

Influence de la fatigue thermique et des chocs thermiques sur la tenue au frottement et à l'usure d'un revêtement en acier inoxydable austénitique 304L

Azzedine Boudebane¹, Said Boudebane¹, Philippe Revel² et Mohamed Labaiz¹

¹) *Laboratoire de Métallurgie et de Génie des Matériaux, Université Badji Mokhtar, BP 12, 23000, Annaba, Algérie.*

²) *Laboratoire Roberval, UMR 6066 CNRS, Université Technologique de Compiègne, 6025 Compiègne Cedex France.*

Accepté le 12/06/2008

الغاية المنشودة من هذا العمل هي انجاز في مخبرنا جهاز تجريبي للكلال الحراري و الصدمات الحرارية. ثم استعمل لدراسة مدى تأثير الكلال الحراري (180-550 C°) و الصدمات الحرارية (20-600 C°) على مقاومة الاحتكاك و البلى لغطاء من الصلب المقاوم للصدأ استنيتي AISI 304L. هذا الغطاء وضع بعملية تلحيم خاصة على عينة اختبار على شكل اسطوانة من الصلب الفريتي. هذه الدراسة خاصة بثلاثة حالات للغطاء : محسس ، محسس معالج ميكانيكيا و بتقسية . كنتائج أولية نلاحظ انخفاض الصلادة الدقيقة في منطقة الترابط. لخصنا أيضا أن تطور البنية المهجرية، و الذي شهد على كل العينات، تأثر كثيرا على سرعة إزالة المادة، خاصة السطح. كما اهتمنا أيضا، بدراسة الاحتكاك. لاحظنا أن تطوره غير منتظم و هو غير مرتبط بإزالة المادة. تعبير آثار البلى بالمجهر الالكتروني اثبت تأثير حالة سطح الغطاء على سرعة إزالة المادة، خاصة بعد الصدمات الحرارية. التصليد الميكانيكي لسطح الغطاء يسبب تشكيل تشقق عبر الحبيبات و يخفض تأثير الصدمات الحرارية على إزالة المادة. في هذه الحالة بلى المادة ينتقل من بلى معتدل على إجهاد في بداية التجربة إلى بلى برى في النهاية.

حياة: الكلال الحراري الصدمات الحرارية صلب مقاوم للصدأ استنيتي احتكاك البلى تلحيم.

Résumé

L'objectif principal de ce travail est de concevoir au sein de notre laboratoire un banc d'essai de fatigue et de chocs thermiques. Il a été mis à profit, dans un premier temps, dans l'étude de l'influence de la fatigue thermique (180 – 550°C) et des chocs thermiques (20 – 600°C) sur la tenue au frottement et à l'usure d'un revêtement en acier inoxydable austénitique AISI 304L. Ce revêtement a été déposé par le procédé de soudage T.I.G sur des éprouvettes en acier ferritique 42CD4. L'étude concerne 3 états différents du dépôt : sensibilisé, sensibilisé écroui en surface et hyperefforté. Les profils de microdureté des dépôts cyclés montrent un adoucissement au niveau de la zone de liaison entre le substrat et le dépôt, par rapport au dépôt de référence "brut de soudage". On a constaté, que l'évolution microstructurale observé sur tous les dépôts analysés au microscope optique, influe considérablement sur la cinétique d'usure et les pertes de masse, surtout en surface. Nous nous sommes intéressés également à l'étude du frottement. On a constaté que son évolution est irrégulière dans le sens de l'épaisseur et qu'il est indépendant des pertes de masse. L'analyse des traces d'usure au MEB a démontré l'influence de l'état de surface sur les pertes de masse, surtout après chocs thermiques; l'usure abrasive est aggravée par un désagrégement de la surface due à la corrosion. L'écrouissage de la surface favorise la formation de fissures transgranulaires et diminue l'effet des chocs thermiques sur les pertes de masse. Dans ce cas, l'usure passe d'une usure douce dite surcontrainte au début vers une usure abrasive plus sévère en fin d'essai.

Mots clés : fatigue thermique; choc thermique; acier inoxydable austénitique; frottement; usure; soudage.

Abstract

The main objective of this work is to design an experimental set up for thermal fatigue and shocks analyses. Initially, The influence of thermal fatigue (180-550°C) and of thermal shocks (20-600°C) on both friction and wear of a coating is studied in an AISI 304L austenitic stainless steel. This coating has been deposited by T.I.G welding process on specimens made out of 42CD4 ferritic steel. The study concerns three different cases of deposits: sensitized, sensitized and strain hardened in surface and hyperquenched (not sensitized). The

profiles of cycled microhardness deposits show a softening at the contact zone between the substrat and the deposit, with respect to the reference deposit (welding raw deposit). It is noted, that the microstructural evolution observed in all deposits, as analyzed by optical microscopy, affects considerably the wear kinetics and the rate of weight loss, especially at the surface. It is also observed that friction evolution is irregular in thickness direction and it is independent of the observed weight loss. Wear traces analysis by SEM demonstrated the influence of surface quality on weight loss, especially after thermal shocks and abrasive wear is aggravated by surface disintegration as a result of corrosion. The strain hardening of the surface favors the formation of transgranular cracks and lowers thermal shock effects on weight loss. In this case, wear evolves at the beginning, from soft wear called "overstress" towards a severe abrasive wear by the end of the test.

Key words: thermal fatigue; thermal shocks; austenitic stainless steel; friction; wear; welding.

