



HAL
open science

Etude de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L

C Kpodekon, Lakhdar Taleb, S. Taheri

► To cite this version:

C Kpodekon, Lakhdar Taleb, S. Taheri. Etude de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L. CFM 2009 - 19ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2009, Marseille, France. hal-02265866

HAL Id: hal-02265866

<https://hal.science/hal-02265866v1>

Submitted on 12 Aug 2019

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.

Etude de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L

C. KPODEKON^a, L. TALEB^a, S. TAHERI^b

a. Groupe de Physique des Matériaux, UMR 6634 CNRS, INSA Rouen, avenue de l'université, 76801 Saint Etienne du Rouvray, France

b. LaMSID UMR EDF-CNRS 2832, 1 Avenue du Général de Gaulle, 92141 Clamart Cedex, France

Résumé :

Le travail est relatif aux effets de l'histoire de chargement sur la durée de vie d'un acier 304L (THY ou CLI) à l'ambiante. Des essais de traction-compression sont réalisés en deux phases : une s'intéressant au pré-écrouissage (monotone ou cyclique) du matériau, une deuxième où des cycles réguliers sont appliqués jusqu'à la rupture. Les résultats montrent un adoucissement cyclique du matériau, un durcissement cyclique secondaire sur certaines éprouvettes vierges et une grande influence du pré-écrouissage sur la durée de vie. Les effets du pré-écrouissage semblent bénéfiques en contrainte contrôlée et néfastes en déformation contrôlée. Une analyse des résultats d'essais permet d'évaluer l'évolution du module d'élasticité ainsi que les parts relatives des écrouissages isotrope et cinématique.

Abstract :

This study deals with the effects of the loading history on the lifetime of 304L stainless steel (TH or CLI) in air at room temperature. In addition to reference tests (tension-compression) performed using "regular" cycles without any overloads until failure, fatigue – overloads tests composed of different steps applied to the same specimen have also been carried out. The results point out cyclic softening of the material, additional hardening of some virgin specimens and strong lifetime dependance on monotonous or cyclic prestraining of the material. Prestraining effects seems beneficial under stress controlled conditions but deleterious under strain controlled conditions. The tests results are analyzed in order to evaluate the changes of the elasticity modulus and the relative contributions of the isotropic and kinematic parts of the strain hardening.

Mots clefs : durcissement et adoucissement cycliques, durcissement cyclique secondaire, durée de vie en fatigue, pré-écrouissage, écrouissages isotrope et cinématique, module d'élasticité.

1 Introduction

Grâce à ses excellentes qualités de résistance à la corrosion, de ténacité et de ductilité l'acier 304L [1], est utilisé pour la fabrication de plusieurs composants de la tuyauterie des centrales nucléaires du parc EDF (Electricité de France). L'acier 304L présente aussi certaines propriétés qui influencent son comportement cyclique et sa résistance à la fatigue. Il a fait l'objet de plusieurs publications ces dernières années [2], [3], [5]... Ce travail rentre dans le cadre d'un contrat de collaboration INSA de Rouen-EDF et concerne les résultats d'essais ayant pour objectif l'évaluation de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie (DDV) d'un acier 304L (nuances THYSEN (THY) et Creusot Loire Industries (CLI)), sollicité en déformation contrôlée à $\pm 0.2\%$ ou en contrainte contrôlée à $\pm 190\text{MPa}$. Les DDV des éprouvettes n'ayant subi aucun pré-écrouissage sont comparées à celles des éprouvettes ayant subi un pré-écrouissage cyclique (PEC) ou monotone (PEM) suivi de cycles réguliers de fatigue jusqu'à rupture.

D'une manière globale, les résultats d'essais montrent les effets du PEC ou du PEM aussi bien en déformation imposée (DI) qu'en contrainte imposée (CI).

Le présent papier comporte essentiellement deux parties : la première présente l'effet du pré-écrouissage sur la durée de vie (essais et résultats) et dans la deuxième partie nous analysons les évolutions des variables élastoplastiques (modules d'élasticité, écrouissages isotrope et cinématique) en fonction du nombre de cycles pour mieux comprendre les résultats obtenus.

