

# Evaluation de l'amorçage de l'endommagement par fatigue des tubes d'acier utilisés pour l'exploitation pétrolière

B. PINHEIRO<sup>a</sup>, J. LESAGE<sup>a</sup>, N. BENSEDDIQ<sup>a</sup>, I. PASQUALINO<sup>b</sup>

a. Laboratoire de Mécanique de Lille (LML), blvd. Paul Langevin, 59655 VILLENEUVE D'ASCQ  
b. Subsea Technology Laboratory (LTS), PO Box 68508, CEP 21945-970 RIO DE JANEIRO (BRAZIL)

## Résumé :

L'étude a pour but d'évaluer les mécanismes microstructuraux liés à l'amorçage de l'endommagement par fatigue de l'acier API 5L X60, qui sert à la fabrication de pipelines. Les microdéformations et les contraintes résiduelles sont mesurées par diffraction des rayons X en temps réel pendant les essais de fatigue en flexion alternée. Les résultats sont discutés en vue de déterminer un modèle microstructural pour l'amorçage de l'endommagement par fatigue, qui doit permettre une bonne prédiction de la durée de vie résiduelle et d'augmenter la fiabilité des pipelines sollicités en fatigue, avant fissuration macroscopique.

## Abstract :

The aim of the work is to investigate the microstructural mechanisms of fatigue damage initiation in API 5L X60 grade steel, used in pipe manufacturing. Microdeformations and residual stresses are measured with the aid of the X-ray diffraction method in real time during reversed bending fatigue tests. The obtained results are discussed in view of further development of a microstructural fatigue damage initiation model. This model could allow a good prediction of the residual life and help to increase the reliability of steel pipes previously submitted to fatigue loadings, before macroscopic cracking.

**Mots clefs :** endommagement par fatigue, diffraction des rayons X, pipelines, acier API 5L X60

## 1 Introduction

Les tubes utilisés pour le forage et l'exploitation pétrolière (pipelines) sont généralement fabriqués en aciers à haute résistance, comme les aciers API 5L grades X60, X80 et X100, par exemple [1]. Les pipelines sont soumis à des sollicitations cycliques qui peuvent provoquer leur rupture par fatigue. Outre les aspects financiers, celle-ci peut s'accompagner de graves dommages environnementaux. Pour assurer l'intégrité structurale et prévenir la rupture par fatigue, il est impératif d'adopter un critère de fatigue consistant.

L'endommagement par fatigue peut être divisé en deux phases. Une première phase d'incubation, pendant laquelle seulement les évolutions microstructurales, la nucléation de microfissures et la microfissuration peuvent être observées. Et une seconde phase de fissuration et propagation macroscopique, pendant laquelle des données physiques qui permettent de quantifier l'état de l'endommagement du matériau peuvent être obtenues plus facilement. Par conséquent, cette dernière phase a été largement étudiée ces dernières années, ce qui a résulté la proposition d'un certain nombre de critères d'endommagement par fatigue concernant cette phase [2]. D'ailleurs, dans le cas de pipelines, les inspections sont basées principalement sur la probabilité de détection d'une macrofissure. En revanche, l'étude de la première phase est plus complexe, dès lors que l'endommagement par fatigue et les évolutions microstructurales ne peuvent pas être simplement séparés. Pourtant, pour être physiquement fondé, un critère de fatigue doit nécessairement s'appuyer sur une approche locale, à l'échelle des dislocations, et prendre en compte les micromécanismes d'endommagement cyclique (microdéformations et évolutions microstructurales), qui précèdent la fissuration macroscopique conduisant à la rupture.