1. INTRODUCTION

La détérioration des outils tels que, cylindres de laminage, rouleaux d'entraînement de brome de coulée continue ou toute autre pièce soumise à des sollicitations thermiques, est principalement due, dans une grande proportion, à la fatigue thermique [1, 2]. L'endommagement des couches superficielles se fait alors progressivement avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques. L'amplitude du cyclage thermique et la température maximale sont des facteurs prédominants qui accélèrent le processus de dégradation de la surface par déformation plastique puis fissuration. Les chocs thermiques peuvent se substituer à la fatigue thermique, si certaines conditions thermomécaniques sont remplies, le nombre de cycles d'utilisation serait alors plus limité [3]. L'usure et la corrosion sont également des facteurs importants qui détériorent les couches superficielles [4]. Leur interaction avec la fatigue thermique rend l'étude plus complexe, mais intéressante, d'où l'idée d'étudier, dans un premier lieu, l'influence de la fatigue thermique et des chocs thermiques sur la tenue à l'usure d'un matériau principalement connu par sa bonne tenue à la corrosion [5]. Notre banc d'essai a été réalisé dans ce but.

2. PROCEDURES EXPERIMENTALES

2.1 Banc d'essai de fatigue thermique

Notre choix s'est porté sur l'acier de type AISI 304L (tab. 1), il est largement utilisé dans l'industrie, notamment dans les circuits de refroidissement des centrales nucléaires [6, 7].

Tableau 1. Composition chimique de l'acier 304L en % masse.

C	Cr	Ni	Mn	Si	S	P
0,02%	19%	9%	2% max	1% max	<0.03	<0.045

Il a été déposé sur des éprouvettes de forme cylindrique en acier ferritique 42CD4, par le procédé T.I.G. L'épaisseur du dépôt est de 2 mm. Les dimensions ont été calculées en fonction de la puissance du générateur à hautes fréquences. Le perçage central permet la circulation de l'eau de refroidissement (fig. 1). Le dépôt subit soit, un traitement thermique par une hypertrempe à 1100°C suivi par un revenu à 550°C, soit uniquement un traitement mécanique. Ce dernier consiste en un brunissage avec les conditions suivantes : vitesse = 560 tr/mn ; avance=0.065mm/tr ; diamètre de la bille en diamant 2 mm ; la pression exercée par la bille est égale à 20 à kgf, soit 196 N. Comme on a prévu des dépôts sensibilisés sans traitement et une éprouvette de référence avec dépôt sensibilisé ne subissant pas de cyclage thermique.

Dans la conception de notre dispositif (fig.2), on s'est inspiré de certains travaux sur la fatigue thermique des aciers à outils pour travail à chaud [1,8,9]. On a essayé,

au mieux, de respecter certaines conditions thermomécaniques supportées par l'outil :

- le chauffage et le refroidissement périodique de la surface ;
- le chauffage rapide qui assure un gradient de température important entre la surface et le cœur de l'éprouvette ;
- la phase de refroidissement plus lente que la phase de chauffage ;
- la forme cylindrique et le refroidissement interne.

Nous avons conçu un dispositif à éprouvette fixe. Le chauffage en surface

est assuré par un générateur haute fréquence d'une puissance de 9 KW (8), il permet d'avoir des montées en température très rapides, pour créer un gradient de température suffisant entre les couches superficielles du dépôt et le cœur de l'éprouvette.

Nous avons réalisé le cyclage thermique entre 180 - 550°C, avec une durée de 75 s pour chaque cycle, soit 18 s de chauffage et 57 s de refroidissement. Le débit d'eau et la puissance du générateur sont réglables, ce qui nous a permis d'ajuster le temps d'un cycle.

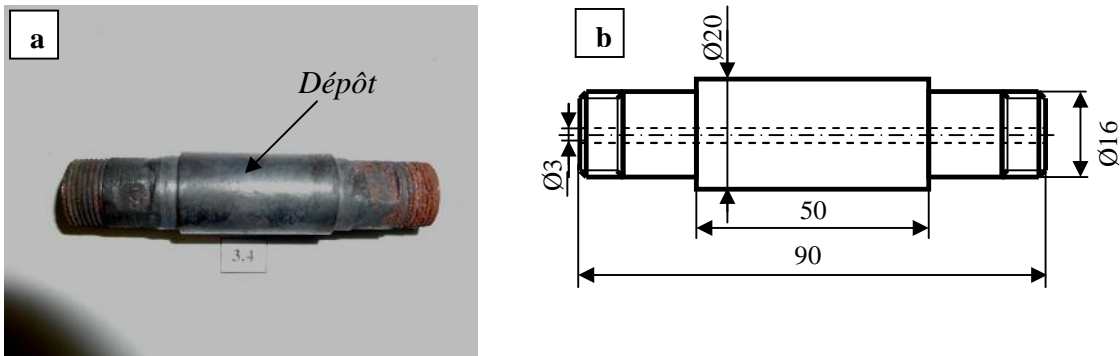


Figure 1. a) Eprouvette cyclée, b) Dimensions normatives de l'éprouvette cyclée.

