



HAL
open science

Etude des mécanismes de déformation dans des alliages métalliques sous sollicitation cyclique de faible amplitude

Julien Louge, Rémi Munier, Cédric Doudard, Sylvain Calloch, Bastien Weber

► To cite this version:

Julien Louge, Rémi Munier, Cédric Doudard, Sylvain Calloch, Bastien Weber. Etude des mécanismes de déformation dans des alliages métalliques sous sollicitation cyclique de faible amplitude. CFM 2017 - 23ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2017, Lille, France. hal-03465776

HAL Id: hal-03465776

<https://hal.science/hal-03465776>

Submitted on 3 Dec 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Étude des mécanismes de déformation dans des alliages métalliques sous sollicitation cyclique de faible amplitude

J. LOUGE^{a,b}, R. MUNIER^a, C. DOUDARD^a, S. CALLOCH^a, B. WEBER^b

a. Institut de Recherche Duouy de Lôme (FRE 3744), UBS/UBO/ENSTA-Bretagne/ENIB –
2, rue François Verny 29806 BREST CEDEX 9

b. ArcelorMittal Centre Auto, Voie Romaine 57280 Maizières-lès-Metz

Résumé :

Dans le but d'améliorer le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles des structures, de nombreuses équipes de recherche travaillent sur la mise au point de modèles prédictifs à deux échelles. Ces modèles sont basés sur le principe que l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles est localisé à une échelle microscopique et est dû à l'activation de microplasticité. Pour les enrichir, il s'avère nécessaire de mieux caractériser les mécanismes de déformation sous sollicitation cyclique de faible amplitude.

Abstract :

In order to improve high cycle fatigue life prediction of structures, many research teams work on the development of two-scales predictive models. These models are based on the principle that the HCF damage is focused on the microscopic scale and is due to the activation of the microplasticity. To enrich them, it is necessary to better characterize the deformation mechanism under low range cycle loading.

Mots clefs : Fatigue HCF, mécanismes de microplasticité, modèle à deux échelles

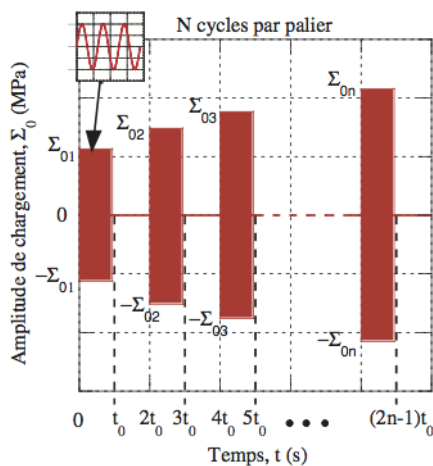
1 Introduction

Les modèles prédictifs à deux échelles permettant le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles des structures sont basés sur le principe que l'endommagement est principalement dû à l'activation de microplasticité [2,4,9]. Nous cherchons donc à caractériser les mécanismes de déformation sous sollicitation cyclique de faible amplitude. Pour cela, nous allons regarder une caractérisation indirecte, par des essais d'auto-échauffement, et une caractérisation plus directe par observation à une échelle plus fine. À partir de la caractérisation indirecte (auto-échauffement) un modèle probabiliste à deux échelles a été proposé, tandis que la méthode directe permet d'obtenir une meilleure compréhension des mécanismes ainsi que de justifier les ingrédients introduits dans ce

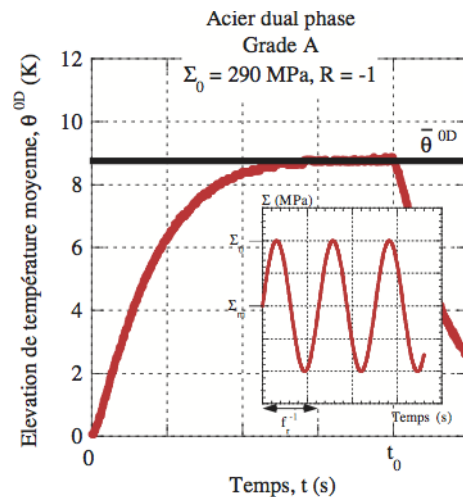
modèle. Ensuite, l'influence d'un effet d'histoire sur les résultats d'essais d'auto-échauffement sera regardée. Dans un premier temps, seule une pré-déformation plastique initiale sera étudiée. Enfin, les perspectives seront de regarder l'influence d'un ou quelques cycles de forte amplitude suivis d'un chargement à amplitude plus faible.

