

FATIGUE THERMIQUE À GRAND NOMBRE DE CYCLES D'UN ACIER INOXYDABLE AUSTÉNITIQUE

L. Vincent, N. Malésys, S. Chaise, G. Perez

CEA Saclay, DEN/DANS/DMN/SRMA/LC2M, 91191 Gif sur Yvette cedex

Téléphone : 01 69 08 46 39, Télécopie : 01 69 08 71 67

ludovic.vincent@cea.fr, nicolas.malesys@cea.fr, severine.chaise@cea.fr, gregory.perez@cea.fr

N. Malésys, F. Hild

LMT Cachan, 61 avenue du président Wilson, 94235 Cachan cedex

Téléphone : 01 47 40 21 92, Télécopie : 01 47 40 22 40

malesys@lmt.ens-cachan.fr; hild@lmt.ens-cachan.fr

P. Le Masson, M. Dumons

Laboratoire d'Etudes Thermiques, Energétiques et Environnement, Université de Bretagne-Sud

Centre de Recherche, Rue de Saint Mandé, B.P. 92116, 56321 Lorient Cedex

Téléphone : 02 97 87 45 52, Télécopie : 02 97 87 45 00

philippe.le-masson@univ-ubs.fr

D. Ramel

Laboratoire d'énergie et d'économie d'énergie, Université Paris X

50, rue de Sèvres, 92410 Ville d'Avray

david.ramel.@u-paris10.fr

Mots clés : acier inoxydable austénitique, thermique, probabiliste, comportement, dissipation

1. INTRODUCTION

Lorsqu'une structure est soumise cycliquement à des variations locales de température, des dilatations et compressions empêchées apparaissent donnant lieu à des chargements mécaniques. Ces chargements répétés peuvent conduire à un endommagement et finalement à une fissuration du matériau, principalement sous la forme de réseaux de fissures ou faïençage thermique dans les zones courantes. Ce phénomène dit de fatigue thermique a été observé dans de nombreuses tuyauteries en acier inoxydable austénitique de centrales nucléaires, notamment dans les zones de mélange entre fluides chaud et froid du fait des turbulences thermohydrauliques qui s'y créent. Quelques fissures isolées et profondes ont ainsi été détectées au voisinage de certaines soudures après de nombreuses heures de fonctionnement, mais, en partie courante, la profondeur maximale de pénétration des réseaux de faïençage ne dépassait pas 3mm (Robert, 2006).

Plusieurs études ont été récemment lancées par Électricité de France, Areva et le Commissariat à l'Énergie Atomique, tant sur des aspects thermohydrauliques, que mécaniques et liés aux matériaux. Ces trois aspects du problème sont étroitement liés puisqu'une des principales difficultés à l'étude de la tenue mécanique d'un matériau soumis à des sollicitations de fatigue thermique consiste déjà en la détermination d'un chargement thermomécanique représentatif de celui obtenu sur site.

Côté résistance des matériaux, des essais de fatigue thermique où le chargement mécanique est induit par une variation de température sont réalisés en laboratoire de manière à étudier, pour un niveau de chargement donné, le nombre de cycles à l'amorçage, le développement au cours des cycles de chargement et la saturation de réseaux de fissures représentatifs de ceux observés sur site. On cherche également à vérifier l'arrêt de la propagation de fissures en profondeur d'éprouvette. En outre, le chargement mécanique induit par la sollicitation thermique est naturellement multiaxial (et hétérogène) ce qui a des conséquences sur le nombre de cycles à l'amorçage par rapport à des essais uniaxiaux. Nous présentons ici quelques résultats récents obtenus sur l'installation de fatigue thermique SPLASH du CEA Saclay en insistant sur les difficultés de mesure du chargement thermique propres à ce type d'essai, ainsi que sur l'effet de l'état de surface sur l'amplitude du chargement thermique. Ensuite, des résultats de fatigue isotherme uniaxiale dans le domaine des grands nombres de cycles sont présentés avec une attention particulière portée sur le comportement non stabilisé au cours des cycles de l'acier inoxydable

austénitique étudié ainsi que sur l'effet du mode de pilotage de ces essais (amplitude de contrainte ou de déformation imposée avec ou sans contrainte moyenne) sur la limite d'endurance du matériau.

Côté modélisation, les grandes lignes d'une approche probabiliste de la description du faïencage thermique sont présentées ainsi qu'une estimation de la partition d'énergie plastique consommée lors des essais de fatigue mécanique uniaxiaux en une énergie stockée et une énergie dissipée. L'objectif de ces derniers travaux est de construire un modèle d'endommagement basé sur la seule partie de l'énergie plastique disponible pour créer des fissures.