Les techniques de Contrôle Non-Destructive (CND) sont fondamentales pour l'évaluation de l'endommagement par fatigue et de l'intégrité structurale. Parmi ces techniques se trouvent l'absorption ultrasonore [3], l'analyse du bruit Barkhausen [4], la thermographie [5] et la diffraction des rayons X [6,7], par exemple. Quelques techniques de CND ont montré son potentiel pour évaluer le processus de nucléation

et prévenir l'amorçage et la propagation d'une fissure à partir du mouvement des dislocations et de la formation de bandes de glissement persistantes. Bien que certaines de ces techniques permettent la localisation de l'endommagement par fatigue, elles n'offrent pas de résultats quantitatifs en termes de sécurité et de prévision de la durée de vie. Parmi les techniques disponibles, la diffraction des rayons X, par l'étude de l'état du réseau de dislocations, se révèle l'outil d'analyse le mieux adapté. Sous l'effet d'un chargement monotone ou cyclique, les dislocations peuvent se réorganiser, se multiplier ou s'annihiler [8]. L'existence et l'évolution des dislocations est nécessaire à la déformation permanente, appelée aussi déformation plastique, et à la localisation de la déformation. La technique de diffraction des rayons X renseigne sur l'état du réseau des dislocations à partir de la largeur de corde à mi-hauteur (LCMH) du pic de diffraction et permet l'étude des évolutions microstructurales de l'endommagement, comprenant les microdéformations et les contraintes résiduelles (macrocontraintes).

Cette étude a pour but d'évaluer l'évolution de l'amorçage de l'endommagement par fatigue de l'acier API 5L X60. Des éprouvettes en acier API 5L X60 sont soumises à des essais de fatigue en flexion alternée. Les microdéformations et les contraintes résiduelles sont mesurées par diffraction des rayons X en temps réel pendant les essais de fatigue. Les résultats sont discutés en vue de déterminer un modèle microstructural pour l'amorçage de l'endommagement par fatigue, dans une deuxième partie de l'étude, qui doit permettre une bonne prédiction de la durée de vie résiduelle et d'augmenter la fiabilité des pipelines sollicités en fatigue, avant fissuration macroscopique.

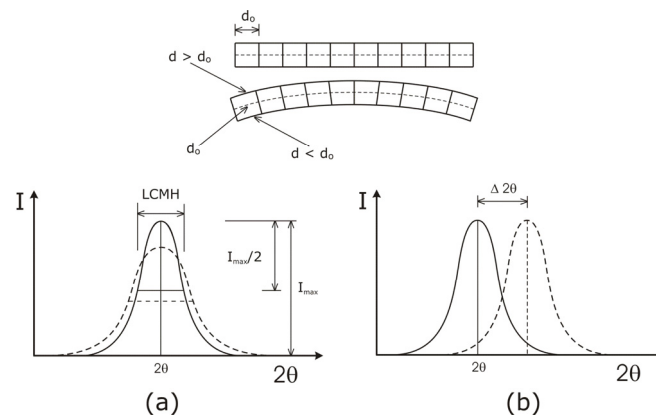


FIG. 1 – Influence des (a) microdéformations et (b) contraintes résiduelles (macrocontraintes) sur le pic de diffraction des rayons X.

## 2 Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X présente deux intérêts principaux pour l'étude des évolutions microstructurales au cours de l'endommagement par fatigue. D'abord, la diffraction des rayons X est considérée dans la zone superficielle du matériau, où se passent les évolutions microstructurales les plus importantes pendant la fatigue. D'ailleurs, cette technique est non-destructive et peut être employée plusieurs fois au cours des essais de fatigue.

L'analyse du profil d'un pic de diffraction des rayons X peut être utilisée pour étudier les évolutions microstructurales d'un matériau cristallin déformé plastiquement [9]. Schématiquement, un matériau cristallin est constitué d'une multitude d'empilements réguliers d'atomes délimités par un réseau de dislocations, appelés domaines cohérents de diffraction et caractérisés par leur taille moyenne  $d_0$ . Quand ces domaines subissent une déformation,  $d_0$  change à cause de l'expansion de l'espace interréticulaire. Cet effet est illustré dans la partie supérieure de la figure 1.