2 Essais d'auto-échauffement

Un essai d'auto-échauffement permet une détermination rapide de la limite d'endurance basée sur l'observation expérimentale des effets thermiques au cours de chargements cycliques. Ces essais consistent à solliciter une éprouvette de fatigue par une succession de blocs de chargement avec une amplitude Σ_0 croissante (amplitude constante pas bloc). L'élévation de température est relevée dans la zone utile de l'éprouvette (Fig. 1). Pendant la phase de sollicitation la température augmente jusqu'à atteindre une valeur stabilisée. La valeur de la température stabilisée dépend de l'amplitude et de la fréquence du chargement.



(a) Représentation des blocs de chargement cyclique d'amplitude constante



(b) Élévation de la température lors d'un bloc de chargement

Figure 1 : Principe d'un essai d'auto-échauffement

Pour chaque bloc de chargement, l'élévation de température est obtenue en faisant la différence entre la valeur finale stabilisée et la valeur initiale avant sollicitation. Une fois ce calcul réalisé pour chaque bloc de chargement, les élévations de température sont tracées dans un graphique en fonction de l'amplitude de chargement. Ce graphique est appelé courbe d'auto-échauffement, présenté dans un diagramme logarithmique (Fig. 2a). Une telle représentation permet de mettre en évidence la présence de deux régimes (i.e. deux droites dans la représentation logarithmique). Ces deux régimes sont appelés « régime primaire » et « régime secondaire ». Ainsi à l'aide d'un tel essai, nous avons accès à la dissipation associée aux mécanismes de déformation mis en jeu sous sollicitation cyclique.

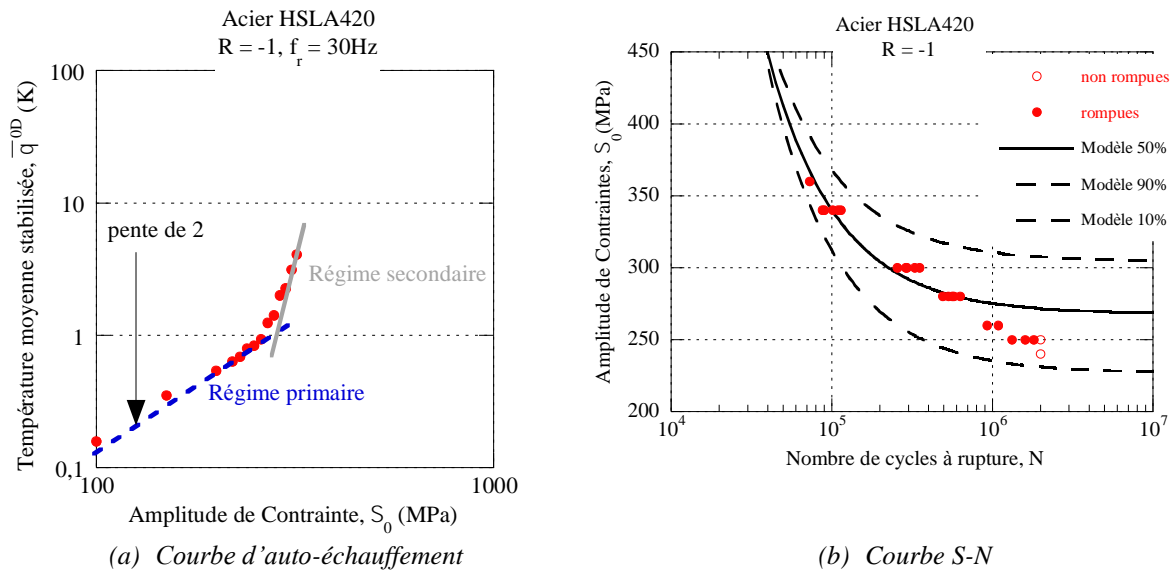


Figure 2 : Courbe d'auto-échauffement (log-log)

