

COMPORTEMENT A L'USURE ABRASIVE DE L'ACIER X70 DUAL PHASE

Zidelmel Sami

Allaoui Omar

Laidi Omar

Laboratoire Génie des Procédés, Université de Laghouat, B.P. 37G, 03000 Algerie

s.zidelmel@lagh-univ.dz

o.allaoui@lagh-univ.dz

o.laidi@lagh-univ.dz

Resumé

Les aciers dual phase (DP) sont caractérisés par une microstructure constituée de phase de martensite dure dispersée dans une matrice de ferrite ductile. Les aciers (DP) sont un excellent candidat pour les applications où une faible limite d'élasticité, une résistance à la traction élevée, et un bon allongement uniforme sont nécessaires. La fraction volumique et la morphologie de la martensite peuvent être contrôlées par des températures de recuit intercritique et la microstructure initiale de l'acier avant traitement thermique de recuit intercritique. De nombreuses études expérimentales ont montré que le comportement à l'usure de l'acier (DP) dépend de divers facteurs microstructuraux tels que la fraction volumique, la morphologie, la répartition de la phase martensitique. Compte tenu de cela, ce travail présente une étude sur le comportement à l'usure par abrasion de l'acier (DP) X70 avec deux microstructures différentes. Des traitements thermiques de trempe intermédiaire (QI) et de trempe par paliers (SQ) ont été appliqués à deux températures de recuit intercritique 760 ° C et 780 ° C afin d'obtenir différentes fractions et morphologies de martensite. L'étude a aidé à concevoir des programmes de traitement thermique appropriés pour générer des combinaisons souhaitées de microstructure, conduisant ainsi à de meilleures propriétés d'usure par abrasion. Des essais d'usure par abrasion ont été effectués sur une machine Pin on disque sur différentes charges normales de 1, 2 et 3 kg et avec une vitesse de glissement fixe de 3 m / min à une distance de glissement constante de 200 m. Les résultats expérimentaux montrent que le traitement (IQ), avec des microstructures finement dispersées, a une résistance à l'usure plus élevée que le traitement (SQ) avec des microstructures à bandes. Une comparaison minutieuse des surfaces de traces d'usure des échantillons représentatifs obtenus après (IQ) et (SQ) a été étudiée sous microscope électronique à balayage.

Mots clés: recuit intercritique, acier dual phase, résistance à l'usure par abrasion

1. Introduction

Les aciers dual phase (DP) sont caractérisés par une microstructure composite constituée d'une phase martensitique dure dispersée dans une matrice ferritique ductile. Les aciers (DP) sont d'excellents candidats pour les applications où une faible limite d'élasticité, une résistance à la traction élevée, et un bon allongement uniforme sont requis [1-4]. Il est bien connu que les propriétés mécaniques des aciers à haute résistance sont largement déterminées par leurs microstructures. Dans les aciers (DP) ferrite-martensite, la morphologie de la martensite a eu un impact significatif sur les propriétés mécaniques des aciers (DP) [5-6]. Les aciers (DP), avec une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la matrice de ferrite, offrent la meilleure combinaison de résistance et de ductilité par rapport à ceux qui ont une microstructure ferrite-martensite en blocs [7-10]. De nombreuses études expérimentales ont montré que le comportement à l'usure de l'acier (DP) dépend de divers facteurs microstructuraux tels que la fraction volumique, la morphologie (forme, taille), la distribution de la phase martensitique. Modi [9] a montré que la résistance à l'usure de l'acier (DP) est fortement influencée par la microstructure et les conditions d'essai. Il a été indiqué que la résistance à l'usure des aciers (DP) augmente avec l'augmentation de la fraction volumique de la martensite [8,12]. La fraction volumique de la martensite et sa morphologie peuvent être contrôlées par des températures de recuit intercritique et la microstructure initiale de l'acier avant le traitement thermique de recuit intercritique. Tyagi et al. [7] ont trouvé que la microstructure de l'acier (DP) offre une résistance à l'usure supérieure à celle observée dans l'acier normalisé. En outre, Saghanfian [13] a informé que les aciers (DP) avec une martensite plus fine et dispersée de manière homogène dans la matrice ferritique présentent de meilleures propriétés d'usure. Compte tenu de cela, la présente étude vise à étudier l'influence de la variation de la morphologie et de la fraction volumique de la martensite sur les propriétés d'usure abrasive d'un acier API X70 (DP) à diverses charges et vitesses de glissement. L'étude a aidé à concevoir des programmes de traitement thermique appropriés pour générer les combinaisons souhaitées de microstructure, conduisant ainsi à de meilleures propriétés d'usure abrasive.

