de chrome de l'ordre de 0.05 millimètre d'épaisseur nivelant la surface. Il est utilisé afin d'améliorer la résistance à la corrosion et le comportement au frottement du segment. Dans l'optique de vérifier l'existence de la couche chromée sur le segment, une analyse EDS a été réalisée (figure III.27). Des pics de chrome ont été révélés, ce qui confirme l'existence du dépôt de chrome sur la surface.

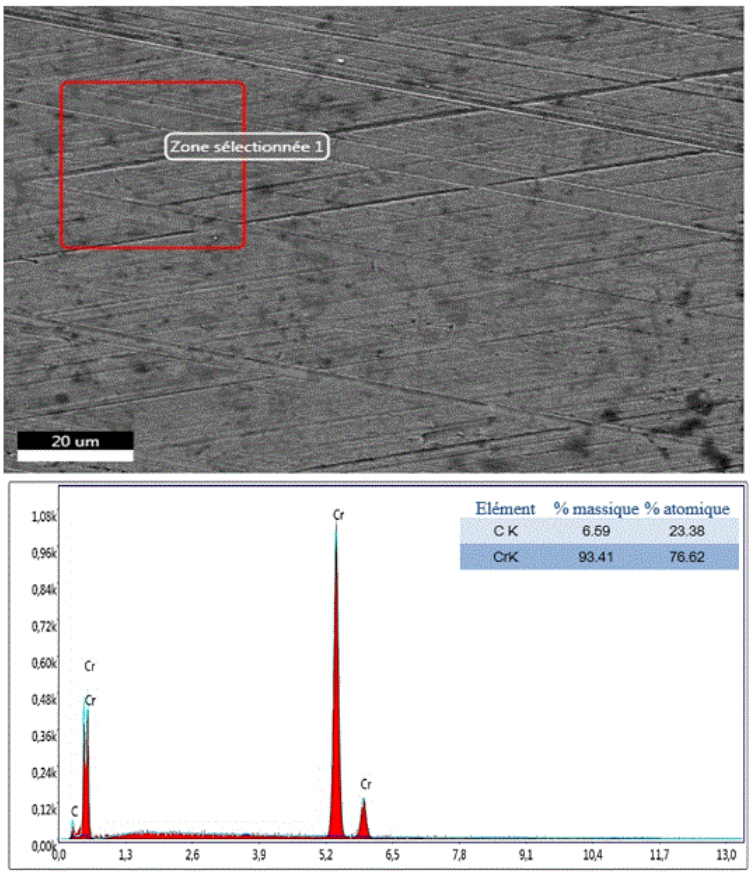

Figure III.28. Micrographie MEB et analyse EDS de la surface du segment avant le test

Le segment a subi un rodage prolongé dans le but d'offrir au segment une résistance au frottement supplémentaire empêchant toute sorte de soudure entre ce dernier et l'échantillon à frotter. L'état de surface du segment utilisé avant le test est montré par la figure III.28.