Sous déformation non-uniforme le pic de diffraction est le résultat de la superposition de tous les pics élémentaires correspondant à chaque valeur de la distance interréticulaire  $d$ . Les microdéformations (déformation non-uniforme) sont donc liées à des variations à petite échelle autour de la valeur moyenne  $d$ , entraînant un élargissement des raies, comme illustré dans la figure 1(a). Cet élargissement est associé à la déformation plastique et à la densité des dislocations [10] et peut être étudié quantitativement par des théories mathématiques qui permettent une estimation des microdéformations et de la taille des domaines cohérents [8]. L'élargissement peut aussi être étudié par la mesure de la largeur de corde à mi-hauteur (LCMH), qui renseigne qualitativement sur l'état du réseau de dislocations. Les macrocontraintes (déformation uniforme) sont le résultat d'une déformation uniforme d'un ensemble de grains entraînant une

déformation globale des distances interréticulaires  $\varepsilon = \Delta d / d_0$  inférieure à 0,2 %. La mesure de cette déformation  $\varepsilon$  est associée à un déplacement  $\Delta(2\theta)$  d'une raie de diffraction correspondant à une famille de plans cristallins (hkl) [11]. Cet effet est représenté dans la figure 1(b).

### 3 Caractérisation du matériau

La caractérisation des propriétés de l'acier API 5L X60 a été réalisée à l'aide d'analyse de composition chimique, des observations métallographiques, des essais de traction uniaxiale et des essais de microdureté Vickers. Dans ce but, différents échantillons ont été usinés à partir d'un tube en acier API 5L X60, fabriqué sans soudure longitudinale. Le tube a comme dimensions nominales un diamètre de 219,08 mm et une épaisseur de 15,06 mm. La figure 2 montre le schéma du prélèvement des échantillons à partir du tube. Les éprouvettes de fatigue ont été aussi usinées à partir de ce même tube.

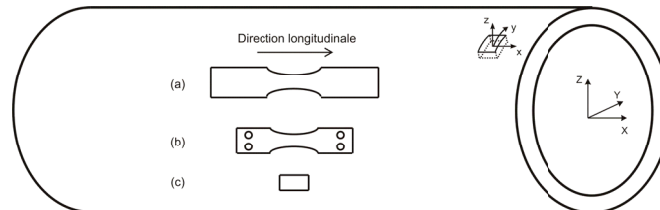


FIG. 2 – Schéma du prélèvement des échantillons à partir d'un tube en acier API 5L X60 pour : (a) essais de traction uniaxiale, (b) essais de fatigue, et (c) caractérisation du matériau.

La composition chimique moyenne en pourcentage en masse obtenue par la technique de spectrométrie d'émission optique est présentée dans le tableau 1.

TAB. 1 – Composition chimique de l'acier API 5L X60 (% en masse).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	V	Co	Nb	Fe
0,148	0,28	1,32	0,0320	0,012	0,05	0,02	0,06	0,039	0,039	0,012	0,08	Balance

La microstructure de l'acier API 5L X60 a été observée à travers les microscopes optique et électronique à balayage (MEB). La microstructure est composée d'une matrice ferritique avec une dispersion homogène de perlite, comme montre la Fig. 3. Des inclusions sont aussi observées, comme les oxydes par exemple.

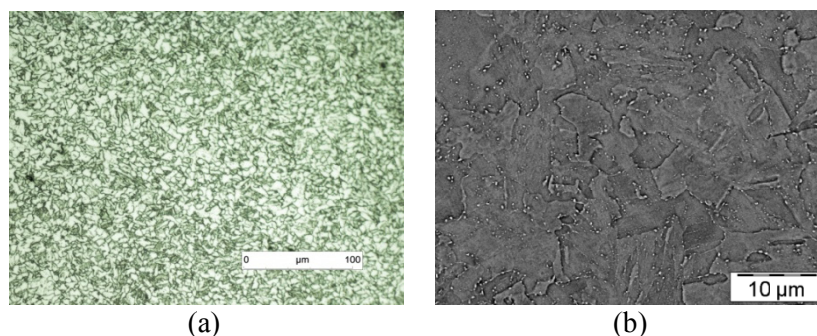


FIG. 3 – Microstructure observée à travers (a) d'un microscope optique (agrandissement original 200x), et (b) d'un microscope électronique à balayage (agrandissement original 2500x).