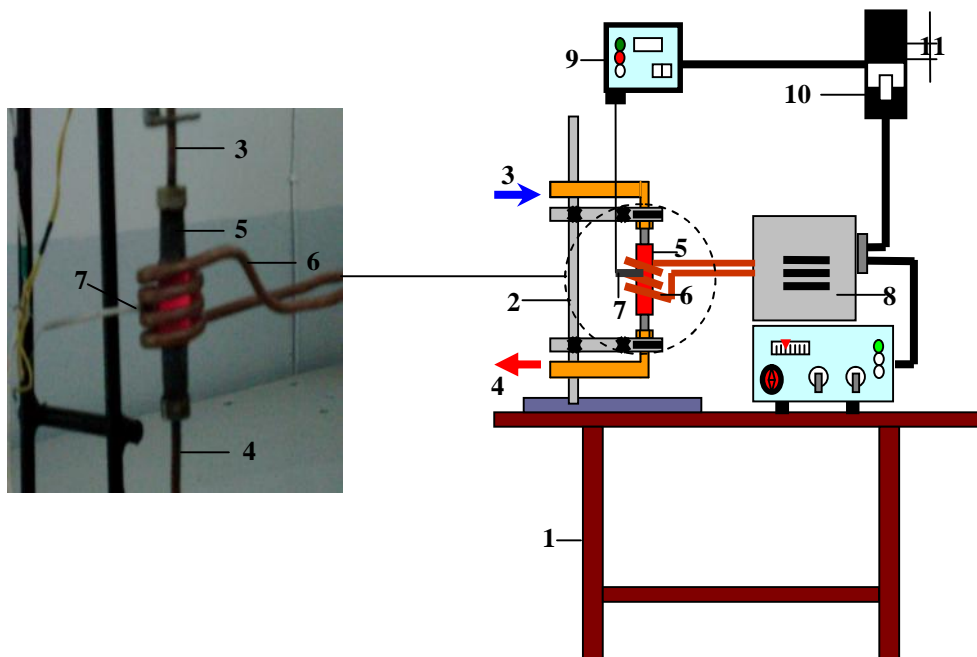


Figure 2. Schéma du banc d'essai de fatigue thermique. (Voir légende en page suivante).

(1) table; (2) support; (3) et (4) entrée et sortie eau de refroidissement; (5) éprouvette; (6) inducteur; (7) thermocouple; (8) générateur HF; (9) régulateur électronique; (10) disjoncteur; (11) source de courant.

Le dépôt est chauffé rapidement en surface par l'inducteur en spirale (6), qui est relié au générateur HF (8), et dans lequel est logée l'éprouvette (5). La température est mesurée par le thermocouple (7) de type K à réponse rapide. Quand la température maximale du cycle est atteinte (550°C), le régulateur électronique (9) donne le signal au disjoncteur (10) qui coupe le courant, le générateur HF (8) s'arrête, l'éprouvette n'est plus chauffée. L'eau qui circule en permanence à l'intérieur de l'éprouvette, assure son refroidissement, une fois la température minimale atteinte (180°C), le régulateur donne le signal au disjoncteur, qui met le générateur en marche, et un nouveau cycle commence. Le nombre de cycles a été fixé à 200 et 400 cycles.

On a aussi réalisé des essais cycliques de chocs thermiques (250 chocs thermiques) sur des éprouvettes de la même forme et de mêmes dimensions : celles-ci sont chauffées par induction jusqu'à 600°C puis refroidies rapidement jusqu'à 20°C par un jet d'eau. Pour ce but, on a dû modifier le dispositif de fatigue thermique.

Pour étudier le comportement au frottement et à l'usure des dépôts cyclés, nous avons découpé des échantillons en forme de tranche de chaque éprouvette. Au cours de l'essai, l'échantillon est disposé sur l'appareil de telle manière que la surface du dépôt soit en contact direct avec le galet en 100C6 (fig.3).

La vitesse de rotation du galet et la force normale F_N sont constantes (1020 t/min et 15.56 N). Le schéma du tribomètre décrit dans la figure 3 présente tous les paramètres géométriques qui entrent dans le calcul du coefficient de

frottement.

3. RESULTATS ET DISCUSIONS

3.1 Evolutions microstructurales

Des travaux antérieurs ont montré l'importance des évolutions microstructurales dans le phénomène de fatigue thermique des aciers inoxydables austénitiques [10].

L'analyse macrographique montre, après préparation et attaque chimique à l'acide oxalique à 4%, une zone de liaison de forme irrégulière entre le substrat et le dépôt. Cet aspect est dû principalement au procédé T.I.G qui assure une solubilité importante du dépôt dans le substrat, d'où une couche plus ou moins épaisse et riche en chrome.

Avant cyclage thermique, la structure de la zone de liaison du dépôt "brut de soudage" dit de référence est purement austénitique avec une morphologie dendritique en surface, c'est la structure typique d'un acier inoxydable à 19 % de chrome. Les spectres EDS des points ciblés (A), (B) et (C) de cette zone (fig.4a), montrent qu'il y a variation de la composition chimique dans le sens radial de l'éprouvette; en effet, on a enregistré au point (A) 21,52% Cr -6,94% Ni, au point (B) 9,78% Cr-3,59% Ni (fig.4b) et au point (C) 1,84% Cr -1,87Ni.

Après cyclage thermique la structure du dépôt "brut de soudage" évolue, il y a formation de martensite au niveau de la zone de liaison (fig.5). Celle-ci est due à la diffusion de carbone. Le cœur a révélé une austénite à gros grains plus ou moins allongés avec une sous structure dendritique et surtout une précipitation de carbures métalliques en forme de

chapelet aux joints de grains (fig.6), (fig.7).
 identifiés aux RX comme du $Cr_{23}C_6$