2. Mode expérimental

La composition chimique de l'acier API X70 HSLA utilisé dans cette étude est indiquée dans le tableau 1. Les niveaux d'impuretés de P et S sont très faibles, notamment en ce qui concerne la teneur en soufre. Pour obtenir des aciers dual phases (DP) de différentes morphologies, deux types de traitements thermiques ont été utilisés, comme le montre la figure 1.

Tableau 1: Composition chimique de l'acier X70 (wt %)

Elements	C	Mn	Si	S	P	Nb	V	Ti	Al
X 70	0.07	1.52	0.34	0.001	0.012	0.045	0.048	0.003	0.035

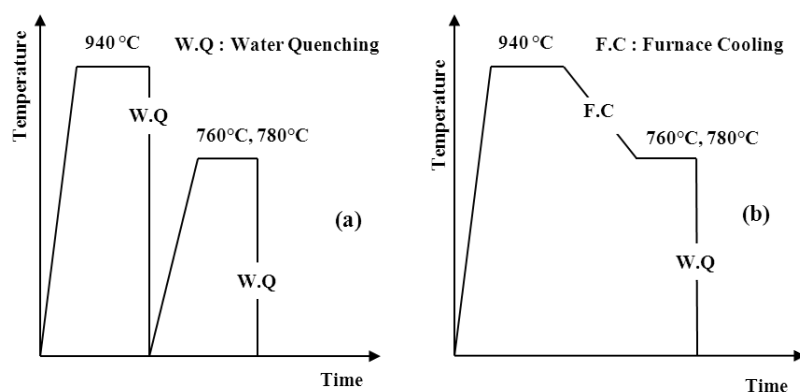


Figure 1. Représentations Schématic des types de traitements thermiques
(a) IQ (b) SQ

Les échantillons ont été découpés à partir de différents traitements et montés pour un examen métallographique. Des techniques standard de polissage ont été employées, et les échantillons ont été attaqués avec une solution de 3% de Nital. La microscopie optique a été utilisée pour faire un examen comparatif de la microstructure globale de l'acier API X70 (DP). Les fractions volumiques de la martensite ont été calculées en utilisant une technique manuelle de comptage de points (selon ASTM E562). Les essais d'usure abrasive de l'acier dual phase X52 ont été réalisés sur des échantillons rectangulaires polies (taille: 15x15x10mm) à l'aide d'une machine pin on disk (modèle TQuipment Type TE91). Les échantillons ont été testés à différentes charges normales de 1, 2 et 3 kg et à une vitesse de glissement fixe de 3 m / min et à une distance de glissement fixe de 200 m. Des mesures de perte de poids ont été effectuées en utilisant une microbalance Ohaus dont la sensibilité est de 0,01 mg. Les surfaces usées des échantillons ont été examinées au microscope électronique à balayage model TESCAN VEGA 3.

3. Résultats et discussions

3.1 Microstructures et propriétés mécaniques

Des microstructures dual phase (DP) ont été développées par traitement de recuit intercritique de deux microstructures antérieures différentes, à savoir (I) martensite (IQT) et (II) austénite (SQT). Il est évident que tous les traitements ont abouti à des microstructures dual phase (DP) ferrite-martensite; cependant, la forme, la taille et la répartition de la phase martensitique varient considérablement selon les schémas de traitement thermique. La figure 2 montre les micrographies optiques de l'acier API X70 (DP) soumis à différents traitement thermique (IQ) et (SQ) traités à une température de recuit intercritique (IAT) de 760 ° C. Les microstructures (IQ) ont montré une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la matrice de ferrite (Fig.2a), alors que les microstructures (SQ) ont révélé une phase de ferrite-martensite en bloc et en bande (Fig.2b). La différence de l'état microstructural initial des échantillons avant l'atteindre le domaine ($\alpha + \gamma$) peut être tenu pour responsable des différences observées dans la morphologie et la distribution de la martensite [14].