2. RÉSULTATS EXPERIMENTAUX

2.1 Matériaux étudiés

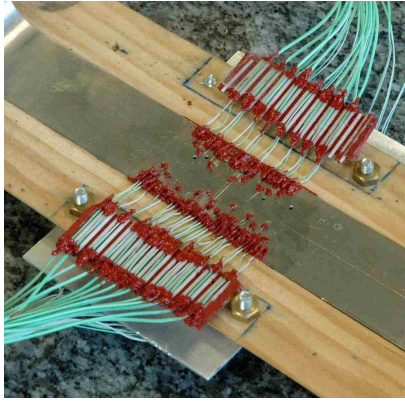
Deux aciers inoxydables austénitiques de type X2 CrNi 18-09 (AISI304L), hypereutectés, de structure cubique face centrée, ont été testés, l'un en fatigue thermique sur l'installation SPLASH, et l'autre en fatigue mécanique uniaxiale isotherme. Les teneurs volumiques en ferrite résiduelle pour les deux nuances sont très proches, de l'ordre de 3%, de même que la taille de grain, environ 50 μ m.

2.2 Essais de fatigue thermique SPLASH

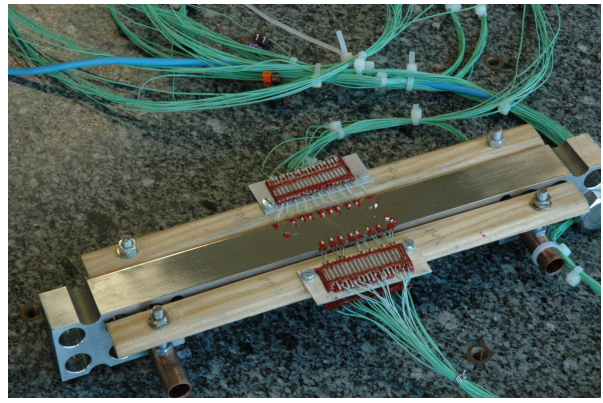
Le dispositif expérimental SPLASH permet de chauffer par effet Joule un barreau métallique, de le maintenir à une température moyenne constante, et d'asperger ensuite de manière cyclique deux zones de trempe, délimitées par des caches et situées sur deux faces opposées de l'éprouvette, avec un brouillard d'air et d'eau distillée à l'aide de deux pistolets pneumatiques. Les durées des cycles sont typiquement 0,25s de spray toutes les 7,75s. Selon la distance séparant les pistolets de l'éprouvette, le débit d'eau, la forme du jet et, on le verra par la suite, l'état de surface de l'éprouvette, le chargement thermique induit par les sprays peut varier sensiblement. De manière générale, on observe que la surface de l'éprouvette effectivement refroidie est globalement axisymétrique et que le gradient de température dans la profondeur de l'éprouvette est de l'ordre de 100°C/mm (Maillot, 2005). Ce chargement thermique hétérogène produit un champ de contrainte hétérogène et multiaxial, notamment équi-biaxial en surface d'éprouvette (Amiable, 2006). L'hétérogénéité du chargement mécanique permet d'expliquer le développement de réseaux de fissures au lieu d'une fissure unique. En effet, contrairement au cas de chargements homogènes, plusieurs fissures peuvent apparaître en surface, là où l'amplitude de contrainte est élevée, puisque les fissures apparues en premier sont freinées voire stoppées dans leur propagation en profondeur, là où le chargement cyclique est faible.

En fonction de la variation temporelle de température enregistrée en surface au cours d'un choc thermique, on peut calculer le champ de contrainte au cours d'un cycle et ainsi comparer le nombre de cycles à l'amorçage des premières fissures avec celui que l'on peut obtenir par des essais plus conventionnels. Cet exercice requiert avant tout une bonne connaissance du chargement thermique mais également une modélisation correcte du comportement du matériau aux températures d'essai pour obtenir, à l'aide d'un calcul par éléments finis, les grandeurs nécessaires à un modèle de fatigue (Amiable, 2006).