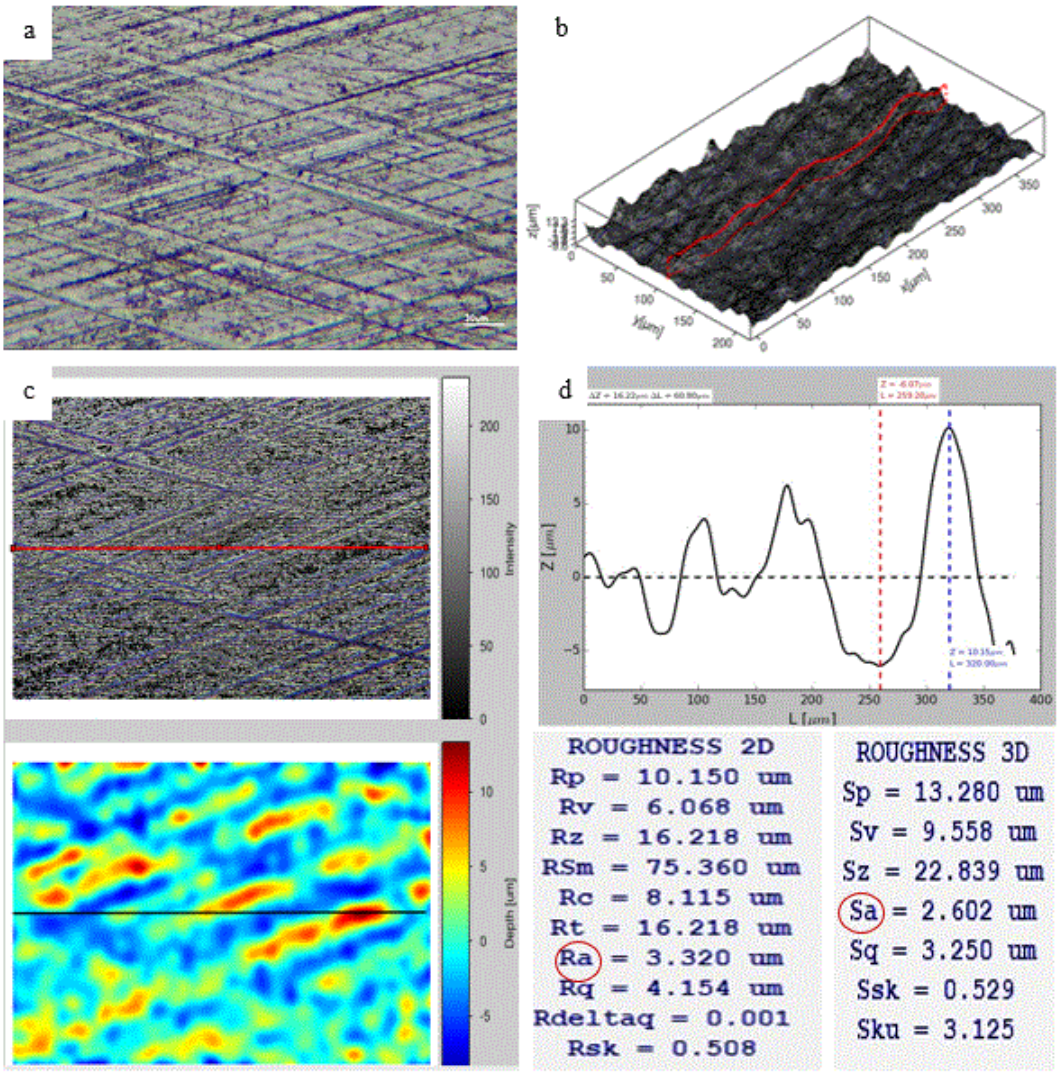

Figure III.29. Caractéristiques du segment avant les tests de tribologie. a: micrographie optique 2D, b : micrographie optique 3D, c et d : valeurs de rugosité obtenues

Les courbes et les valeurs de coefficients de frottements des aciers B2 et A1 obtenues sont montrées par la figure III.29 et le tableau III.9 respectivement.

Les coefficients de frottement de l'acier A1 sont relativement important que ceux de l'acier B2 pour les deux traitements thermiques. Cette observation est expliquée par l'effet de leurs compositions chimiques. L'acier A1 contient moins de carbone que l'acier B2 avec des additions du chrome, du niobium et du molybdène. L'application d'une charge élevée (60N) à chaud (100°C) favorise un écrouissage de la surface de contact de l'acier. Les éléments ajoutés à l'acier A1 ont contribués à l'amélioration de la tenue à l'écrouissage de ce dernier. Ainsi, sous ces conditions de charge et de haute température, une transformation de phase de la surface de l'acier pourrait être produite. L'échauffement de la surface et la forte charge appliquée au cours de l'essai produiraient une forte diffusion de carbone à l'intérieure de la maille de l'austénite

résiduelle provoquant une forte déformation de cette dernière. Ceci conduirait à une formation de la martensite. D'autre part, la diminution de la teneur en carbone et la présence des éléments trempant favorisent aussi la formation de la martensite en plus grande quantité.