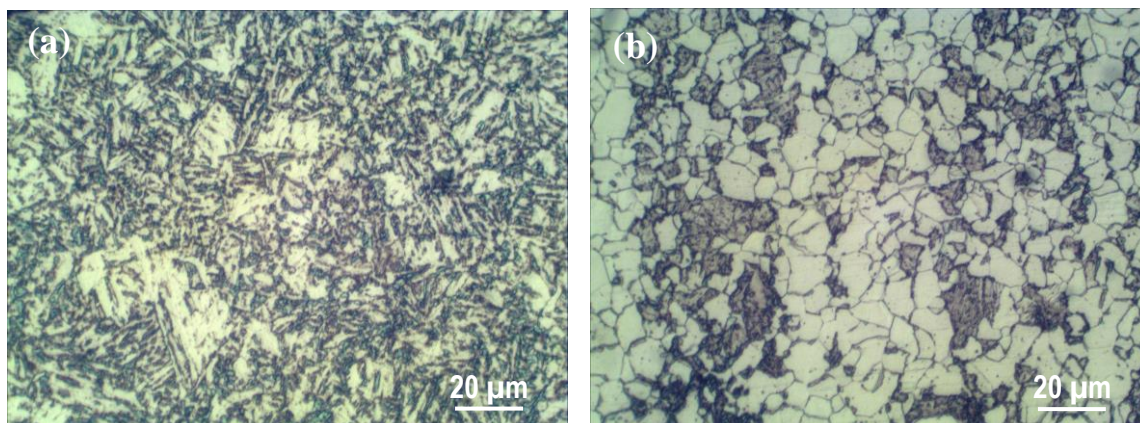


Figure 2. Micrographies optiques des traitements à IAT=760 °C (a) IQT, (b) SQT
Montrant la ferrite (blanc) et martensite (noir).

Durant le chauffage aux températures intercritiques ($\alpha + \gamma$), la germination de l'austénite, à partir de la microstructure initiale totalement martensitique, commence au niveau des joints des grains d'austénite, et également au niveau des joints de lattes de martensite en formant des régions à forme aciculaire et transforme ensuite de fines particules de martensite lors de la trempe. La bonne dispersion des sites de germination favorise l'apparition d'une martensite de morphologie fine et fibreuse uniformément dispersées dans la microstructure finale [14,15]. Dans le cas du traitement SQ, la phase initiale avant recuit dans le domaine biphasé est la phase austénite. Après refroidissement au four jusqu'aux températures dans le domaine ($\alpha + \gamma$), la ferrite germine au niveau des joints de grains de l'austénite et se développe à l'intérieur des grains d'austénite, qui résulte à avoir deux régions distinctes de ferrite et d'austénite [14,15]. Lors d'un refroidissement lent, la ferrite germine préférentiellement aux joints de grains austénitiques situés dans les zones pauvres en manganèse. Lors de la trempe, les régions d'austénite non transformées se transforment en martensite en gardant la même disposition, en conduisant à une microstructure en

bandes. Les fractions volumiques de la martensite (MVf) dépendent de la température de recuit intercritique (IAT). Les (MVf) obtenus sous les traitements (IQ) et (SQ) ont été quantifiés à 34% et 45%, pour les températures (IAT) de 760 °C et 780 °C, respectivement. Les mêmes (IAT) engendrent les mêmes (MVf) pour différents traitements thermiques ont été rapportés par certaines études [14,15]

La limite élastique, la résistance à la traction et l'allongement des traitements (IQ) et (SQ) sont indiqués dans le tableau 2. Les propriétés de traction varient significativement avec les types des traitements thermiques qui sont attribués à la différence de morphologie et de fraction volumique. Nous pouvons voir que la limite élastique (YS) et la résistance ultime à la traction (UTS) augmentent avec l'augmentation de la (MVf) pour les deux traitements thermiques, lorsque l'allongement diminue. Parmi les différents schémas de traitement thermique, le traitement (IQ) donne clairement la combinaison la plus attrayante de résistance –ductilité par rapport au traitement (SQ).