Un modèle probabiliste à deux échelles a été construit en partant de l'observation des mécanismes à l'origine de la fatigue [8]. Ensuite, un scénario d'activation de ces mécanismes a été établi pour enfin mettre en place un scénario de rupture.

Dans cette modélisation, le VER (Volume Élémentaire Représentatif) est constitué d'une matrice au comportement élasto-plastique contenant une population d'inclusion, également au comportement élasto-plastique (Fig. 3). Sous un chargement de faible amplitude jusqu'à un certain seuil, les inclusions ont le même comportement que la matrice et donc la dissipation est due au comportement élasto-plastique de la matrice. Ceci est associé au premier régime d'auto-échauffement. Sous un chargement plus important, supérieur au précédent seuil, l'écroutissement des inclusions est activé. La dissipation n'est plus seulement due au comportement de la matrice, mais aussi à celui des inclusions. Ceci correspond au second régime d'auto-échauffement.

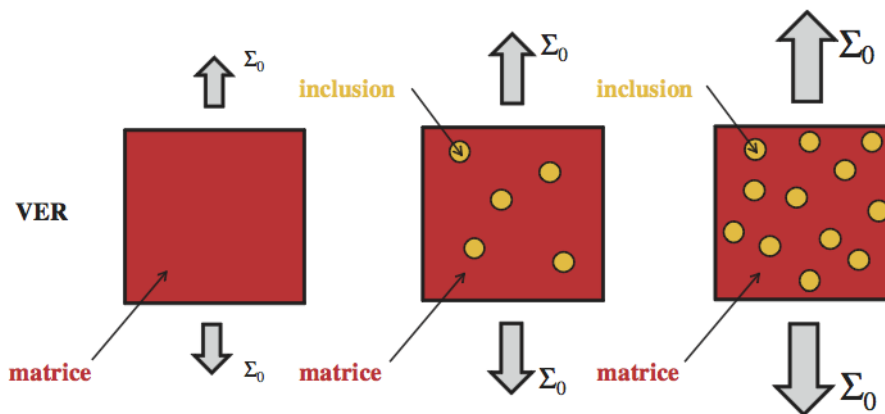


Figure 3 : Volume Élémentaire Représentatif (VER) du modèle probabiliste à deux échelles

Dans le second régime, le modèle repose sur l'hypothèse que les mécanismes dissipatifs sont de la microplasticité. Ces mécanismes de déformation conduisent à des intrusions / extrusions en surface de la matière, appelés Bande de Glissement Persistantes (BGPs). L'apparition de la microplasticité est modélisée par un Processus Ponctuel de Poisson (PPP) [3,5,6], en considérant qu'un site est actif si de la microplasticité se développe dans ce site. Le nombre moyen de sites actifs

(N) est défini en fonction de la densité de sites actifs dans le VER (λ). Les paramètres S_0 et m sont respectivement le paramètre d'échelle et le module du modèle de Weibull.

$$N(\Omega) = \lambda \times V = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \times V$$

L'hypothèse du maillon le plus faible est faite : la probabilité de rupture (P_F) est égale à la probabilité de trouver au moins un site actif dans le VER. On a alors la probabilité de rupture qui est donnée par :

$$P_F = 1 - \exp \left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \right]$$

Le modèle utilise comme critère de ruine l'énergie dissipée critique (E_C). Cette modélisation permet d'obtenir les courbes de S-N (Fig. 2b), suivant le formalisme suivant :

$$N_R(P_F) = \frac{A}{\bar{\Sigma}_{\infty}(P_F) \langle \Sigma_0 - \bar{\Sigma}_{\infty}(P_F) \rangle}$$

Avec A un paramètre matériau et $\bar{\Sigma}_{\infty}(P_F)$ la limite d'endurance associée à une probabilité de rupture donnée P_F .