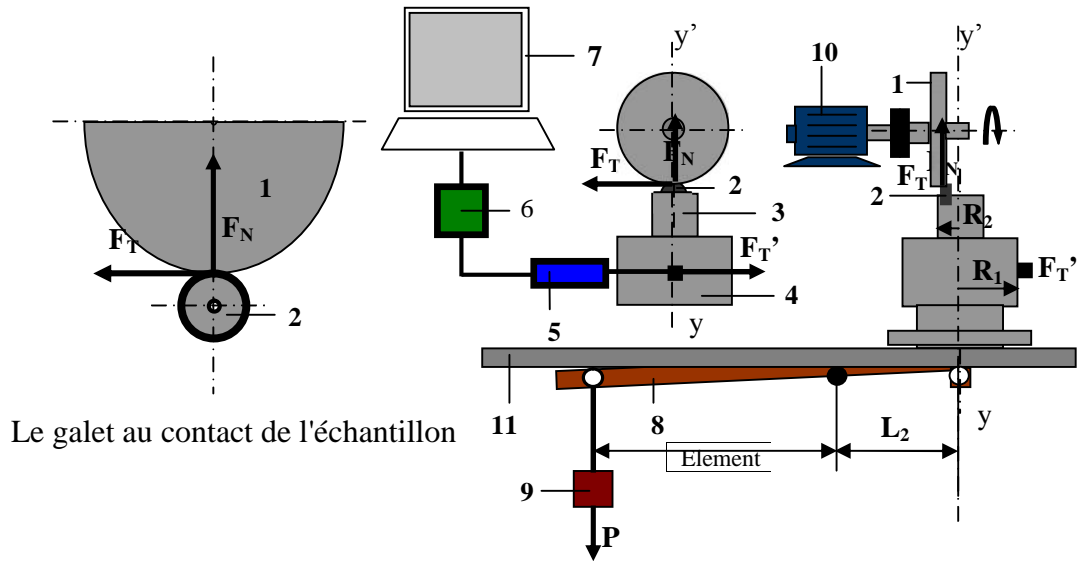


Figure 3. Schéma descriptif du tribomètre: (1) galet; (2) échantillon; (3) porte échantillon; (4) tambour; (5) capteur; (6) interface; (7) ordinateur; (8) balancier de chargement ; (9) poids ; (10) moteur; (11) table.

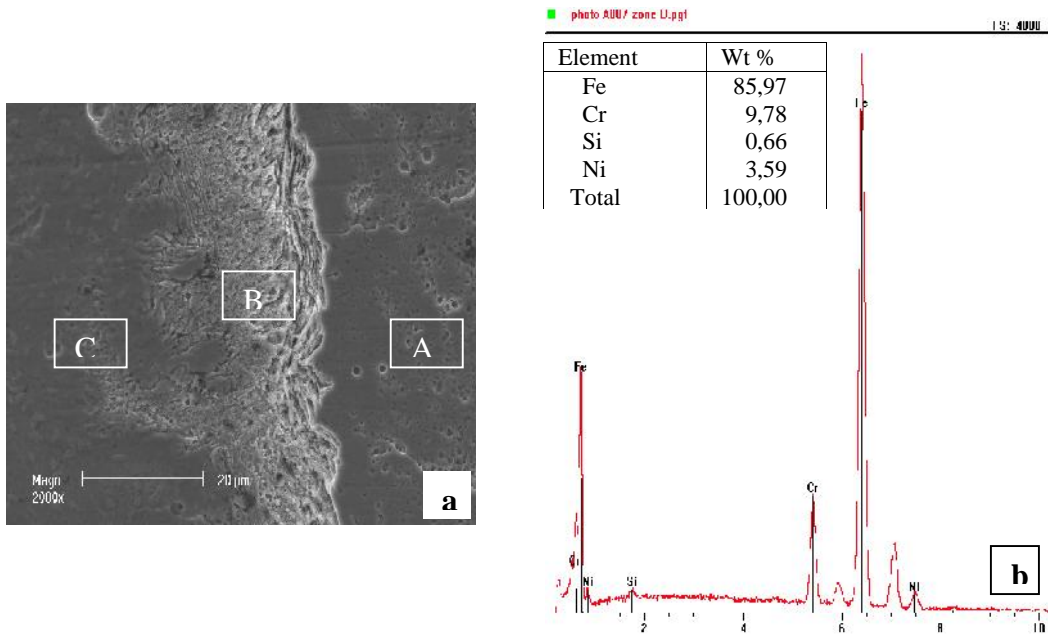


Figure 4. (a) Zone de liaison vue au MEB. (b) Spectre EDS au point (B).

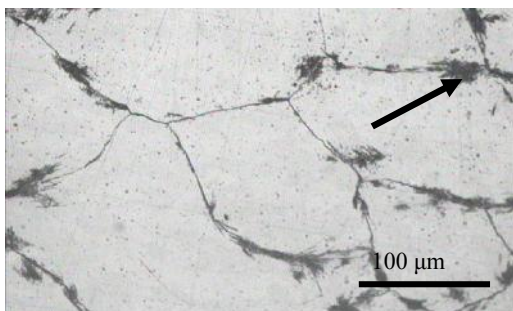


Figure 5. Formation de martensite aux joints de grains du dépôt sensibilisé. FT200.

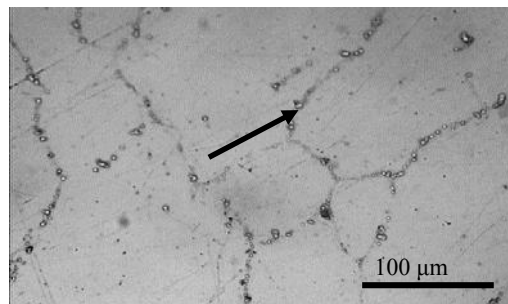


Figure 6. Structure austénitique avec précipitation du carbure $Cr_{23}C_6$ aux joints de grains.