2 Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie : essais et résultats

2.1 Description des essais

Tous les essais ont été réalisés sur une machine servo - hydraulique MTS de capacité ($\pm 250\text{KN}$, $\pm 75\text{mm}$). Les éprouvettes ont un diamètre de 8 mm et une longueur de 16 mm en zone utile. Les mesures de déformation sont réalisées à l'aide d'un extensomètre. Un essai type comporte les principales étapes suivantes :

Phase de pré-écrouissage : soit monotone (PEM) soit cyclique (PEC).

- Ecrouissage cyclique (figure 1a et b): l'éprouvette est soumise à des cycles avec une amplitude croissante (0.4%, 0.8%, 1.2%, 1.6% puis 1.8%). Dix cycles sont ensuite appliqués sous cette dernière amplitude. Le cycle final est arrêté à un point qui permet d'avoir une contrainte moyenne nulle dans la phase de « Fatigue » ultérieure.
- Ecrouissage monotone (figure 2a) : dans ce cas, on impose une traction monotone jusqu'à une déformation totale de 14% suivie d'une décharge pour revenir à contrainte nulle.

Phase de « Fatigue » (figure 2b) : soit en déformation contrôlée avec une amplitude de 0.2% soit en contrainte contrôlée sous une amplitude de 190MPa, à 5Hz. Cette dernière amplitude correspond approximativement à l'amplitude de contrainte observée à mi-durée de vie dans un essai à déformation contrôlée avec une amplitude de 0.226% sur une éprouvette n'ayant pas subi de pré-écrouissage. Une fréquence de 10Hz est appliquée pour les essais de fatigue des éprouvettes vierges.

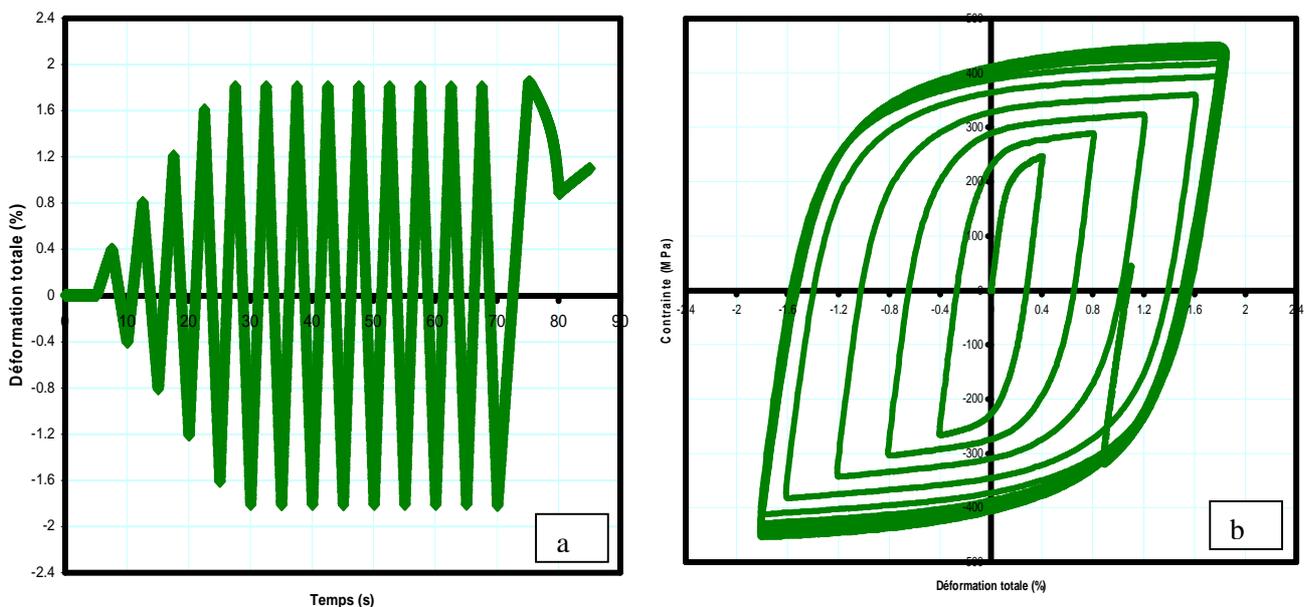


FIG. 1 – Description du pré-écrouissage cyclique : (a) réponse de l'extensomètre (b) boucles d'hystérésis correspondantes