3 Microplasticité sous sollicitation cyclique

L'élévation de température moyenne mesurée lors d'un essai d'auto-échauffement correspond à des phénomènes se produisant en moyenne au sein du volume. Or, une observation au sein d'un volume sur les aciers est délicate. Les observations doivent donc se limiter en surface du matériau. Ce sont ces phénomènes que nous cherchons à identifier. Pour cela, il faut les observer à une échelle fine. Les moyens expérimentaux utilisés sont un microscope optique, un microscope optique à balayage (MEB) en utilisant deux sondes (SEM et EBSD) et un microscope à force atomique (AFM). Chacun de ces moyens permet de se placer à différentes échelles d'observation et de fournir des informations à la fois qualitatives et quantitatives.

3.1 Protocole expérimental

Une géométrie d'éprouvette de fatigue standard est utilisée pour réaliser les observations au cours de sollicitations cycliques (Fig. 4). Cependant, les éprouvettes possèdent une rugosité initiale en surface dont il faut s'affranchir. Pour cela, un polissage en deux étapes est réalisé. La première étape est un polissage mécanique sur une face complète de l'éprouvette et la seconde est un polissage électrolytique sur la partie centrale de l'éprouvette. Ce dernier polissage permet entre autres d'effacer les contraintes résiduelles introduites lors du polissage mécanique et de révéler la microstructure.

Des essais de fatigue interrompus sont réalisés en utilisant une éprouvette par niveau de sollicitation. Pour chaque éprouvette, associée à une amplitude de chargement, l'essai de fatigue est interrompu afin de réaliser des observations par microscope optique en surface de l'éprouvette (partie polie). Cela permet d'observer les mécanismes se produisant en surface en fonction du nombre de

cycles appliqués. Il faut noter que suivant la valeur de l'amplitude de chargement, les mécanismes observés sont à l'origine soit du régime primaire, soit du régime secondaire.

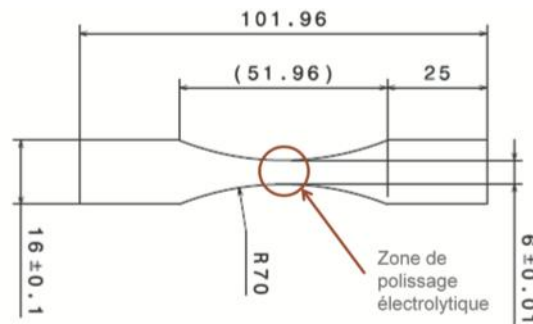


Figure 4 : Géométrie des éprouvettes pour les essais de fatigue interrompus

3.2 Observations dans le régime secondaire

Lors des essais de fatigue interrompus, deux paramètres influençant l'apparition des mécanismes sont étudiés : le nombre de cycles et l'amplitude de chargement. Dans un premier temps, l'influence du nombre de cycles pour une amplitude constante est étudiée. Au cours du chargement, plusieurs clichés sont réalisés pour différentes valeurs du nombre de cycles (Fig. 5). Des « tâches noires » sont observées en surface du matériau après sollicitation. Grâce aux autres moyens d'observation, il est montré que ces « tâches noires » correspondent à des Bandes de Glissement Persistantes (BGP). Nous pouvons constater que la répartition spatiale de ces BGP est aléatoire.

Les clichés successifs pris lors des essais de fatigue interrompus pour une même amplitude de chargement mettent en évidence une augmentation progressive de la taille des BGP. Il n'y a pas de nouveau lieu d'apparition des BGP. Le nombre de BGP est indépendant du nombre de cycles.