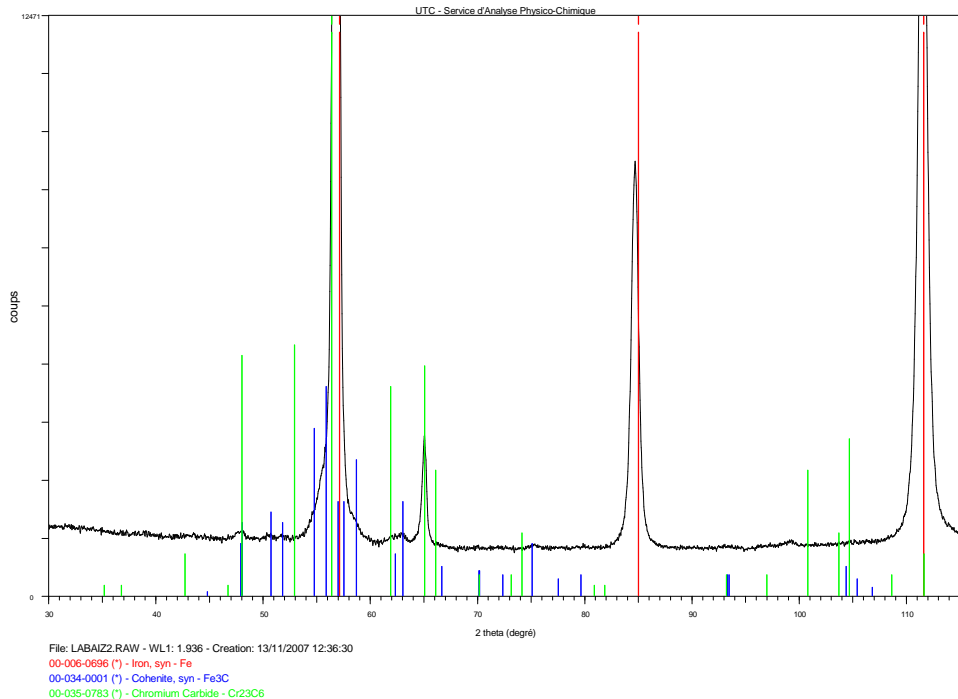


Figure 7. Identification aux RX du carbure $Cr_{23}C_6$ au cœur du dépôt.

Au cœur du dépôt non sensibilisé, on observe de l'austénite et de la martensite ϵ formée d'aiguilles translucides localisée au joint de grain (fig.8), induite par les contraintes thermiques de trempe.

En surface, l'analyse micrographique du dépôt sensibilisé après 400 cycles ne révèle aucun endommagement, la structure est austénitique à gros grains. Par contre, à 250 chocs thermiques, le dépôt présente des fissures importantes de type à la fois intergranulaires et transgranulaires.

En ce qui concerne le dépôt écroui (traitement mécanique), la structure en surface après 400 cycles est aussi austénitique, avec des bandes de déformation dues au traitement mécanique, sans endommagement (fig. 9). Par contre, des fissures transgranulaires apparaissent en surface après chocs thermiques (fig. 10), la

déformation à froid engendre une sous structure qui peut être à l'origine de ce phénomène.

Le dépôt hypertempéré présente, après seulement 200 cycles de chauffage et refroidissement, des fissures intergranulaires d'aspect faïencé (fig.11). Ce sont les chocs thermiques qui causent le plus de dommages au dépôt hypertempéré, car en plus des fissures, il y a corrosion intergranulaire avec détachement de grains de la surface (fig.12).

L'opération de soudage ou le maintien d'un acier inoxydable hypertempéré dans la zone des températures comprises entre 500 et 800°C provoque la diffusion de carbone en sursaturation aux joints de grains et la précipitation de carbures $Cr_{23}C_6$ riches en chrome. Il s'en suit une sensibilité à la corrosion intergranulaire, phénomène qui caractérise les aciers inoxydables austénitiques, à cause de

l'existence de zones d'"chromées" [5]. La propagation de la fissure suivra alors le chemin de la moindre résistance, c'est-à-dire le joint de grain.

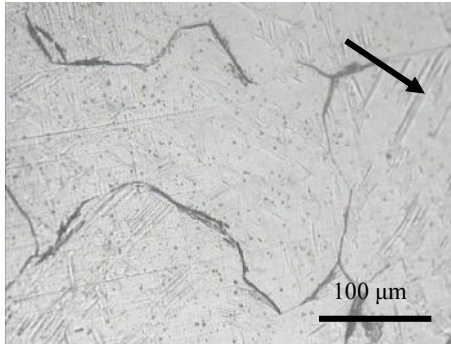


Figure 8. Cœur du dépôt hypertrempé, structure austénitique avec aiguille de martensite. FT200.

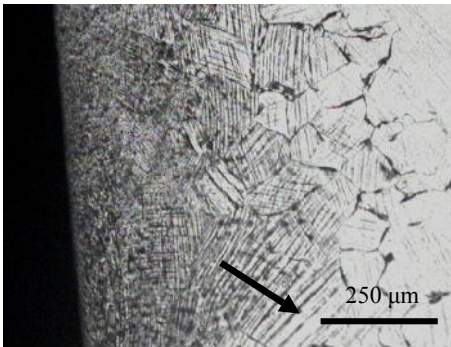


Figure 9. Structure austénitique avec bandes de déformation.

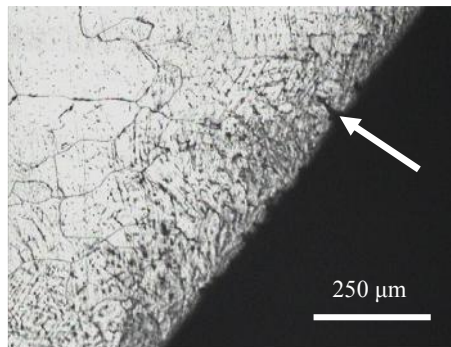


Figure 10. Bandes de déformation et fissures transgranulaires. CT250.

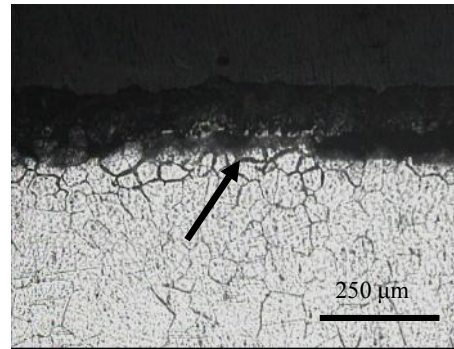


Figure 11. Fissures inter-granulaires d'aspect faïencé. FT200.