Les mesures de température au cours des cycles ont pendant longtemps été réalisées à l'aide de thermocouples K isolés dans une gaine en acier inoxydable de diamètre 0,5mm et brasés dans des trous pour les mesures en profondeur ou une rainure pour les mesures en surface. Une estimation du gradient thermique en profondeur était alors possible. Pour améliorer la sensibilité des mesures d'une part et connaître plus précisément l'étendue du chargement thermique en surface d'autre part, une éprouvette a été spécifiquement instrumentée avec 28 thermocouples dont les fils de diamètre 50 μ m sont soudés par point au fond de trous percés par la face arrière de l'éprouvette et qui s'arrêtent à 0,3mm environ de la surface de trempe (cf. Figure 1a) (Le Masson, 2006). Dix neuf autres thermocouples de même dimension sont soudés par ailleurs directement sur la face avant (trempe), mais sous le cache pour éviter un contact direct avec le spray (Figure 1b). Un seul pistolet est utilisé dans ce cas.



a) Face arrière



b) face avant

Figure 1: Éprouvette instrumentée pour identifier le champ de coefficients d'échange avec le brouillard

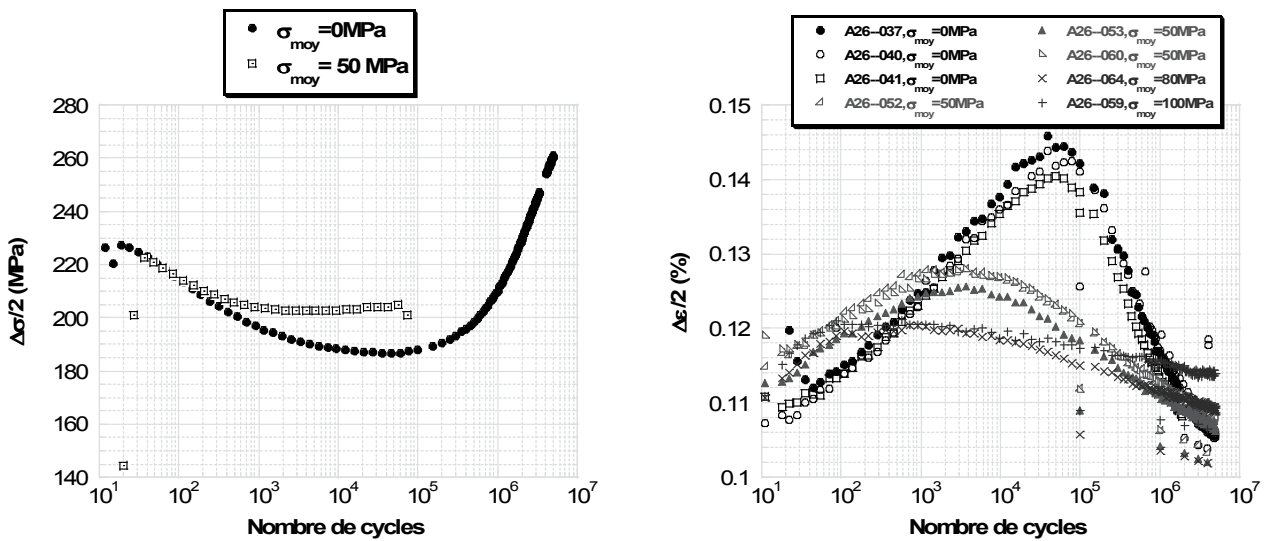
Des mesures par caméra infrarouge ont également été réalisées sur la face trempée, à travers le spray ce qui n'est pas sans poser certaines difficultés d'interprétation (Francou, 2005). Néanmoins, grâce à la fréquence élevée d'acquisition de la caméra (500Hz), une première estimation du champ de température en surface a été obtenue à partir des premières images suivant l'arrêt du jet et celle-ci était cohérente avec les mesures réalisées par thermocouple sous la surface de trempie. Tous ces essais ont notamment permis de montrer l'effet prédominant de l'état de surface des éprouvettes, dans le domaine de température d'utilisation (Chaise, 2005). Ainsi, lorsqu'une goutte d'eau est déposée sur une plaque métallique dont la température est nettement supérieure à 100°C , une phase vapeur isolante se forme entre la goutte et la plaque métallique, ce qui conduit à un coefficient d'échange beaucoup plus faible que dans la phase d'ébullition. Ce phénomène dit de Leidenfrost est particulièrement sensible à l'état de surface de la plaque métallique et aux caractéristiques du jet (vitesse, densité et taille des gouttes) dans le cas présent. Ainsi, pour un même réglage de pistolet, la stabilité de la phase vapeur est d'autant plus importante que l'état de surface se rapproche d'un poli miroir, ou autrement dit, la température critique à partir de laquelle une phase vapeur isolante peut se former est d'autant plus élevée que l'état de surface est dégradé (Bernardin, 1996). Dans nos expériences, nous partons d'un état de surface poli miroir mais qui se dégrade au fur et à mesure des cycles du fait de l'oxydation de l'éprouvette. Un suivi particulier est donc nécessaire lorsque des essais de longue durée sont réalisés, *i.e.* quand l'oxydation de l'éprouvette apparaît avant les premières fissures de fatigue. Une préoxydation des éprouvettes est désormais réalisée pour garantir la stabilité du chargement thermique au cours des cycles tout en permettant une détection aisée des fissures de fatigue après attaque chimique de l'oxyde, du fait de l'absence de stries d'usure.