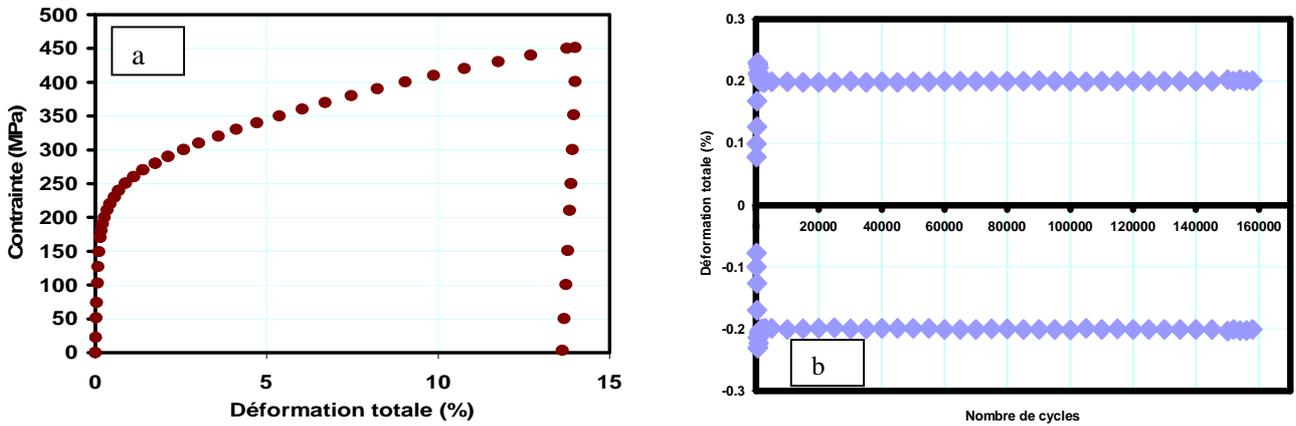


FIG. 2 – Pré-écrouissage monotone et fatigue : (a) pré-écrouissage monotone à 14% (b) réponse de l’extensomètre en phase de fatigue subséquente à $\pm 0.2\%$

2.2 Résultats

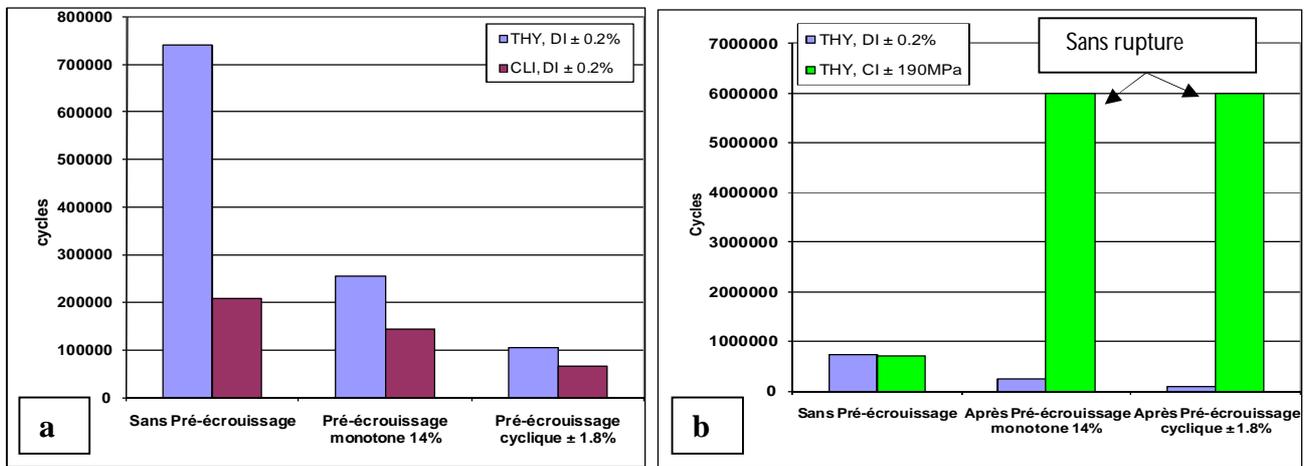


FIG. 3 – DDV en nombre de cycles : (a) comparaison pour THY et CLI en déformation imposée DI ; (b) comparaison pour THY en déformation imposée et en contrainte imposée CI.