Les essais de traction uniaxiale ont été réalisés pour évaluer les propriétés mécaniques de l'acier API 5L X60. Six échantillons de traction ont été usinés selon la direction longitudinale du tube (Fig. 2). Les essais de traction ont été exécutés sur une machine servo-hydraulique conventionnelle (Instron 8802) avec un taux de déformation de  $1.67 \cdot 10^{-4}$  m/m·s<sup>-1</sup> environ. Les déformations ont été mesurées pendant les essais à l'aide d'une caméra infrarouge. Les propriétés mécaniques moyennes obtenues comprennent le module d'élasticité  $E$  de 182.576 MPa, la limite élastique  $R_{p0.2}$  de 520 MPa (déformation permanente de 0,2%), la résistance à la traction  $R_m$  de 602 MPa et l'allongement à la rupture  $A$  de 18,5 % (longueur initiale de 50 mm).

Les essais de microdureté Vickers ont été réalisés sur trois directions, perpendiculaires aux directions longitudinale (plan x-y), circonférentielle (plan y-z) et radiale (plan x-z) du tube. La résistance à la traction a été estimée à partir de la microdureté Vickers (HV) selon l'équation [12]

$$S_u = 3HV \quad (1)$$

Les résultats moyens de microdureté Vickers obtenus sont présentés dans le tableau 2, qui montre aussi les valeurs de résistance à la traction estimées par l'équation (1). Ces valeurs sont bien proches de celle obtenue par les essais de traction uniaxiale sur la direction longitudinale (602 MPa), indiquant un matériau presque isotrope, même si le processus de fabrication est soupçonné d'avoir introduit un certain niveau d'anisotropie.

TAB. 2 – Microdureté Vickers obtenue pour l'acier API 5L X60.

Direction longitudinale		Direction circonférentielle		Direction radiale	
HV	$S_u$ (MPa)	HV	$S_u$ (MPa)	HV	$S_u$ (MPa)
195±12	585	196 ±12	588	200 ±10	600

## 4 Essais de fatigue

Les essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés pour étudier les évolutions microstructurales au cours de l'endommagement par fatigue à l'aide de la diffraction des rayons X. Le montage expérimental comprend une machine de fatigue Schenck PWON et un diffractomètre Proto iXRD (mode portable). La figure 2 illustre le schéma du prélèvement des éprouvettes de fatigue usinées à partir d'un tube en acier API 5L X60. Les éprouvettes ont subi un polissage électrolytique pour atténuer la rugosité de la surface et réduire les incertitudes liées aux mesures. Les contraintes résiduelles des éprouvettes ont été mesurées par diffraction des rayons X avant et après le polissage électrolytique. Les rugosités de certaines éprouvettes ont été aussi mesurées avant et après le polissage à l'aide d'un profilomètre optique interférentiel. La rugosité moyenne arithmétique  $R_a$  mesurée a été réduite de 0,405  $\mu\text{m}$  à 0,206  $\mu\text{m}$  après le polissage électrolytique. En même temps, il y a eu une diminution de la contrainte résiduelle superficielle moyenne de 62±11 MPa à 45±6 MPa après le polissage, accompagnée d'une réduction de l'incertitude de la mesure.

Les éprouvettes ont été soumises à des chargements de flexion alternée sous déformation contrôlée avec une fréquence de 25 Hz, à température ambiante. Avant les essais, la machine de fatigue a été préalablement calibrée à travers des essais de chargement à l'aide d'une éprouvette instrumentée par une jauge de déformation pour estimer les amplitudes de déformation à appliquer. Les essais ont été interrompus tous les 10,000 cycles pour enregistrer les pics de diffraction des rayons X au même endroit jusqu'à la rupture. Le diffractomètre possède deux détecteurs des rayons X avec des radiations Cr  $K\alpha$  (largeur d'onde de 2.291 Å) et un collimateur d'ouverture circulaire de 2 mm de diamètre. Le plan  $\alpha$  (211) avec un angle de diffraction  $2\theta$  de 156,4° et une distance interréticulaire  $d_0$  de 1.1702 Å (matériau non contraint) a été considéré pour enregistrer les pics de diffraction. Les mesures ont été prises pour sept différents angles  $\psi$  entre -11° et 11°. Les profils des pics de diffraction ont été déterminés par une distribution Gaussienne et les contraintes résiduelles macroscopiques ont été calculées par la loi des  $\sin^2\psi$  [11]. L'incertitude du calcul de la LCMH est inférieure à 7% et l'erreur du calcul de la contrainte résiduelle est de l'ordre de ±10 MPa maximum.