3.3 Essais d'usure et de frottement

Avant d'entreprendre l'essai d'usure, des profils de dureté Vickers 200 grammes, ont été réalisés (fig.13), car c'est un paramètre déterminant de l'usure. La dureté du dépôt "brut de soudage" est relativement importante dans l'intervalle de profondeur allant de 2 à 4 mm, qui coïncide avec la zone de liaison ou de dilution. La diffusion de carbone du substrat ferritique vers cette zone austénitique favorise, au cours du soudage, la formation de martensite nettement plus dure. La dureté maximale dans cette zone est de l'ordre de 600 HV.

Après cyclage thermique (180° - 550°C), on enregistre un adoucissement au niveau de la zone de liaison suite au phénomène de revenu. A la surface et au cœur, on constate par contre, un léger durcissement par rapport au dépôt de référence, qui est dû en général aux contraintes thermiques engendrées par le gradient de température.

Les essais de choc thermique influent peu sur la dureté, néanmoins, on observe un léger durcissement au cœur du dépôt, dû au refroidissement brusque (600–20°C). Le brunissage durcit également la surface sur une profondeur de 200 µm, la dureté maximale enregistrée est de l'ordre de 455 HV (fig.13).

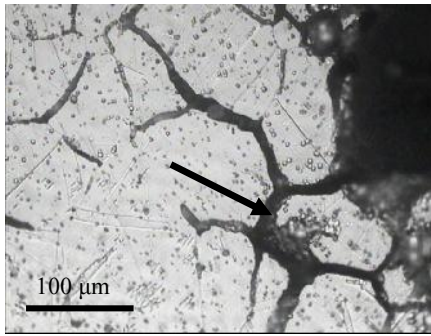


Figure 12. Fissures et corrosion intergranulaire. CT 250.

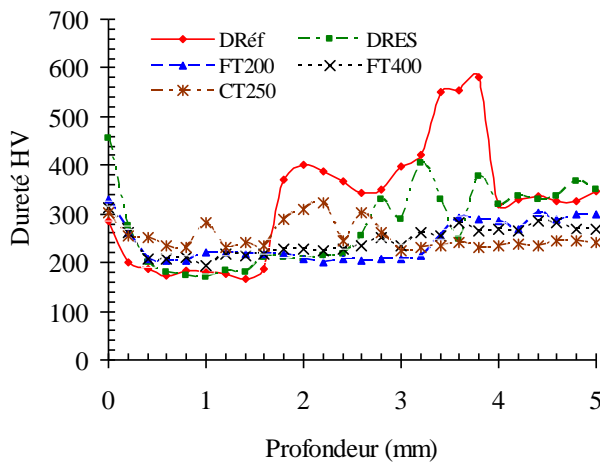


Figure 13. Profils de dureté du dépôt sensibilisé écroui en surface par brunissage.

3.3.1 Coefficient de frottement

Pour le dépôt sensibilisé « brut de soudage », le coefficient de frottement augmente nettement après chocs thermiques (fig.14), que ce soit à la surface ou au cœur. Ce comportement est lié probablement à l'évolution de la structure et à l'endommagement du matériau. Après fatigue thermique, l'augmentation du coefficient de frottement est par contre faible. Cela est vraisemblablement le résultat d'une évolution microstructurale faible et limitée à la surface.

Pour le dépôt hyper trempé, le coefficient de frottement semble au contraire diminuer avec l'augmentation du nombre de cycles, avec cependant, une

irrégularité persistante du coefficient liée à l'hétérogénéité du dépôt, surtout dans la zone de liaison, lieu de diffusion et de formation de nouvelles phases. L'hypertrempe ne provoque pas de durcissement mais évite la sensibilisation du matériau par la mise en solution des carbures dans les grains. Ce sont surtout les contraintes de surface dues au cyclage thermique qui, en durcissant le matériau, devrait diminuer le coefficient de frottement. Les résultats obtenus en surface, après 400 cycles, sont assez significatifs (fig.15).

Le coefficient de frottement du dépôt écroui en surface, par brunissage, est inférieur à la référence, que l'on attribue au traitement mécanique qui améliore la dureté des couches superficielles du dépôt (fig.15).

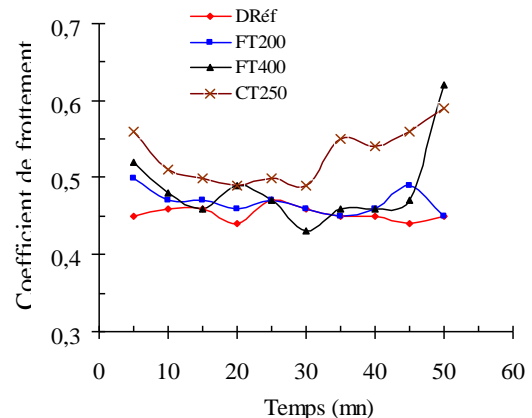


Figure 14. Variations du coefficient de frottement du dépôt sensibilisé.

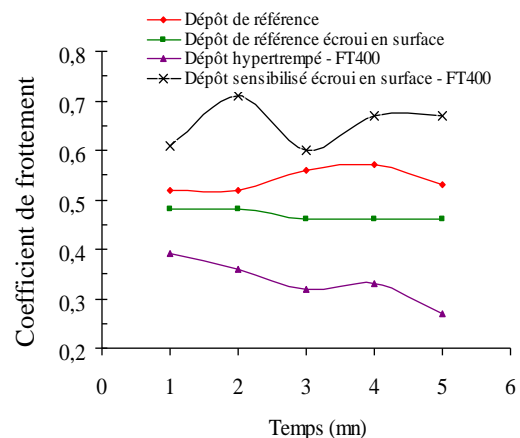


Figure 15. Variations du coefficient de frottement en surface. FT400.