2.3 Essais de fatigue uniaxiale à grand nombre de cycles

Des essais de fatigue dans le domaine des grands nombre de cycles ont été réalisés pour déterminer la limite d'endurance à température ambiante d'une nuance d'acier inoxydable austénitique de type 304L, sous amplitude de charge ou de déformation imposée, avec ou sans contrainte moyenne. En l'absence de contrainte moyenne, on observe un comportement caractéristique de ce type d'aciers (Alain, 1997), à savoir un adoucissement cyclique pendant environ 40000 cycles suivi d'un durcissement secondaire jusqu'à la fin de l'essai, soit 5 millions de cycles ou une rupture de l'éprouvette (Figure 2). Ce comportement non stabilisé du matériau au cours des cycles ne permet pas un transfert aisé des résultats de fatigue obtenus selon un mode d'asservissement (charge imposé) vers un autre (déformation imposée). Ainsi, les valeurs à mi-durée de vie traditionnellement retenues pour caractériser le comportement moyen du matériau sont sans rapport entre elles pour les essais menés jusqu'à 5 millions de cycles selon un mode d'asservissement ou l'autre. Le durcissement secondaire est lié à l'installation d'une microstructure de dislocations particulière, appelée corduroy, du fait du rôle conjugué de la faible énergie de faute d'empilement du matériau et de la faible amplitude de sollicitation uniaxiale.

En présence d'une contrainte moyenne de 50MPa, la limite d'endurance obtenue en amplitude de charge imposée n'est que 5% plus faible que celle obtenue sans contrainte moyenne. Par contre, avec la même

contrainte moyenne, la nouvelle limite d'endurance obtenue en amplitude de déformation imposée est 30% plus faible que celle obtenue sans contrainte moyenne.



a) $\Delta\varepsilon/2 = 0,18\%$

b) $\Delta\sigma/2 = 180$ MPa

Figure 2: Évolution des amplitudes de contrainte et de déformation pour des essais de fatigue réalisés respectivement en amplitude de déformation (a) ou de contrainte (b) imposées, avec ou sans contrainte moyenne, pour des niveaux proches de l'endurance sans contrainte moyenne.

Cette différence sensible dans les résultats peut s'expliquer par le changement de comportement entre les essais avec ou sans contrainte moyenne. En effet, le module d'érouissage est plus élevé en présence de contrainte moyenne que sans, et donc pour une même amplitude de contrainte, l'amplitude de déformation totale et donc plastique est nettement plus faible en présence de contrainte moyenne que sans (Figure 2b). L'effet néfaste connu d'une contrainte moyenne est donc partiellement compensé par la diminution d'amplitude de déformation plastique. Par contre, pour une même amplitude de déformation totale imposée, l'amplitude de contrainte augmente en présence de contrainte moyenne (Figure 2a). L'amplitude de déformation plastique (égale à l'amplitude de déformation totale moins l'amplitude de déformation élastique, elle-même proportionnelle à l'amplitude de contrainte) est alors également plus faible avec contrainte moyenne que sans, mais cette baisse est bien moins importante que dans le cas des essais à amplitude de contrainte imposée. Dès lors, cela explique pourquoi il est nécessaire de réduire significativement l'amplitude de déformation totale appliquée en présence de contrainte moyenne (par rapport à la limite d'endurance en déformation sans contrainte moyenne) pour obtenir la même amplitude de déformation plastique que dans les essais à amplitude de contrainte imposée autour de la même contrainte moyenne.

3. MODÉLISATION

3.1 Apparition et développement d'un réseau de fissures de fatigue thermique.

Un cadre probabiliste a été mis en place pour décrire l'amorçage continu de fissures et l'impossibilité d'amorcer de nouvelles fissures à proximité d'anciennes, du fait de l'effet d'écran ou de décharge (Malésys, 2006). Le modèle donne accès à la densité de fissures amorçées et parmi elles, celles qui continuent de se propager, encore appelées fissures actives. On peut également décrire la saturation du réseau via une probabilité dite d'obscurcissement, qui rend compte à la fois de l'impossibilité d'amorcer une nouvelle fissure dans la zone d'étude mais également de l'arrêt d'une fissure lorsqu'elle se retrouve dans la zone d'écran qui entoure une fissure amorcée avant elle. Enfin, le modèle donne accès à la distribution de tailles de fissures particulièrement utile si un chargement mécanique supplémentaire est appliqué à la structure fissurée. En effet, les facteurs d'intensité de contrainte en pointe de fissure peuvent être fortement réduits pour un réseau de fissures bandes de taille identique donnant lieu à un "effet retard" par rapport au cas d'une fissure isolée, alors que si une fissure dépasse fortement en taille

les autres, sa vitesse de propagation sous chargement mécanique additionnel sera proche de celle d'une fissure unique.