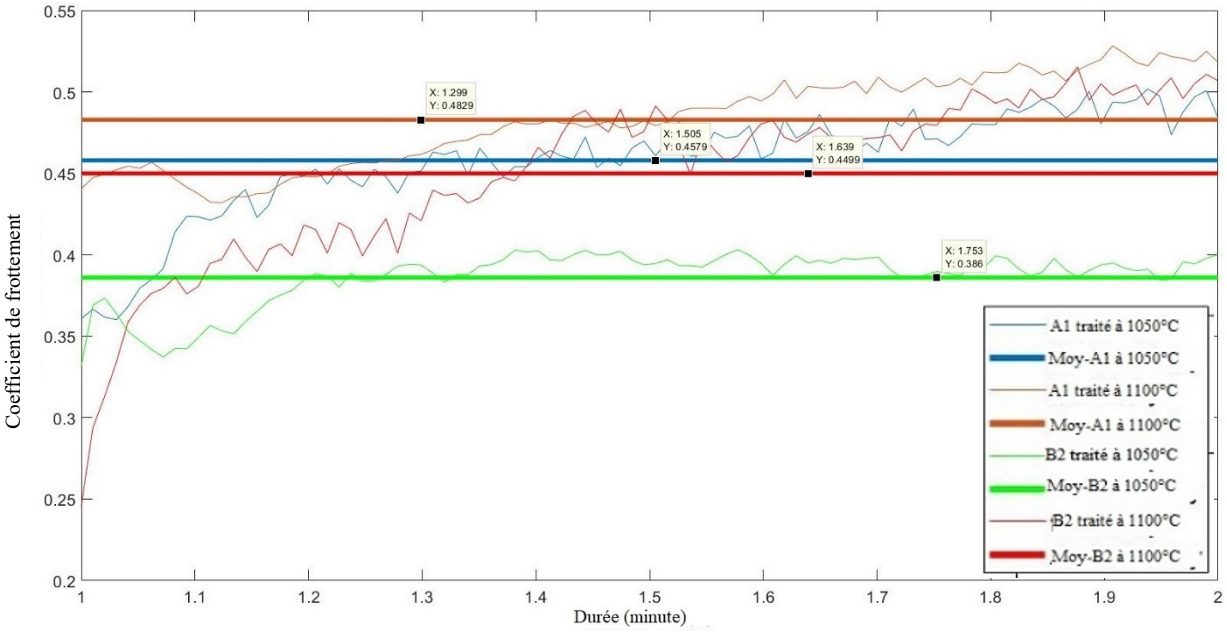

Figure III.30. Coefficient de frottement des aciers B2 et A1 à l'état traité, usure à sec

Tableau III.9. Valeurs de coefficient de frottement des aciers B2 et A1 à l'état traité après usure à sec

Aciers	Traité à 1050°C	Traité à 1100°C
B2	0.38760	0.45682
A1	0.46559	0.48537

Les coefficients de frottement obtenus après les tests tribologiques effectués à chaud et sous forte charge sont faibles comparativement à ceux obtenus après les tests tribologiques à la température ambiante et sous faibles charges (03N, 06N et 10N). La diminution du coefficient de frottement dans ce cas pourrait être justifiée par la formation des oxydes de fer et de manganèse protégeant la surface de contact de l'acier. La couche d'oxydes formée agit comme un lubrifiant et diminue le contact entre la surface du métal et du segment. Ceci empêche le frottement entre les deux surfaces et réduit le coefficient de frottement [55].