Tableau 2. Propriétés de traction de l'acier X70 pour les traitements thermiques (IQ) et (SQ).

Traitements	ICT (°C)	MVF (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	A (%)
IQ	760	35	500	760	29
	780	45	530	840	26
SQ	760	35	476	730	13
	780	45	520	780	10

3.2 Propriétés d'usure abrasive

L'influence du type de traitement thermique (IQ) et (SQ) sur la résistance à l'usure abrasive des échantillons d'acier DP X70 en fonction de la charge appliquée pour une vitesse de glissement de 3 m / min et une même MVf = 45%, est illustré sur la figure 3. A une valeur de charge égale à 1 kg, la perte de masse obtenue est de 5 mg pour l'échantillon (IQ), mais une perte de masse a augmenté jusqu'à 20 mg pour l'échantillon (SQ). À des charges appliquées identiques, la perte de masse de l'échantillon (IQ) avec une microstructure fine est inférieure à celle de l'échantillon (SQ) avec de microstructure grossière dans des conditions d'essai similaires. Par conséquent, à une fraction de martensite fixe, les différents comportements de l'acier (DP) sur la résistance à l'usure abrasive sont uniquement attribués aux différentes morphologies ferrite-martensite (et aux charges appliquées). Il existe des différences notables dans la perte de masse entre les échantillons (IQ) et (SQ). L'échantillon (SQ) avec de une martensite grossière offre une perte de masse significative à une fraction de martensite fixe, qui est beaucoup plus grande que celle de l'échantillon (IQ). La présence de phases plus fines (ferrite-martensite) dans l'échantillon (IQ) peut être responsable d'une amélioration de la résistance à l'usure abrasive.

L'effet de la fraction volumique de la martensite (MVf) sur la résistance à l'usure abrasive des échantillons (IQ) et (SQ) en fonction de la charge appliquée pour une vitesse de glissement spécifique de 3 m / min est illustré dans la figure 4. Pour les échantillons (SQ), à une charge appliquée égale à 2 kg, la perte de masse obtenue est de 80 mg pour (MVf) = 45 %, mais à (MVf) = 34 % la perte de masse a augmenté jusqu'à 100 mg (Fig.4a). Pour les échantillons (IQ), à une charge appliquée égale à 2 kg, la perte de masse obtenue est de 40 mg à (MVf) = 45 %, mais à (MVf) = 34 % la perte de masse a augmenté jusqu'à 60 mg (Fig.4b). La plus faible valeur de perte de masse a été obtenue avec l'augmentation de la charge pour l'échantillon (IQ) avec (MVf) = 45 %. Pour les deux traitements thermiques (IQ) et (SQ), la perte de masse augmente avec la charge appliquée et la diminution de la fraction volumique de martensite (MVf). La résistance à l'usure abrasive des aciers (DP) est assurée par la phase martensitique dure tandis que la ferrite ductile améliore la capacité à l'écrouissage et confère une ductilité [16,17]. L'acier contenant une grande (MVf) aura plus de dureté et aura donc une résistance à l'usure abrasive plus élevée pour une charge appliquée donnée. Les informations disponibles suggèrent que la résistance à l'usure abrasive de l'acier (DP) X70 dépend de facteurs tels que la microstructure (morphologie, leur taille et leur contenu) et leur dureté.

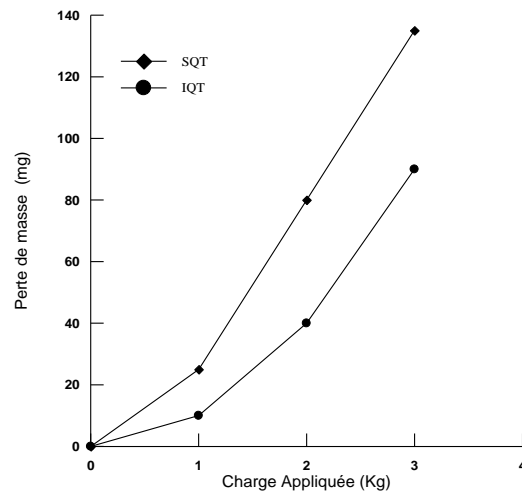


Figure 3. Influence du type de traitement thermique (IQ) et (SQ) sur la résistance à l'usure abrasive en fonction de la charge appliquée pour la même MVF = 45 %.