Tous ces résultats sont obtenus dans le cadre restrictif d'un chargement uniaxial hétérogène, avec uniquement prise en compte du gradient qui apparaît selon l'épaisseur d'une structure soumise à un choc thermique. La prise en compte de la multiaxialité du chargement en surface est à l'étude. En outre, on considère que l'amorçage n'a lieu qu'en surface et que la propagation d'une fissure initialement semi-circulaire dans un champ de contrainte à fort gradient est décrite par le modèle de Wang et Lambert (1995).

3.2 Partition d'énergie plastique en énergie stockée et dissipée.

Les essais de fatigue uniaxiale présentés précédemment ont été réalisés avec un suivi des températures au centre de la zone utile des éprouvettes et sur les mors de la machine hydraulique, en utilisant des thermocouples K gainés et plaqués sur les surfaces dont on souhaite connaître la température. La variation relative de température de l'éprouvette par rapport aux mors de la machine θ est donc connue au cours des cycles, ainsi que le temps caractéristique τ_{eq} qui apparaît dans la version simplifiée de l'équation de la chaleur (Boulanger, 2004) ¹:

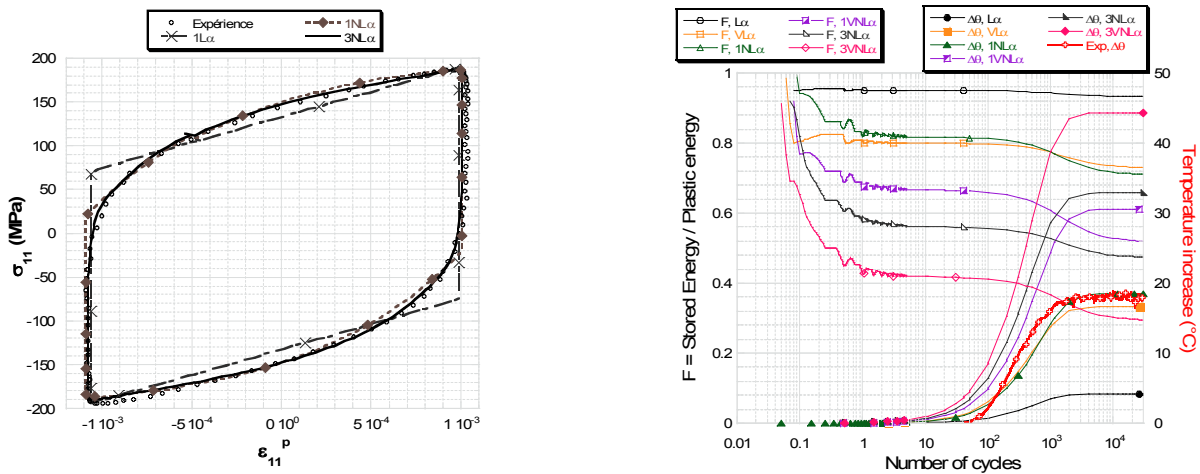
$$\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_{eq}} = \frac{\dot{\phi}}{\rho C_p} \quad (1)$$

avec ρ la masse volumique du matériau, C_p la capacité calorifique massique et $\dot{\phi}$ le taux d'énergie dissipée sous forme de chaleur, quantité également accessible à l'aide d'une approche thermodynamique (Lemaitre et Chaboche, 1988). En négligeant le couplage thermo-élastique, cette part de la puissance mécanique peut être retranchée à la puissance plastique consommée par le matériau, de manière à obtenir le taux d'énergie stockée dans le matériau. Cette dernière quantité est a priori mieux à même de rendre compte de l'endommagement progressif du matériau dans la mesure où, d'une part, l'énergie dissipée sous forme de chaleur n'est plus disponible pour créer des fissures et d'autre part, l'augmentation d'énergie stockée ne peut pas se faire indéfiniment. Une fissure pourra finalement se créer lorsque l'énergie stockée sera égale à l'énergie de création de surface et que la contrainte normale au plan de fissuration aura atteint une valeur seuil (Déprés, 2006).