Pour les mêmes conditions de charge (60N) et de température (100°C), des tests tribologiques ont été appliqués sur les deux aciers A1 et B2 traités thermiquement mais avec lubrification. L'huile commerciale 5W-40 a été choisie comme un lubrifiant. Cette huile contient plusieurs éléments comme le calcium, le zinc, le phosphore, le soufre et le magnésium.

Dans l'optique de mettre en valeur l'effet des éléments ajoutés (Cr, Mo et Nb) et des traitements thermiques appliqués, le comportement tribologique à l'état lubrifié de l'acier A1 a été comparé

à celui de l'acier B2 dans les mêmes conditions. Les coefficients de frottement obtenus après lubrification sont donnés par la figure III.30 et le tableau III.10. Il ressort de la comparaison entre les pertes de masse et les coefficients de frottement que l'acier B2 s'use plus avec un coefficient de frottement élevé comparativement à l'acier A1. Ainsi, la surface de l'acier B2 présente plus de rayure que celle de l'acier A1, malgré l'utilisation du même lubrifiant et les mêmes conditions d'usure. Ces résultats montrent que le mécanisme d'usure des deux aciers est différent. Ceci est dû à la composition chimique de chaque acier. L'acier B2 contenant plus de carbone que l'acier A1 et pourrait être la cause de l'augmentation du coefficient de frottement. Lors de cet essai, l'action mécanique du segment contre un matériau riche en carbone en présence d'une huile contenant du soufre pourrait provoquer une réaction chimique entre les deux surfaces et la formation des différents composés diminuant la résistance à la corrosion de la surface de l'échantillon tel que la présence de sulfures. L'usure la plus dominante dans ce cas est l'usure corrosive d'après [157].

Les pertes de masses des deux aciers à l'état traité sont données par la figure III.31. Le coefficient de frottement et la perte de masse de l'acier B2 traité à 1100°C sont relativement inférieurs à ceux du même acier traité à 1050°C. Ceci est dû à l'effet de la température du traitement thermique. L'augmentation de cette dernière de 1050°C à 1100°C a permis la formation de la martensite en plus quantité conduisant à une meilleure résistance au frottement et à l'usure de l'acier B2.

Quant à l'acier A1, la perte de masse de ce dernier est plus faible comparativement à celle de l'acier B2. Ceci pourrait être justifié à l'apparition de composés réduisant le frottement suite aux réactions entre l'huile et la surface de l'acier. L'usure corrosive dans ce cas ne peut pas avoir lieu. Ceci est dû à la présence du chrome dans cet acier. D'une autre part, le molybdène améliore la résistance à la corrosion par piqûre et caverneuse et le niobium contre la corrosion intergranulaire [158].

Les coefficients de frottement de l'acier A1 après les deux traitements thermiques sont similaires. Ceci montre que l'augmentation de la température du traitement thermique n'a pas provoqué un effet remarquable sur le comportement au frottement de l'acier A1.