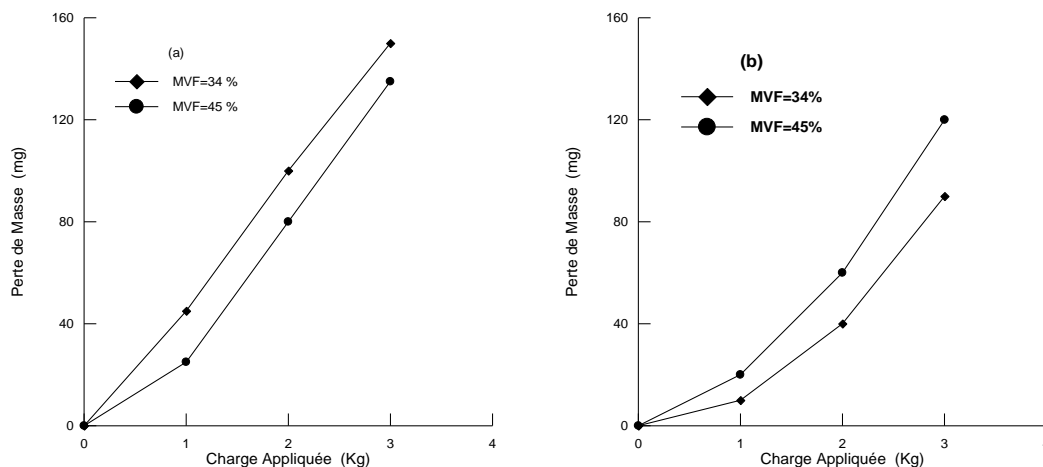


Figure 4. Effet de la (MVF) sur la résistance à l'usure abrasive en fonction de la charge appliquée

(a) SQT

(b) IQT

3.3 Morphologie des surfaces usées

La figure 5 montre des surfaces d'usure abrasives produites sur les échantillons (IQ) et (SQ) traitées pour la même (IAT) = 760 ° C, testées à une charge de 1 kg et à une vitesse fixe de 3 m / min. La figure 5a montre une surface d'usure de l'échantillon (IQ) traité à (IAT) = 760 ° C, testé dans des conditions similaires. Il indique une surface lisse avec des cicatrices abrasives peu profondes, en raison de la dureté élevée de l'échantillon. La figure 5b montre une surface d'usure de l'échantillon (SQ) traité à (IAT) = 760 ° C, testé dans des conditions similaires. Comme le montre la figure 5, les échantillons (IQ) avec martensite fibreuse fine donnent les plus faibles rayures (c.-à-d. La meilleure résistance à l'usure), ce qui correspond à la plus grande dureté, tandis que les échantillons avec leur martensite grossière présentent les plus grandes rayures. On voit que la surface usée des échantillons (IQ) est plus lisse que celle des échantillons (SQ), suggérant que le traitement thermique (IQ) a la meilleure résistance à l'usure abrasive dans ce cas.