Plusieurs modèles de comportement conçus pour la plasticité cyclique des matériaux métalliques ont ainsi été réécrits dans un formalisme thermodynamique de manière à juger de leur capacité à décrire à la fois le comportement "classique" contrainte-déformation du matériau considéré dans cette étude mais également l'échauffement du matériau et la part d'énergie plastique stockée. Le lecteur trouvera dans (Chaboche, 1993) les expressions des potentiels d'état et de dissipation associés aux modèles d'écrouissage cinématique linéaire et non-linéaire ainsi qu'à un écrouissage isotrope non-linéaire. Dans le cas usuel où plusieurs variables d'écrouissage cinématique non-linéaire sont choisies, on montre qu'au cours d'un cycle de fatigue, l'énergie stockée dans l'ensemble des variables ne repasse plus par zéro, contrairement au cas d'une seule variable. Ceci vient du fait que les différentes variables ne s'annulent pas au même instant au cours d'un cycle, créant en quelque sorte un champ de contrainte auto équilibré lorsque l'écrouissage cinématique global est nul. Le choix du nombre de variables d'écrouissage cinématique n'est par ailleurs pas anodin sur la prévision du taux d'énergie stockée dans le matériau. En effet, dans le formalisme thermodynamique classique, l'énergie stockée au cours des cycles est essentiellement fonction de la valeur de l'écrouissage isotrope dont la valeur initiale peut varier significativement selon la quantité de variables d'écrouissages cinématiques retenues notamment pour décrire la transition élasto-plastique. Trois modèles de comportement ont ainsi été identifiés sur les 30000 premiers cycles d'un essai de fatigue présenté précédemment, à +/-0,2%. Ces modèles contiennent un écrouissage isotrope non-linéaire et respectivement un écrouissage cinématique linéaire

¹ L'identification de τ_{eq} a été faite sur la décroissance exponentielle de θ après avoir interrompu un essai ($\dot{\phi} = 0$).

(1L α), un non-linéaire (1NL α) et enfin trois non-linéaires (3NL α), avec une évolution cyclique des paramètres pour décrire l'évolution du comportement du matériau. Toute la limite d'élasticité apparente est prise en compte dans la variable d'écroutissage isotrope de manière à limiter l'élévation de température prévue par le modèle et rester le plus possible en accord avec l'expérience. On note sur la Figure 3, l'effet du nombre d'écroutissages cinématiques sur la limite d'élasticité du modèle (a) et sur le taux F d'énergie stockée sur énergie plastique ainsi que sur la hausse de température de l'éprouvette (b). Deux identifications de chaque modèle ont été faites respectivement avec un comportement visqueux ou plastique indépendant du temps. Le comportement visqueux dissipe plus d'énergie sous forme de chaleur que le comportement plastique et il est intéressant de noter qu'en l'absence de mesures d'élévation de température une trop grande incertitude subsiste sur les taux d'énergie stockée prédits par des modèles "convenables" du point de vue du comportement. Les mesures d'élévation de température peuvent ainsi être utilisées non pas pour choisir le nombre de variables d'écroutissage cinématique, mais plutôt pour fixer le niveau d'écroutissage isotrope compatible avec la dissipation thermique du matériau.



a) Identification de trois modèles de comportement sur le 30000^e cycle d'un essai de fatigue à $\pm 0,2\%$

b) Evolution du ratio F d'énergie stockée sur énergie plastique et de l'élévation de température de l'éprouvette pour les 3 modèles de comportement en version viscoplastique (V) ou plastique indépendante du temps.

Figure 3: Résultats d'identification de trois modèles de comportement macroscopique sur le 30000^e cycle d'un essai de fatigue à déformation imposée et prévision de ces modèles en terme de ratio d'énergie stockée sur énergie plastique totale et élévation de température de l'éprouvette.

Cette étude critique de la capacité des modèles de comportement à décrire la partition d'énergie plastique a été étendue au cas de modèles comptant des centaines voire des milliers de variables d'écroutissage cinématique, à savoir des modèles polycristallins. Nous avons choisi le modèle de Cailletaud (1992) et Pilvin (1997) qui présente l'avantage de notre point de vue de conserver à l'échelle des systèmes de glissement des équations de comportement proches de celles écrites traditionnellement à l'échelle macroscopique, du moins dans les premières versions du modèle.