Par contre, le dépôt écroui en surface, après cyclage thermique, présente le coefficient de frottement le plus élevé, car aux contraintes thermiques s'ajoutent les contraintes mécaniques, ce qui active l'endommagement par fissuration et décohésion (fig.15).

3.3.2 Cinétique d'usure

L'objectif est d'enregistrer chaque 10 minutes les pertes de masse par rapport à la masse initiale de l'échantillon, afin de tracer des courbes de pertes de masse en fonction du temps. On constate à premier abord, une augmentation des pertes pour tous les dépôts, par rapport au dépôt de référence (fig.16, 18 et 19). Les chocs thermiques semblent avoir un effet davantage aggravant que la fatigue thermique sur la cinétique d'usure du dépôt sensibilisé (fig.16), et cela pendant les 30 premières minutes de l'essai.

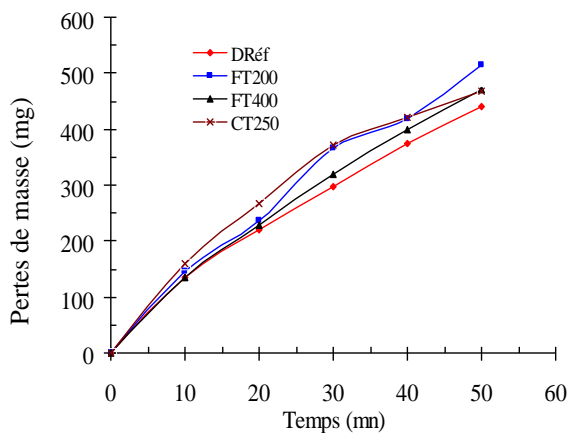


Figure 16. Cinétiques d'usure du dépôt sensibilisé.

Mis à part le léger pic observé à 30 minutes, l'augmentation du nombre de cycles de fatigue thermique n'a pas d'effet notable sur le processus d'usure. Les traces d'usure vues au MEB (fig.17) montrent des sillons ininterrompus et un copeau déformé, caractéristiques d'une usure par abrasion [11].

L'écrouissage en surface donne au dépôt sensibilisé une meilleure résistance à l'usure des couches superficielles soumises aux chocs thermiques (fig.18), grâce à une amélioration des caractéristiques mécaniques. Il y a apparition encore une fois du pic à 30 minutes de l'essai, il coïncide avec la zone de liaison, ce phénomène semble être propre aux dépôts sensibilisés. Cette zone qui a été thermiquement affectée au cours du soudage, est le lieu de transformations microstructurales telles que : les précipitation de carbures, et de transformations de phases.

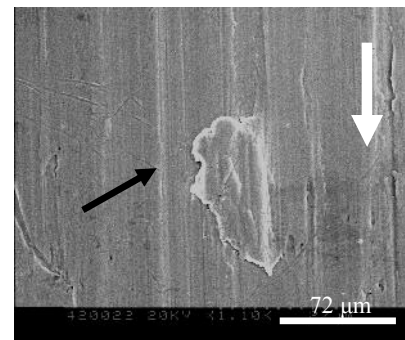


Figure 17. Traces d'usure du dépôt sensibilisé FT200.

Les chocs thermiques augmentent sensiblement la vitesse d'usure du dépôt hypereffé, surtout, durant les 10 premières minutes où on enregistre jusqu'à 171 mg de pertes de masse (fig.19).

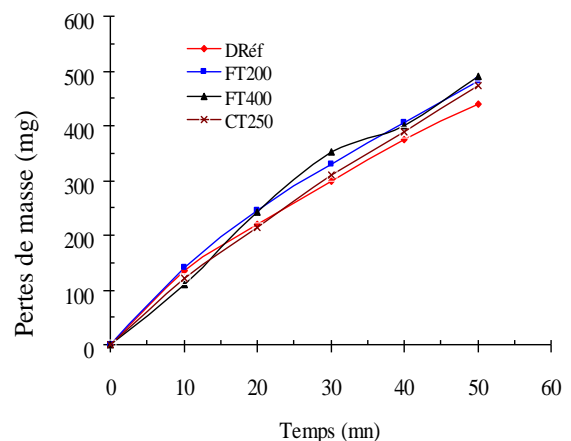


Figure 18. Cinétique d'usure du dépôt sensibilisé écroui en surface.

Ce comportement est attribué à l'endommagement du matériau en surface. Les traces d'usure vues au MEB (fig.20) le confirme; en effet, la corrosion attaque de façon différentielle les constituants du dépôt; tout autour des carbures de chromes $Cr_{23}C_6$, la zone déchromée est corrodée par l'eau de refroidissement au cours des essais de chocs thermiques, en formant des microcavités.

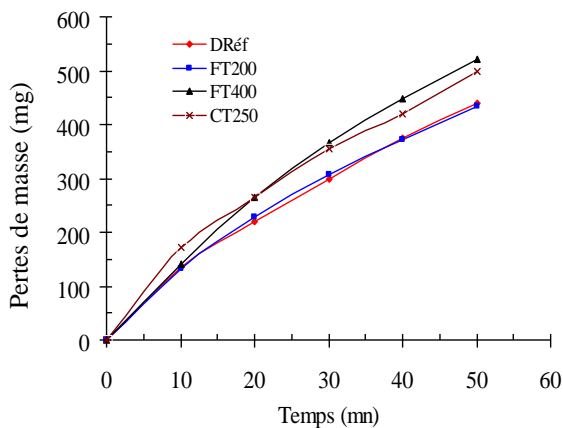


Figure 19. Cinétiques d'usure du dépôt hypertrempé.