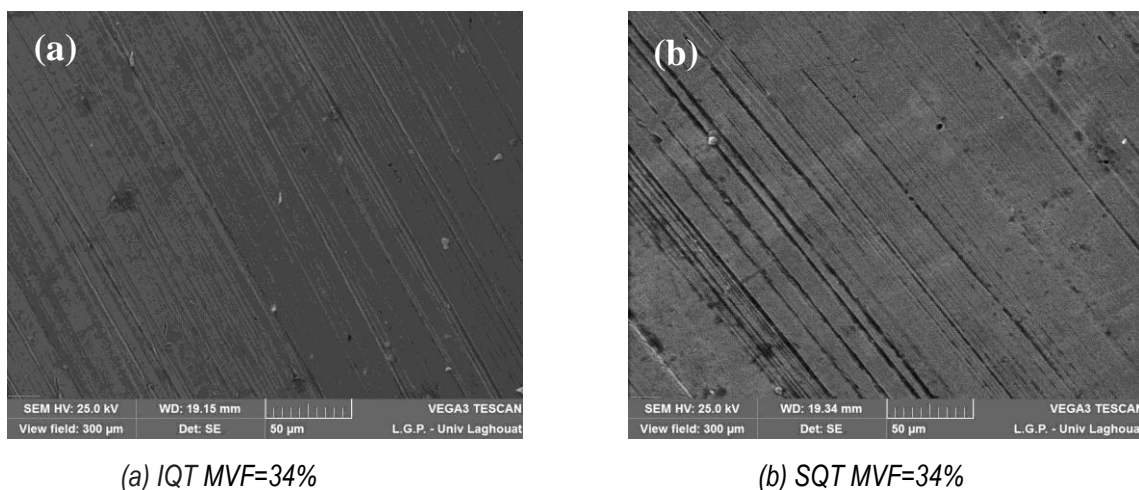


Figure 5. Etat de surface de l'acier DP en fonction du type de traitement thermique sous une charge de 1 Kg

La figure 6 montre des surfaces d'usure abrasives d'échantillons (IQ) et (SQ) traités à la même température (MVF) = 34 %, testés à une charge de 3 kg à une vitesse fixe de 3 m / min. Avec l'augmentation de la charge appliquée jusqu'à 3 kg, quelques rayures plus profondes sont révélées à la surface. La caractéristique d'abrasion des surfaces usées est une série de rayures parallèles, correspondant au labour des particules abrasives de SiC. On observe que dans les échantillons (SQ), les stries d'usure sont plus profondes par rapport à celles des échantillons (IQ). L'ordre de résistance à l'usure est en bon accord avec leurs mécanismes de défaillance correspondants. Comme on le voit sur les figures 5 et 6, les échantillons (SQ) présentent la plus grande largeur de rayure et le mécanisme de l'usure est celui du labour en combinaison avec la formation de débris. L'usure abrasive a pour résultat que le matériau plus ductile est retiré de la piste tracée par l'aspérité pendant le mouvement de la surface plus dure. Ce type de mécanisme d'usure entraîne une perte de masse plus importante. Les échantillons (IQ) montrent la plus petite largeur de rayure et la rayure est relativement lisse, montrant seulement le labour. On peut voir que la profondeur de rayure en fonction de la charge appliquée pendant les essais d'usure suit la même tendance pour les échantillons (IQ) et (SQ), à savoir la profondeur de rayure augmente avec une charge appliquée croissante de 1 à 3 kg.

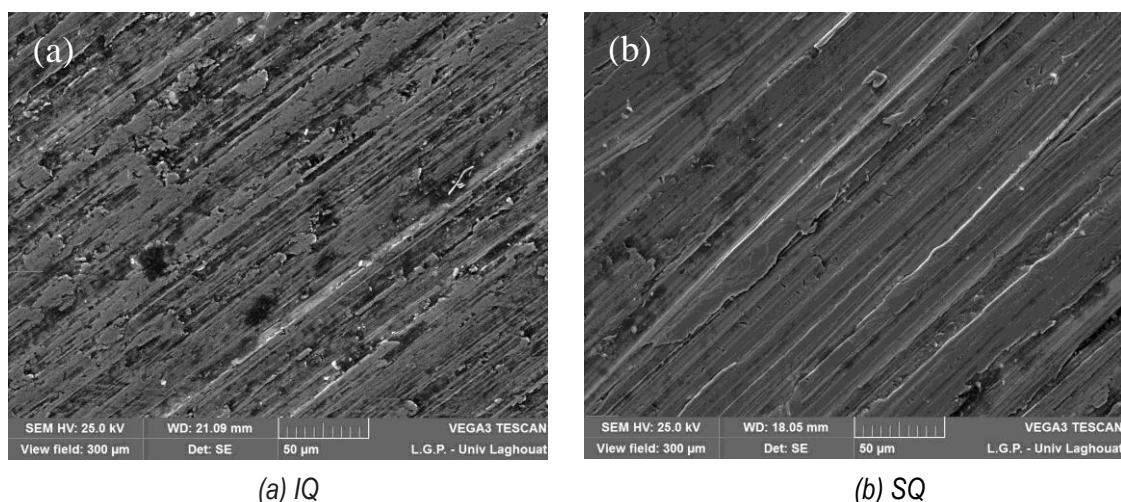


Figure 6. Etat de surface de l'acier DP en fonction du type de traitement thermique sous une charge de 3 Kg, pour la même IAT=760 °C.