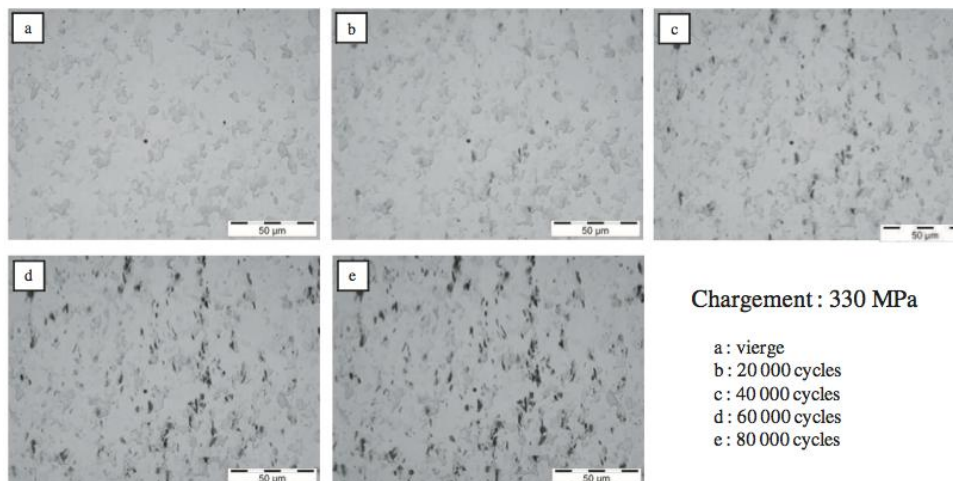


Figure 5 : Observation des mécanismes en surface en fonction du nombre de cycles à amplitude de chargement constante

Cependant, si pour un même nombre de cycles les clichés pris pour différentes amplitudes de chargement sont comparés, une évolution de la densité des BGP est constatée. Le nombre de BGP est donc dépendant de l'amplitude de chargement. Une procédure de comptage des BGP est mise en place afin de caractériser quantitativement l'évolution de leur nombre en fonction de l'amplitude du

chargement (Fig. 6). Pour cela il faut binariser les images, c'est-à-dire définir un seuil de niveau de gris à partir du duquel un pixel est défini comme noir ou blanc.

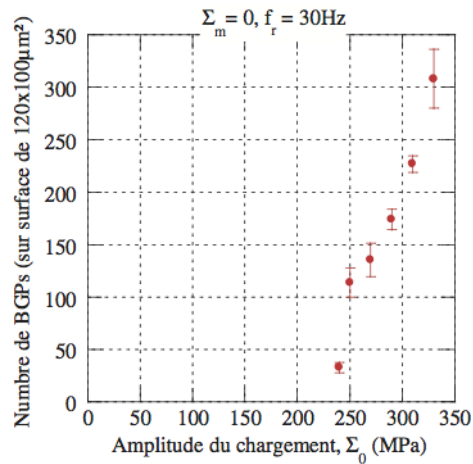


Figure 6 : Évolution de nombre de BGPs en fonction de l'amplitude du chargement cyclique

Les BGPs sont ensuite observées par les autres moyens d'observations (SEM, AFM, EBSD). Les observations par SEM (Fig. 7) permettent visualiser des extrusions rectilignes allant d'un joint de grain à un joint opposé. Les observations par AFM permettent une caractérisation fine des dimensions des BGPs. Enfin, les observations faites par EBSD permettent de constater qu'il n'y a pas de lien privilégié entre la présence de BGPs et l'orientation cristalline du grain où elles apparaissent. Donc ce sont des phénomènes autres que l'orientation cristalline qui pilotent l'apparition de microplasticité au sein des grain. Ces phénomènes peuvent être le voisinage de chacun des grains qui crée des concentrations de contraintes locales, la taille des grains, la présence de contraintes résiduelles, ...

Ce sont principalement les mécanismes se produisant dans le second régime qui pilotent le comportement en fatigue. Pour vérifier qu'il s'agit bien de BGPs, une éprouvette déjà sollicitée a été polie une seconde fois puis re-sollicitée à une amplitude de chargement correspondant au second régime sur quelques centaines de cycles. Le fait de polir une seconde fois l'éprouvette permet d'effacer les BGPs car les intrusions/extrusions ont été aplanis. Après le second chargement, les « taches noires » sont revenues. Il s'agit donc bien de BGPs.