## 5 Résultats et discussion

Le chargement appliqué dans les essais de fatigue comprend quatre amplitudes de flexion alternée sous un rapport de contrainte  $R = -1$ . Au moins trois essais ont été réalisés pour chaque amplitude. Dans la figure 4 les résultats de fatigue sont présentés et comparés avec une courbe S-N estimée théoriquement et avec des résultats précédents obtenue dans la littérature [13]. La figure 5 montre les variations de la LCMH rapportées au nombre de cycles de sollicitation pour les différentes amplitudes de contrainte alternée appliquée ( $\sigma_a$ ). Les variations de la valeur de la LCMH sont calculées à partir de la différence entre la valeur mesurée pour un nombre de cycles donné  $N$  et la valeur mesurée avant le cyclage ( $LCMH_0$ ). Les courbes moyennes de l'évolution relative de la LCMH au cours des essais de fatigue sont présentées dans la figure 6(a) pour différentes contraintes alternées appliquées. Pour toutes les contraintes alternées, l'évolution relative de la LCMH en fonction du nombre de cycles peut se décomposer en trois stades. Ces stades peuvent être reliés à la création et réorganisation des dislocations, et à leurs interactions avec les éléments en insertion et les joints de grains [10,14]. Le stade I se caractérise par une décroissance de la LCMH, dont l'amplitude et la rapidité sont d'autant plus grandes que la contrainte alternée est haute. Ce stade est principalement gouverné par la réorganisation du réseau des dislocations initial, caractérisée par leur annihilation et la réduction de la densité des dislocations. Le réseau des dislocations initial du matériau est soupçonné d'avoir été introduit par le processus de fabrication du tube. Dans le stade II, la décroissance est réduite considérablement. Cette

réduction peut être due à la coexistence des deux phénomènes contraires : la réorganisation du réseau des dislocations et l'activation de nouveaux systèmes de glissement des dislocations au cours de ce stade. Ce stade peut être relié à la saturation cyclique du matériau et à la nucléation de microfissures. La durée du stade II concentre presque 50% de la durée de vie. Finalement, le stade III a lieu au cours des derniers cycles avec une décroissance accentuée de la LCMH. La fissuration macroscopique est observée au cours de ce stade, précédant la rupture. La durée des trois stades est d'autant plus courte que la contrainte alternée est haute. Un ajustement linéaire est observé entre les nombres de cycles délimitant les stades I et II et les stades II et III ( $N_I$  et  $N_{II}$ , respectivement) et la contrainte alternée, comme présenté dans la figure 6(b). L'évolution des contraintes résiduelles (macrocontraintes) en fonction du nombre de cycles est aussi caractérisée par trois stades avec les mêmes durées que ceux observés pour la LCMH (figure 5).

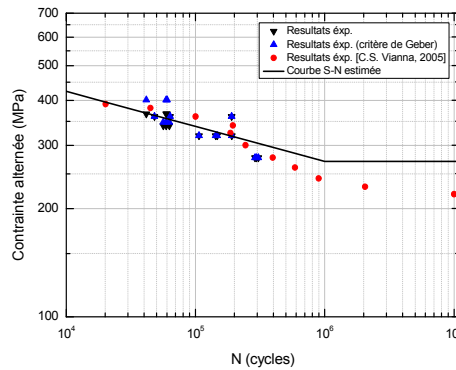


FIG. 4 – Résultats des essais de fatigue.