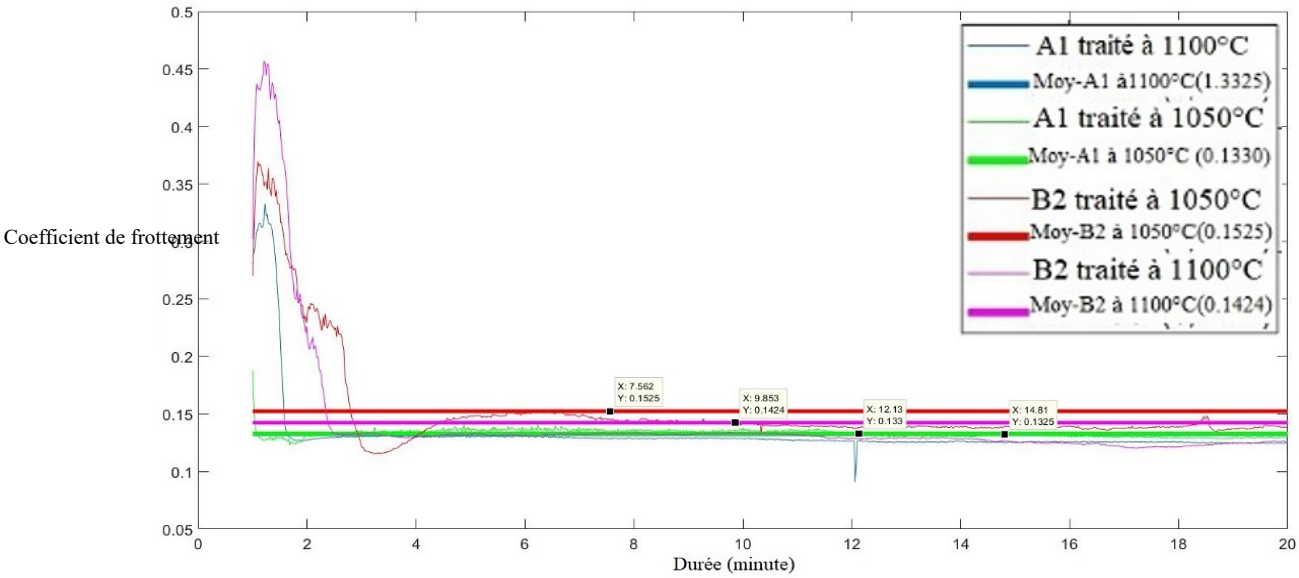

Figure III.31. Coefficients de frottement des aciers B2 et A1 après lubrification

Tableau III.10. Valeurs des coefficients de frottement des aciers B2 et A1 après lubrification

Aciers	Traité à 1050°C	Traité à 1100°C
B2	0.1525	0.1424
A1	0.1330	0.1325

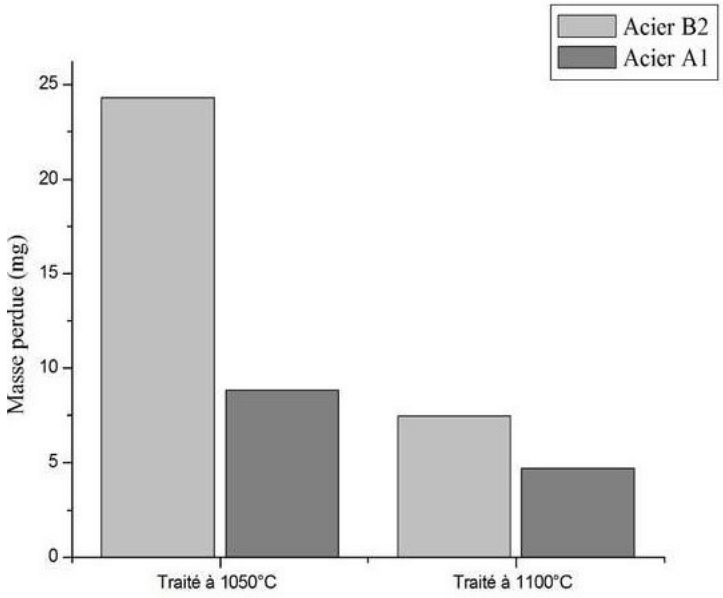

Figure III.32. Pertes de masse des deux aciers B2 et A2 après lubrification

L'analyse microscopique des pistes d'usure obtenue est nécessaire pour comprendre les modes d'usure de chaque acier. Les figures III.32-III.35 montrent les micrographies optiques et les rugosités 2D et 3D des aciers A1et B2 traités thermiquement après les tests d'usure lubrifiés. Nous constatons que les surfaces de l'acier B2 sont plus rugueuses que celles de l'acier A1. Ainsi, les pistes d'usure de l'acier B2 sont plus larges comparativement à celles de l'acier A1. Ceci confirme que l'acier A1 résiste mieux au frottement que l'acier B2. L'action mécanique au cours du frottement en présence d'un lubrifiant riche en souffre pourrait conduire à l'apparition du disulfure du molybdène (MoS_2) [158] sur la surface de l'acier A1 contenant du molybdène. Ce dernier est caractérisé par un puissant effet anti-frottement en réduisant considérablement ainsi l'usure.