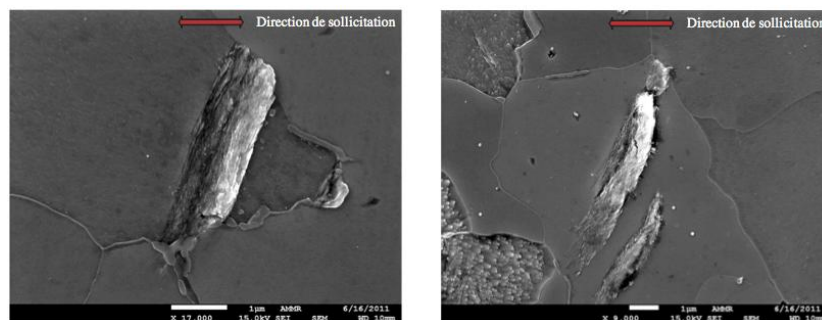


Figure 7 : Observations par MEB avec une sonde SEM

3.3 Observations dans le régime primaire

Il faut noter que les essais d'auto-échauffement sont réalisés pour des amplitudes de chargement inférieures à la limite d'élasticité macroscopique. Ce qui implique que les niveaux de chargement du régime primaire sont très inférieurs à la limite d'élasticité macroscopique. Les observations par microscope optique ne révèlent aucune BGP, excepté quelques événements rares et localisés. Il faut descendre à une échelle d'observation plus fine pour pouvoir caractériser la microplasticité dans le régime primaire.

Les observations faites par sonde EBSD mettent en évidence que sur une grande partie des grains, après sollicitation, la désorientation cristalline moyenne est supérieure à 1. Il y a donc eu des mouvements irréversibles au sein des grains au cours de la sollicitation. Plus l'amplitude de chargement est faible, plus la désorientation cristalline sera également faible. C'est pourquoi certains clichés ont été observés plus en détails ce qui a permis d'observer des désorientations locales (Fig. 8). Il y a bien des signes de microplasticité, qualifiée de diffuse, au sein des grains sous l'effet de sollicitation cyclique de faible amplitude.

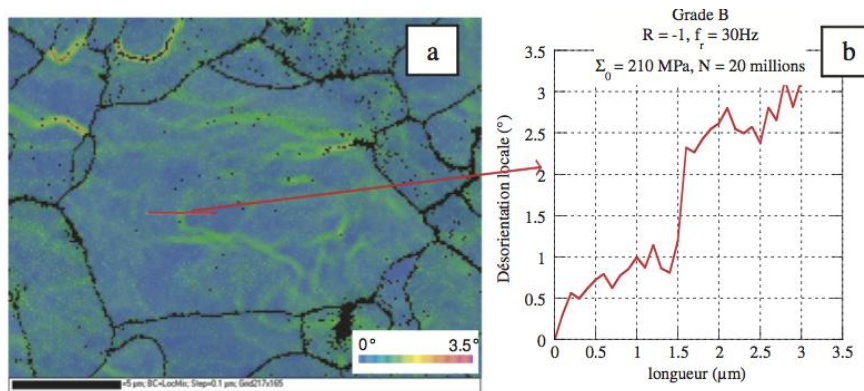


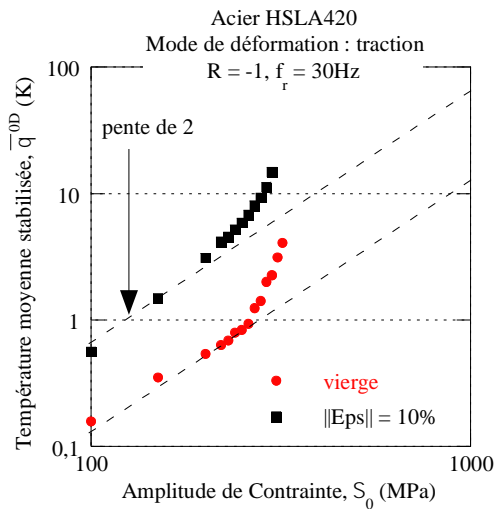
Figure 8 : Mise en évidence de désorientations locales au sein des grains