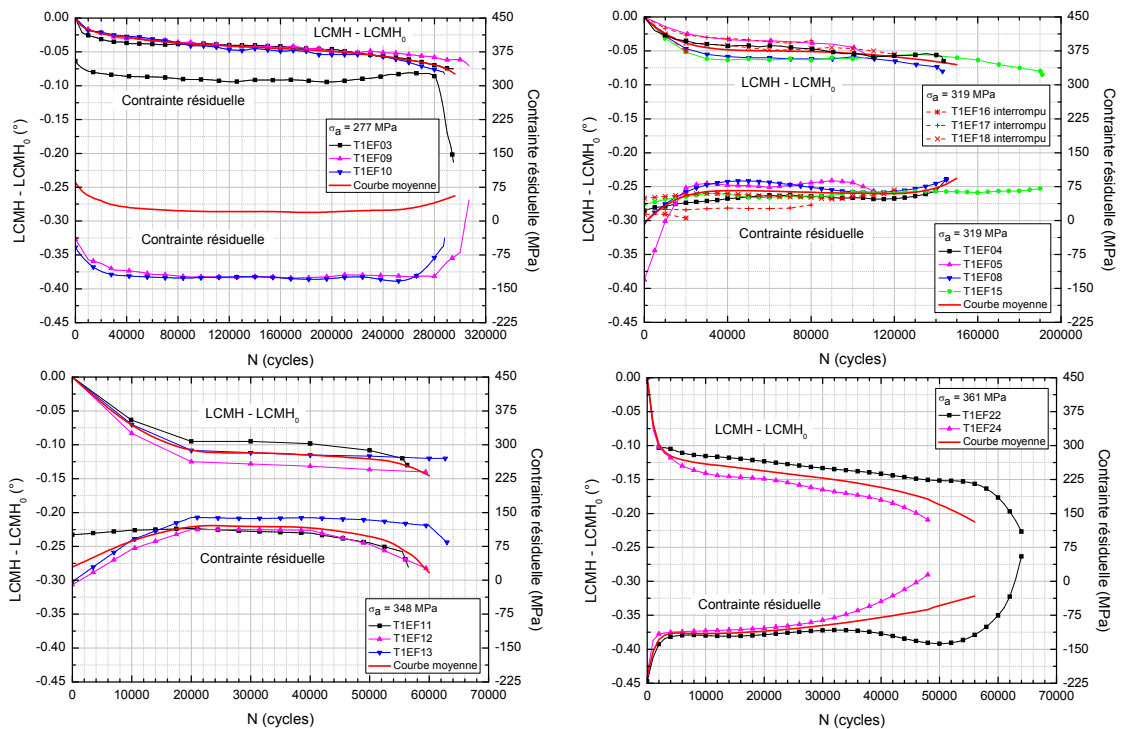


FIG. 5 – Evolutions de la LCMH et des contraintes résiduelles en fonction du nombre de cycles pour différentes contraintes alternées ( $R = -1$ ).

## 6 Conclusions

L'évolution de la LCMH en fonction du nombre de cycles peut se décomposer en trois stades. Le stade I se caractérise par une décroissance de la LCMH, dont l'amplitude et la rapidité sont d'autant plus grandes que la contrainte alternée est haute. Ce stade est principalement gouverné par la réorganisation du réseau des dislocations initial et la réduction de la densité des dislocations par leur annihilation. Dans le stade II, l'évolution de la LCMH indique la coexistence des deux phénomènes opposés : la réorganisation du réseau des dislocations et l'activation de nouveaux systèmes de glissement des dislocations. Ce stade peu être relié à

la saturation cyclique du matériau et à la nucléation de microfissures, concentrant presque 50% de la durée de vie. Dans les derniers cycles (stade III) la LCMH subit une décroissance et la fissuration macroscopique est observée précédant la rupture. Ces résultats sont discutés en vue de déterminer un modèle microstructural pour l'amorçage de l'endommagement par fatigue, dans la suite de l'étude, qui doit permettre une bonne prédiction de la durée de vie résiduelle et d'augmenter la fiabilité des pipelines sollicités en fatigue, avant fissuration macroscopique.