D'après (Diligent *et al.*, 2001), une partie de l'énergie plastique est stockée dans le champ de contrainte intergranulaire autoéquilibré. Ces auteurs proposent alors de calculer le taux d'énergie plastique stockée à ce niveau de la manière suivante:

$$\dot{W}_{\text{micro}}^e = \sum_g f_g \underline{\underline{\sigma}}_g : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_g^e = \sum_g f_g \underline{\underline{\sigma}}_g : (\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_g - \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_g^p) \quad (2)$$

avec f_g , la fraction volumique de phase "g", $\underline{\underline{\sigma}}_g$ et $\underline{\underline{\epsilon}}_g$ les états de contrainte et de déformation dans cette phase. Ensuite, la puissance plastique consommée dans chaque phase g, peut s'écrire:

$$\underline{\underline{\sigma}}_g : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_g^p = \underline{\underline{\sigma}}_g : \sum_s \underline{\underline{M}}_s \dot{\gamma}_s = \sum_s \underline{\underline{\sigma}}_g : \underline{\underline{M}}_s \dot{\gamma}_s = \sum_s \tau_s \dot{\gamma}_s \quad (3)$$

avec $\underline{\underline{M}}_s$, τ_s et $\dot{\gamma}_s$ respectivement la matrice de Taylor, la cission et le taux de glissement plastique sur le système s . On définit comme variables internes sur chaque système de glissement s l'opposé du glissement plastique γ_s , l'écroissage cinématique α_s et l'écroissage isotrope r_s . On choisit le potentiel d'état plastique suivant pour chaque système de glissement:

$$\Psi_s = \frac{1}{2} \mu (\gamma_s^t - \gamma_s)^2 + \frac{1}{2} C \alpha_s^2 + Q H_{ss} \left[r_s + \frac{1}{b} (e^{-br_s} - 1) \right] + Q r_s \sum_{m \neq s} H_{sm} (1 - e^{-br_m}) \quad (4)$$

avec μ , le module de cisaillement du matériau, γ_s^t le glissement plastique total sur le système, C et Q les module d'écroissage cinématique et isotrope, b un coefficient responsable de la vitesse de saturation de l'écroissage isotrope, et H_{sm} , les coefficients de la matrice d'interaction entre systèmes de glissement (Franciosi, 1985). On notera au passage dans cette expression que les m variables d'écroissage isotrope r_m où $m \neq s$ sont des variables auxiliaires du potentiel d'état du système s (Lemaitre et Chaboche, 1988). Le potentiel de dissipation pour le système de glissement s s'écrit alors:

$$\varphi_s = \left(\frac{K}{n+1} \right) \left\langle \frac{|\tau_s - X_s| + \frac{D}{2C} X_s^2 - R_s - \tau_0}{K} \right\rangle^{n+1} \quad (5)$$

A partir de ces deux potentiels, on retrouve aisément les équations d'état et de dissipation du modèle polycristallin de Cailletaud et Pilvin. En appliquant ensuite l'inégalité de Clausius-Duhem, on obtient respectivement le taux d'énergie plastique dissipée et le taux d'énergie plastique stockée dans chaque phase g :

$$\dot{\phi}_g = \sum_s (-\dot{\Psi}_s) = \sum_s (\tau_s \dot{\gamma}_s - X_s \dot{\alpha}_s - R_s \dot{r}_s) \geq 0 \quad \text{et} \quad \dot{W}_g^{St} = \sum_s (X_s \dot{\alpha}_s + R_s \dot{r}_s) \quad (6)$$

Une identification du modèle de comportement a été réalisée sur la boucle de comportement de fatigue présentée précédemment (Figure 3). Une bonne adéquation est obtenue entre les taux d'énergie stockée et dissipée obtenus expérimentalement et par simulation à condition de considérer que tout la limite d'élasticité apparente du matériau est prise en compte dans la valeur initiale des variables d'écroissage isotropes r_s . Un modèle polycristallin donne accès à l'énergie stockée par phase, et les conditions d'amorçage de fissure sont alors atteintes à des nombres de cycles différents pour chaque phase. On peut alors envisager d'utiliser les champs locaux pour identifier un modèle d'amorçage local ou bien encore avoir une estimation de la dispersion des nombres de cycles à rupture locaux. Du point de vue de la fatigue à grand nombre de cycles, il serait également souhaitable de considérer une adaptation du modèle autocohérent au cas d'une inclusion non plus noyée en volume dans une matrice homogène mais plutôt en surface du matériau (Sauzay, 2000).