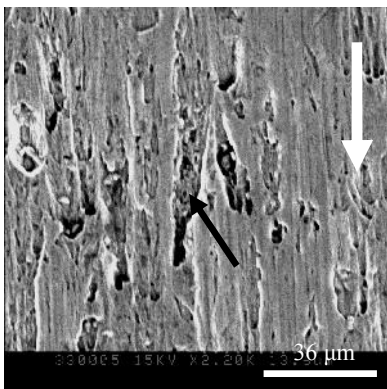


Figure 20. Traces d'usure du dépôt hypertrempé. CT250. La flèche blanche indique le sens du glissement.

Ainsi, la surface devient poreuse facile à désagréger, ce qui augmente l'usure par frottement. La même observation a été faite pour le dépôt sensibilisé soumis aux chocs thermiques (fig.21).

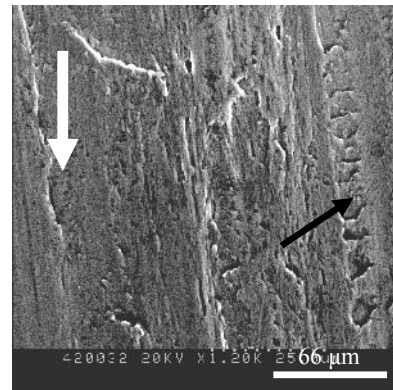


Figure 21. Traces d'usure du dépôt sensibilisé. CT 250

Au cœur, un cyclage thermique relativement important (400 cycles) accélère l'usure; le grossissement de grain pourrait en être la cause, l'influence de la taille des grains sur la fatigue thermique a été démontrée [12].

4. CONCLUSION

Les bancs d'essai de fatigue et de choc thermique mis au point pour cette étude semblent fonctionner correctement, ce qui est déjà un résultat important permettant une continuité à ce travail. Quant aux résultats expérimentaux, on note d'abord, un adoucissement de la dureté au niveau de la zone de liaison des éprouvettes cyclées en fatigue thermique, par élimination des contraintes dues au soudage, et un léger durcissement en surface dû au gradient thermique. On observe aussi, une évolution de la structure du matériau, d'abord au cours du soudage puis au cours du cyclage thermique, par grossissement de grain, précipitation et coalescence de carbures de type $Cr_{23}C_6$, ce qui devrait influencer considérablement sur la cinétique d'usure et les pertes de masse, surtout en surface. Le coefficient de frottement évolue également dans le dépôt au cours du cyclage, mais d'une manière irrégulière, et il n'est pas forcément lié aux pertes de masse. L'écrouissage quant à lui, semble favoriser la formation de fissures transgranulaires et diminuer les effets des chocs thermiques sur les pertes de masse.

Ces mêmes chocs thermiques qui, en provoquant des fissures et une corrosion intergranulaire augmentent les pertes de masse en surface. Comme la résistance à la fatigue thermique est aussi dépendante de la présence et de la nature des contraintes résiduelles, il serait intéressant de poursuivre à l'avenir nos investigations dans cette direction.

NOMENCLATURE

T.I.G	Tungsten Inert Gas
DRef	Dépôt de référence (dépôt brut de soudage)
FT200	200 cycles de fatigue thermique
FT400	400 cycles de fatigue thermique
CT250	250 chocs thermiques

REFERENCES

- [1] D. Rousseau, J.P. Riegert, L.Séraphin, R. Tricot, *Fatigue thermique des aciers à outils pour travail à chaud*, Revue de Métallurgie, (Décembre 1975), p. 875–890.
- [2] W. S. Dai, M. Ma, J.H. Chen, *The thermal fatigue behavior and cracking characteristics of hot – rolling material*, Materials Science and Engineering, A 448 (2007), p. 25 – 32.
- [3] P. Revel, K. Necib, G. Beranger, H. Michaud, *Simulation expérimentale de la fatigue thermique d'un cylindre revêtu d'un acier inoxydable martensitique*, La Revue de Métallurgie – CIT / Science et Génie des Matériaux, (Mai 1998), p. 679 – 690.
- [4] G. Aldrich – Smith, D.G. Teer, P.A. Dearnley, *Corrosion - wear response of sputtered CrN and S – phase coated austenitic stainless steel*, Surface and coating technology, (116 – 119), (1999), p. 1161 – 1165.
- [5] P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger, *Les aciers inoxydables*, Editions de physique, France, 1990.
- [6] A. FISSOLO, *Fissuration en fatigue thermique des aciers inoxydable austénitiques*, Habilitation, Rapport CEA-R-5982, Saclay, Juillet 2001.
- [7] N. HADDAR, *Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : Simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme*, Thèse de Doctorat de l'Ecole National Supérieure des Mines de Paris, Spécialité Science et Génie des Matériaux, (2003).
- [8] V. Maillot, A. Fissolo, G. Degallaix, S. Degallaix, *Thermal fatigue crack networks parameters and stability : an experimental study*, International Journal of Solids and Structure, 42 (2005), p. 759 – 769.
- [9] J. Sjoström, J. Bergström, *Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot – work tool steel after different austenitizing treatments*, Journal of Materials Processing Technology, Volume 153 – 154, (Novembre 2004), p. 1089 – 1096.
- [10] F. De. Backer, V. Schoss, G. Maussner, *Investigations on the evaluation of the residual fatigue life – time in austenitic stainless steels*, Nuclear Engineering and Design, 206 (2001), p. 201 – 219.
- [11] M. Zandrahimi, M. Reza Bateni, A. Poladi, J.A. Szpunar, *The formation of martensite during wear of AISI 304 stainless steel*, Wear, 263, (2007), pp. 674-678.
- [12] L. Valentini, A.Di Schino, J. M. Kenny, Y.Gerbig, H. Haefhe, *Influence of grain size and film composition on wear resistance of ultra grained AISI 304 stainless coated with amorphous carbon films*, Wear, 253 (2002), p. 458 – 464.