4 Effet d'une pré-déformation plastique initiale

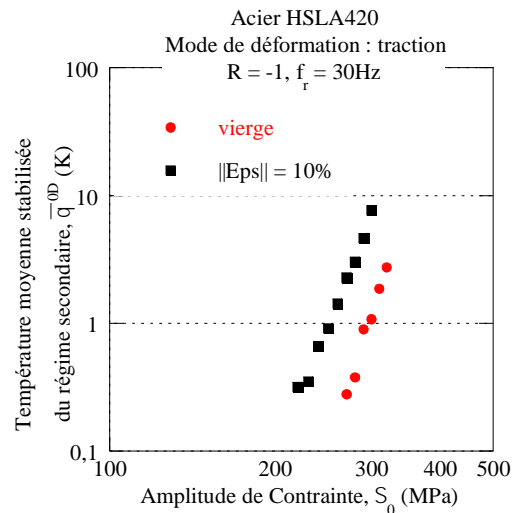
L'effet d'une pré-déformation plastique initiale a ensuite été étudiée sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles des aciers laminés à partir d'essais d'auto-échauffement. Le type d'éprouvette utilisé est le même que pour un essai d'auto-échauffement classique. La pré-déformation est réalisée en appliquant un effort de traction uniaxiale. Une fois cette pré-déformation appliquée, un essai d'auto-échauffement est réalisé sur cette éprouvette. Différents taux de pré-déformation sont testés et les courbes d'auto-échauffement sont comparées (Fig. 9). Une pré-déformation plastique initiale conduit à une augmentation de l'intensité du régime primaire et à diminuer le seuil d'apparition du régime secondaire, il commence à être observés pour des valeurs d'amplitude de chargement inférieures que pour le grade vierge. Cela implique une chute des propriétés à la fatigue en présence de pré-déformation plastique initiale pour le matériau et le niveau considéré.

Des observations plus fines ont été réalisées pour regarder l'influence d'une telle pré-déformation sur l'apparition de BGPs en surface du matériau. Il est montré que le nombre de BGPs est plus importants sur l'éprouvette ayant subi une pré-déformation pour des mêmes amplitudes de chargement (Fig. 10). Le modèle probabiliste à deux échelles a été appliqué et les résultats sont comparés avec ceux du grade vierge (Fig. 10). Ces résultats sont en accord avec les résultats obtenus

par les essais d'auto-échauffement. La présence d'une pré-déformation plastique initiale diminue les propriétés à la fatigue.

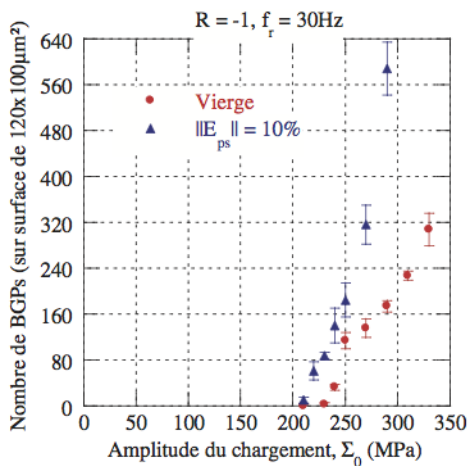


(a) Courbes d'auto-échauffement pour différents taux de pré-déformation plastique initiale