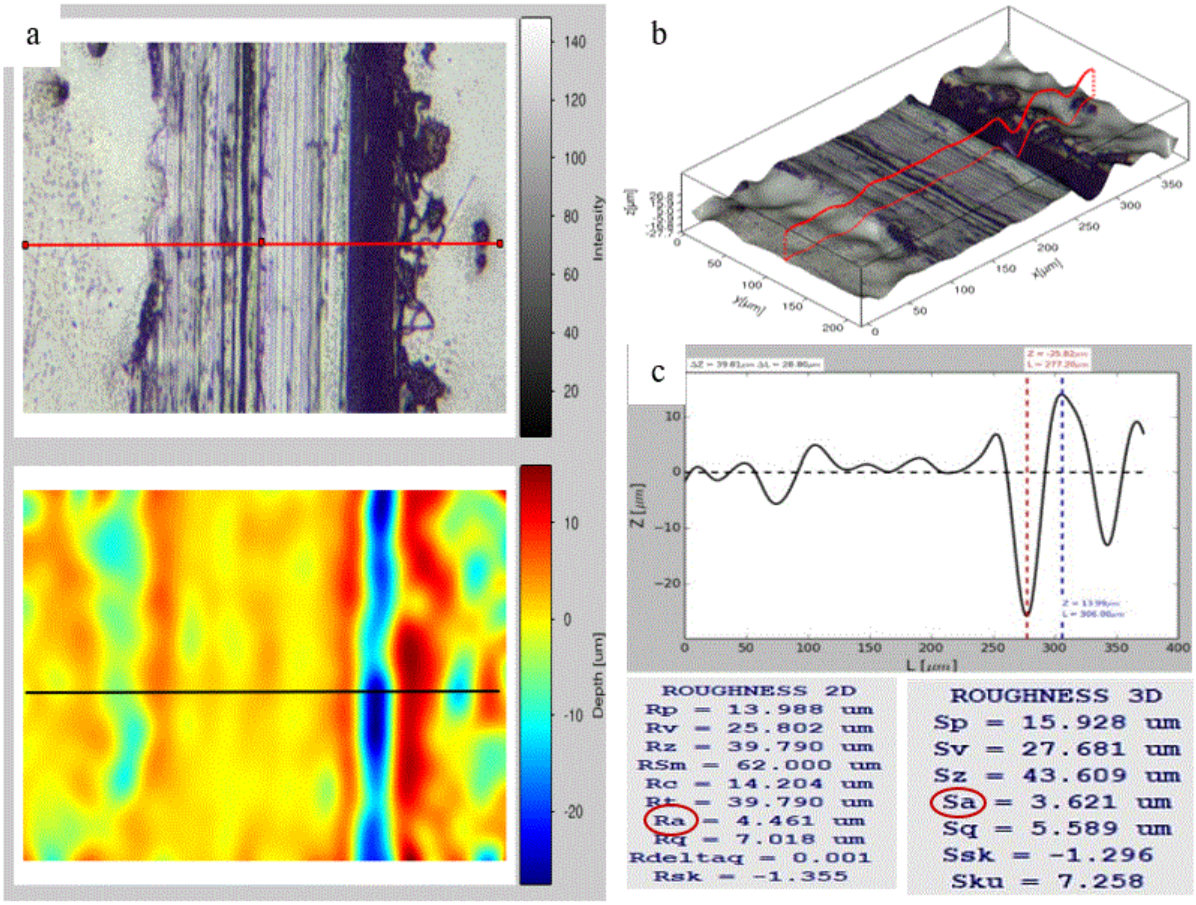

Figure III.33. Micrographies optiques 2D (a) et 3D (b) et rugosités Ra et Sa (c) de l'échantillon B2 traité à 1050°C après le test tribologique à l'état lubrifié