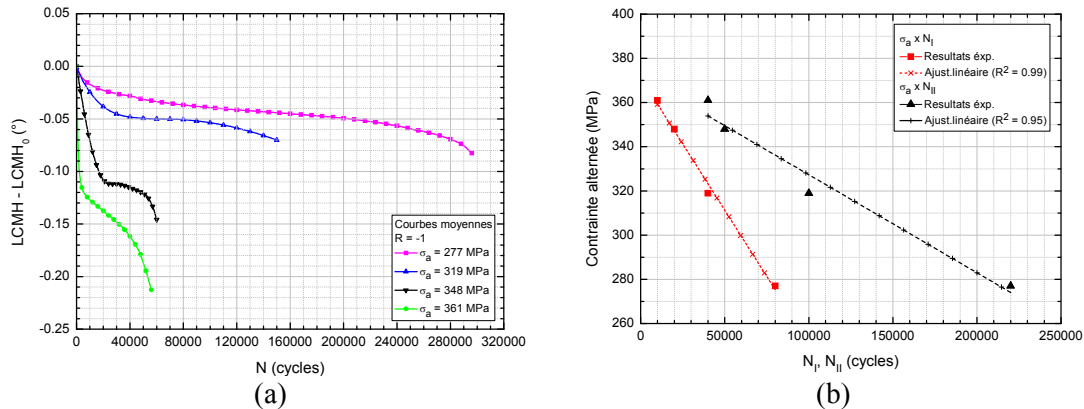


FIG. 6 – (a) Courbes moyennes de l'évolution de la LCMH au cours du cyclage pour différentes contraintes alternées ( $R = -1$ ). (b) Paramètres  $N_I$  et  $N_{II}$  rapportés aux contraintes alternées.

## 7 Remerciements

Les auteurs souhaitent remercier le CNPq (Conseil National du Développement Scientifique et Technologique, Brésil) et le Programme Roberto Rocca pour le financement de cette étude et les Professeurs Edoardo Bemporad, de l'Université de Rome TRE, et Patrick Flahaut, de l'École des Mines de Douai, pour les analyses métallographiques.

## References

- [1] American Petroleum Industry, API Specification 5L, 42nd Edition, 2004.
- [2] Fatemi A., Yang L., Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: a Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials, *Int. J. Fatigue*, 20(1), 9-34, 1998.
- [3] Ogi H., Hamaguchi T. et al., Ultrasonic Attenuation Peak in Steel and Aluminum Alloy during Rotating Bending Fatigue, *Metall. Mat. Trans. A*, 31, 1121-1128, 2000.
- [4] Palma E.S., Mansur T.R. et al., Fatigue Damage Assessment in AISI 8620 Steel using Barkhausen Noise, *Int. J. Fatigue*, 27, 659-665, 2005.
- [5] Liaw P.K., Wang H. et al., Thermographic Detection of Fatigue Damage of Pressure Vessel at 1,000 Hz and 20 Hz, *Scr. Mater.*, 42, 389-395, 2000.
- [6] Isobe Y., Kamimura A. et al., Fatigue Damage Characterization in Alloy 718, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, ed. E.A. Loria, 607-618, 1994.
- [7] Rai S., Choudhary B.K. et al., Characterization of Low Cycle Fatigue Damage in 9Cr-1Mo Ferritic Steel using X-ray Diffraction Technique, *Int. J. Press. Vessels Pip.*, 76, 275-281, 1999.
- [8] Lesage J., Chicot D. et al., X-ray Diffraction Study of Microstructural Modifications during Fatigue, *Proc. of the 11<sup>th</sup> Conference on Mater. Testing*, 2, 616-620, 1994.
- [9] Maeder G., Lebrun J.L., Sprauel J.M., Present possibilities for the X-ray diffraction method of stress measurement, *NDT Int.*, 14(5), 235-247, 1981.
- [10] Ji N., Lebrun J.L., Microstructural Study of Static and Dynamic Deformed Polycrystalline Copper by X-ray Diffraction Profile Analysis, *Scr. Metall. Mater.*, 24, 1547-1552, 1990.
- [11] Broll N., *Caractér. de Solides Cristallisés par Diffraction X*, Techniques de l'Ingénieur, PE 1080, 1997.
- [12] Brooks I., Linb P. et al., Analysis of Hardness-Tensile Strength Relationships for Electroformed Nanocrystalline Materials, *Mat. Sci. Eng., A*, 491(1-2), 2008.
- [13] Vianna S., Mechanical Behavior of the API 5L X-60 Steel with and without Hydrogen, M.Sc. Thesis, COPPE/UFRJ, Brésil, 2005.
- [14] Magnin T., Driver J. et al., Aspects Microstructuraux de la Déformation Cyclique dans les métaux et Alliages C.C. et C.F.C. I. Consolidation Cyclique, *Rev. Phys. Appl.*, 19, 467-482, 1984.