4. BILAN ET PERSPECTIVES

Des efforts permanents sont réalisés pour améliorer notre base de données sur la fatigue d'origine thermique d'aciers inoxydables austénitiques dans le domaine des grands nombres de cycles. Le chargement multiaxial et fortement hétérogène produit des réseaux des fissures dont le développement est décrit dans un cadre probabiliste. Le comportement du matériau à l'endurance est également étudié le plus largement possible et les prémices d'un modèle d'endommagement basé sur l'énergie plastique stockée dans le matériau ont été pausées. Toutefois, ces derniers résultats expérimentaux ont été obtenus

à température ambiante et sous chargement uniaxial. Une sollicitation équi-biaxiale, plus représentative des chargements d'origine thermique, est susceptible d'accélérer l'amorçage de fissures d'où le besoin d'essais mécaniques bien contrôlés de ce type. Afin de mieux prendre en compte la spécificité des sollicitations industrielles réelles, la réponse du matériau sous chargement aléatoire doit également être étudiée plus finement dans ce domaine de nombres de cycles.

5. REMERCIEMENTS

Ces différentes études ont été soutenues par EDF et les auteurs remercient notamment J. C. Le-Roux et S. Taheri pour les discussions fructueuses sur ces sujets.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Alain, R., Violan, P., Mendez, J., Gerland M., Ait Saadi, B., "Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316L type austenitic stainless steel between 20 and 600°C, Part I & II", *Material Science and Engineering*, **A229**, (1997), pp. 68-94.
- Amiable, S., Chapuliot, S., Constantinescu, A. et Fissolo, A., "A Computational lifetime prediction of a thermal shock experiment. Part I&II", *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, **29**, (2006), pp. 209-227.
- Bernardin, J. D., Mudawar, I., "An experimental investigation into the relationship between temperature-time history and surface roughness in the spray quenching of aluminium parts", *Journal of engineering materials and technology*, **118**, (1996), pp.127-134.
- Boulanger, T., Chrysochoos, A., Mabru, C. et Galtier, A., "Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels", *International Journal of Fatigue*, **26**, (2004), pp. 221-229.
- Cailletaud, G., "A micromechanical approach of inelastic behaviour of metals", *International Journal of Plasticity*, **8**, (1992), pp. 55-73.
- Chaboche, J.-L., "Cyclic viscoplastic constitutive equations, Part I & II", *Journal of Applied Mechanics*, pp. 813-828, 1993.
- Chaise, S., Francou, L., Hervé, P., Maillot, V. et Vincent, L., "Influence de l'état de surface sur le niveau de chargement en fatigue thermique", *JPSF2M Fatigue et Etat de Surface*, (2005), Senlis.
- Déprés, C., F., Robertson, C., Fivel, M., C., "Low-strain fatigue in 316L steel surface grains: a three dimension discrete dislocation dynamics modelling of the early cycles. Part 2: Persistent slip markings and micro-crack nucleation", *Philosophical Magazine*, **86**, n°1, (2006), pp. 79-97.
- Diligent, S., Gautier, E., Lemoine, X. et Berveiller, M., "Lattice orientation dependence of the stored energy during cold-rolling of polycrystalline steels", *Acta Materiala*, **49**, (2001), pp. 4079-4088.
- Francou, L., Chaise, S., Vincent, L. et Hervé, P., "Mesure par caméra infrarouge du champ de température au cours d'un choc thermique. Application à la fatigue thermique d'aciers inoxydables austénitiques", *17ième Congrès Français de Mécanique*, (2005), Troyes.
- Franciosi, P., "The concepts of latent hardening and strain hardening in metallic single crystals", *Acta Metallurgica*, **33**, (1985), pp. 1601-1612.
- Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., "Mécanique des matériaux solides", Dunod, (1988).
- Le Masson, P., Dumons, P., "Instrumentation d'un échantillon en thermocouples et estimation du coefficients de transfert", *Rapport de contrat CEA/LET2E – UBS*, (2006).
- Maillot, V., Degallaix G., Degallaix, S. et Fissolo, A., "Thermal fatigue crack networks: an experimental study", *Int. J. Solids Struct.*, **42**, (2005), pp. 759-769.
- Malésys, N., Seyedi, M., Vincent, L., Hild, F., "On the formation of crack networks in high cycle fatigue", *C. R. Mécanique*, **334**, (2006), pp. 419-424.
- Pilvin, P. et Geyer, P., "Modelling of Uniaxial and Multiaxial Ratchetting of SS316 SPH by a Polycrystalline Approach", (1997), SMIRT.
- Robert, N., Economou, J., Cornuel, F., Volte, O., Stephan, J.-M., "Investigations of mixing zones subject to thermal fatigue", *International symposium "Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs"*, Fontevraud, Septembre 2006.
- Sauzay, M., Gilormini, P., "Surface and cyclic microplasticity", *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, **23**, (2000), pp. 573-579.