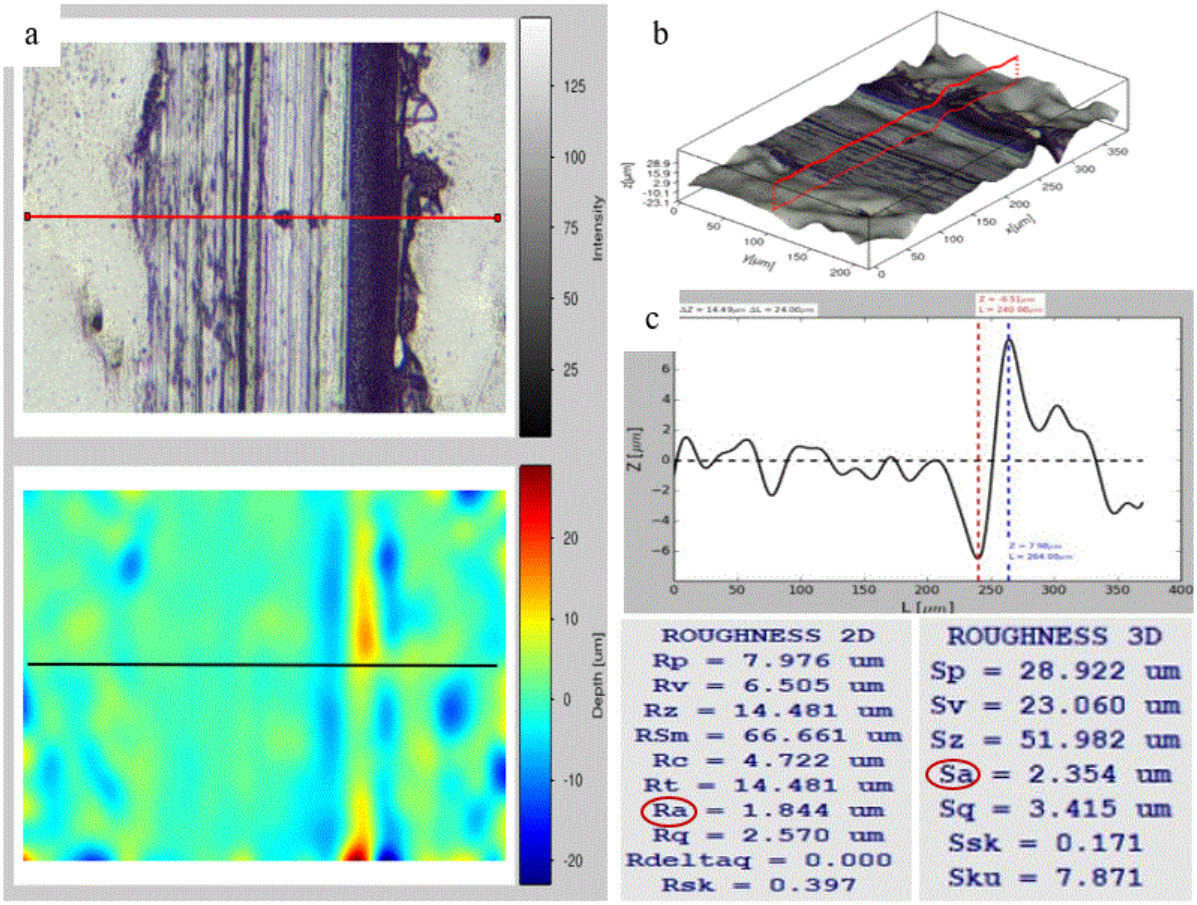

Figure III.34. Micrographies optiques 2D (a) et 3D (b) et rugosités Ra et Sa (c) de l'échantillon B2 traité à 1100°C après le test tribologique à l'état lubrifié