4. Conclusions

Sur la base des travaux expérimentaux qui ont été réalisés et présentés dans cet article, les conclusions suivantes peuvent être tirées:

1. La microstructure initiale a une grande influence sur l'évolution des morphologies de la ferrite et de la martensite au cours du traitement de recuit intercritique.
2. Les traitements (IQ) et (SQ) ont abouti à une martensite fine et fibreuse uniformément répartie dans la ferrite, et une martensite en bandes, respectivement.
3. Le traitement (IQ) a fourni la meilleure combinaison de résistance et de ductilité.
4. La résistance à l'usure abrasive augmente avec la température de recuit intercritique en raison de l'augmentation de la fraction volumique de la martensite.
5. La résistance à l'usure abrasive de l'échantillon (IQ) avec une martensite fine est plus élevée que celle de l'échantillon (SQ) avec une martensite grossière.

5. Bibliographies

- [1] Rocha R.O., Melo T. M.F., Pereloma E.V., Santos D.B. *Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2005, Vol. 391, pp.296-304.
- [2] Park K., Nishiyama M., Nakada N., Tsuchiyama T., *Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol. 604, pp.135-141.
- [3] Fereiduni E., Banadkouki S.S.G., *Improvement of mechanical properties in a dual-phase ferrite–martensite AISI4140 steel under tough-strong ferrite formation*, Materials & Design, 2014, Vol. 56, pp.232-240.
- [4] Jiecen Zhang, Hongshuang Di, Yonggang Deng, Misra R.D.K., *Effect of martensite morphology and volume fraction on strain Hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel*, Materials Science & Engineering A, 2015, Vol. 627, pp.230–240
- [5] Saeidi N., Ashrafizadeh F., Niroumand B., *Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behaviour*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol.599, pp.145-149.
- [6] Seyedrezai H., Pilkey A.K., Boyd J.D., *Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol.594, pp.178-188.
- [7] Tyagi R., Nath S.K., Ray S., *Development of wear resistant medium carbon dual phase steels and their mechanical properties*, Materials Science and Technology, 2004, Vol. 20, pp. 645-652.
- [8] Tyagi R., Nath S.K., Ray S., *Dry sliding friction and wear in plain carbon dual phase steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, Vol.32. pp. 359-367.
- [9] Modi A.P., *Effects of microstructure and experimental parameters on high stress abrasive wear behaviour of a 0.19 wt% C dual phase steel*, Tribology International, 2007, Vol. 40, pp. 490-497.
- [10] Basak A., Reddy D.C., Kanth D.V.K., *Computer modelling of wear resistance for plain carbon steels*, Materials Science and Technology, 1998, Vol.14, pp. 776-782.
- [11] Colaço R., Gordo E., Ruiz-Navas E.M., Otasevic M., Vilar M., *A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron*, Wear, 2006, Vol. 260, pp. 949-956.
- [12] Sarvar M., Priestner R., *Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel*, Journal of Materials Science, 1996, Vol.31, pp. 2091-2095.
- [13] Saghanfian H., Kheirandish S., *Correlating microstructural features with wear resistance of dual phase steel*, Materials Letters, 2007, Vol.61, pp. 3059-3063
- [14] Ahmed E., Manzoor T., Ziai M.M.A, Hussain N., *Effect of Martensite Morphology on Tensile Deformation of Dual-Phase Steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, Vol.21, pp.382-387.
- [15] Shi L., Yan Z., Liu Y., Zhang C., Qiao Z., *Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual-phase steel through intercritical heat treatment*, Materials Science and Engineering A, 2014, Vol. 590, pp.7-15.
- [16] Aksoy M., Karamis M. B., Evin E., *An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low-carbon steel*, Wear, 1996, Vol.193, pp.248-252.
- [17] Perez M. J., Cisneros M. M., Lopez H.F., *Wear resistance of Cu–Ni–Mo austempered ductile iron*, Wear, 2006, Vol.260, pp.879-885.