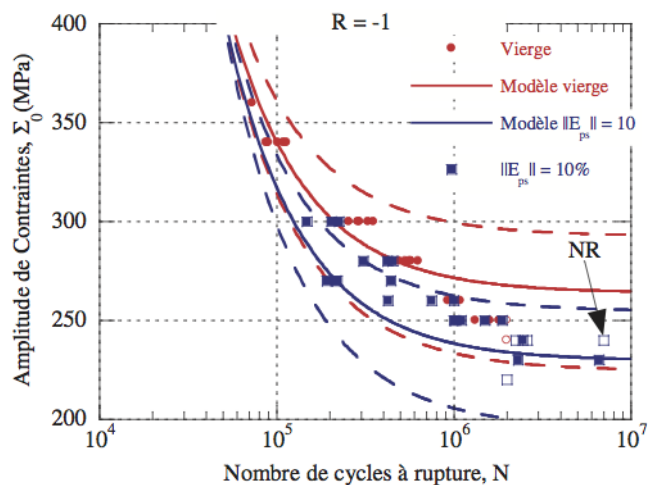


(b) Évolution du régime secondaire seul pour différent taux de pré-déformation plastique initiale

Figure 9 : Influence d'une pré-déformation plastique initiale sur les courbes d'auto-échauffement



(a) Comparaison du nombre de BGPs



(b) Comparaison courbe S-N

Figure 10 : Influence d'une pré-déformation plastique initiale sur les propriétés à la fatigue

5 Conclusion

Les essais d'auto-échauffement permettent une caractérisation rapide des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles. Ils mettent en évidence deux régimes. Un modèle probabiliste à deux échelles a été proposé afin de prévoir les courbes S-N. Le VER de ce modèle est composé d'une matrice et d'une population d'inclusions tous au comportement élasto-plastique. La transition entre les deux régimes d'auto-échauffement correspond au début de l'activation de la dissipation des inclusions,

qui évolue au cours du second régime. Le mécanisme de dissipation dans le second régime correspond à de la microplasticité. L'origine de cette microplasticité est observée par l'apparition de BGPs en surface du matériau. Il a été montré que le nombre de BGPs en surface ne dépend pas du nombre de cycles de sollicitation mais de l'amplitude du chargement. Ces observations ont permis de valider les ingrédients du modèle probabiliste à deux échelles.

Ensuite, l'effet d'une pré-déformation plastique initiale a été étudié. Il a été montré qu'une telle pré-déformation, pour le niveau appliqué (10%) et pour l'acier étudié, abaissait les propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles pour l'acier étudié. Le modèle permet de bien prédire l'effet d'une pré-déformation plastique initiale sur le matériau.

La prochaine étape à réaliser est d'étudier les effets d'histoire sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Pour cela, plusieurs perspectives ont été choisies comme l'influence d'un cycle ou de quelques cycles de forte amplitude suivi d'un chargement à amplitude plus faible. Cette étude sera réalisée à l'aide d'essais d'auto-échauffement et de mesures d'observations.

Références

- [1] Cugy, P. et Galtier, A. (2002). *Microplasticity and temperature increase in low carbon steel*. Dans Proceedings of the 8th International Fatigue Conference, volume 1, Stockholm (Suède)
- [2] Dang Van, K. (1973). *Sur la résistance à la fatigue des métaux*. Rapport technique 3^{ème} fascicule, Sciences et Techniques de l'armement, Mémorial de l'artillerie française
- [3] Denoual, C. (1998). *Approche probabiliste du comportement à l'impact du carbure de silicium : application aux blindages moyens*. Thèse de doctorat, ENS Cachan
- [4] Doudard, C. et al. (2005). *A probabilistic two-scale model for high cycle fatigue life prediction*. Fat. Fract. Eng. Mat. Struct., 28, 279-288
- [5] Gulino, R? et Phoenix, S.L. (1991). *Weibull strength statistics for graphite fibres measured from the break progression in a model Graphite/Glass/Epoxy microcomposite*. J. Mater. Sci., 26(11) : 3107-3118
- [6] Jeulin, D. (1991). *Modèles morphologiques de structures aléatoires et changement d'échelle*. Thèse d'état, Université de Caen
- [7] Munier, R. (2012). *Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique*. Thèse de doctorat, ENSTA Bretagne
- [8] Munier, R. et al. (2014). *Determination of high cycle fatigue properties of a wide range of steel sheet grades from self-heating measurements*. International Journal of Fatigue, 63, 46-61
- [9] Poncelet, M. et al. (2010). *Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 58(4), 578-593