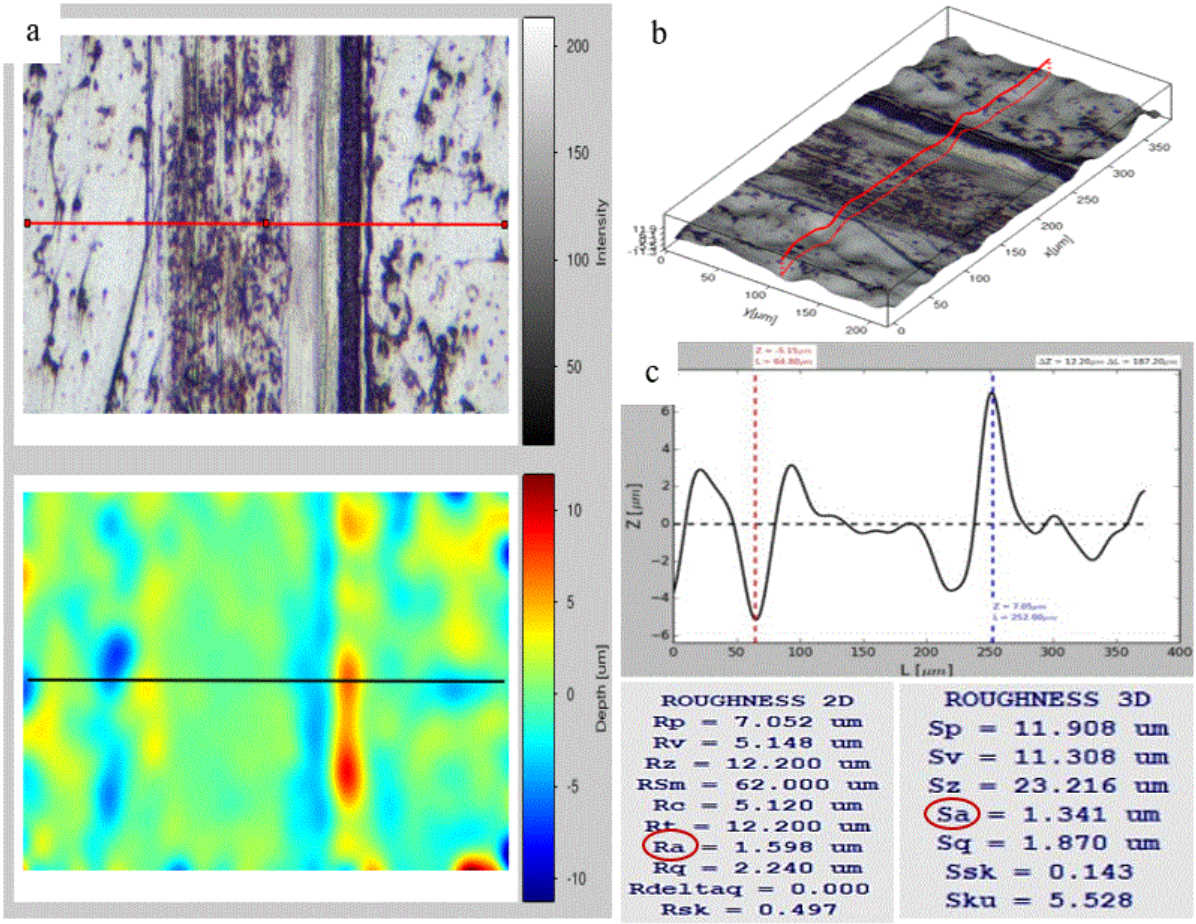

Figure III.35. Micrographies optiques 2D (a) et 3D (b) et rugosités Ra et Sa (c) de l'échantillon A1 traité à 1050°C après le test tribologique à l'état lubrifié