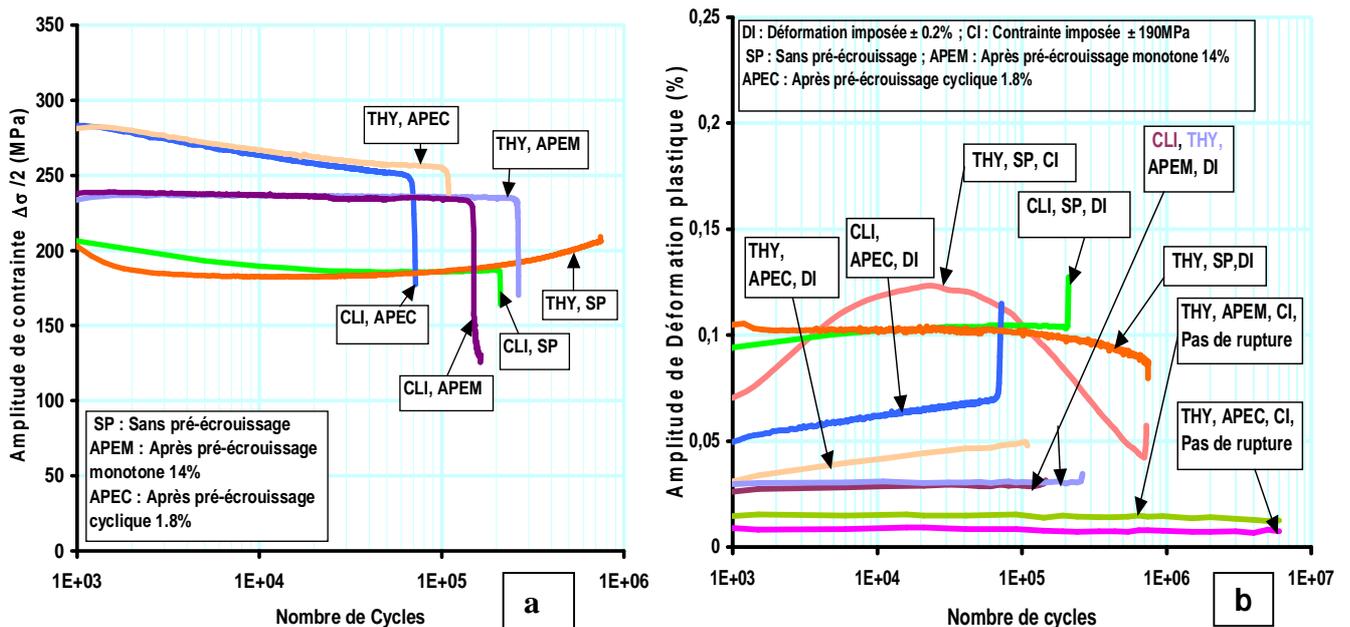


FIG. 4 – Evolution des amplitudes de contrainte et de déformation plastique en fonction du nombre de cycles : (a) amplitude de contrainte en DI, $\pm 0.2\%$ (b) amplitude de déformation plastique en CI, $\pm 190\text{MPa}$

En déformation imposée (DI), les DDV de référence sans pré-écrouissage, de THY et CLI sont respectivement de 744000 et 208000 cycles environ ; un PEM réduit la DDV de référence de THY de 65% contre 30% environ pour CLI, alors qu'après PEC on constate 85% et 67% environ de réduction de DDV respectivement pour THY et CLI (figure 3a). En contrainte imposée (CI), aucune réduction de DDV n'a été constatée après PEC ou PEM, les éprouvettes de THY ayant subi un PEM ou un PEC n'ont pas rompu jusqu'à 6 millions de cycles où les essais ont été interrompus. Ce nombre est à comparer avec la DDV de 725000 cycles obtenue pour THY vierge (sans pré-écrouissage) en CI (figure 3b).

Les figures 4a et 4b montrent les évolutions des amplitudes de contrainte et de déformation plastique en fonction du nombre de cycles. Au cours de la phase de fatigue subséquente au pré-écrouissage, THY et CLI manifestent un adoucissement cyclique (AC) et aucun durcissement des éprouvettes pré-écrouies, cependant quelques éprouvettes vierges de THY présentent un durcissement cyclique initial (DCI) suivi d'un (AC) jusqu'à 30000 cycles environ puis enfin un durcissement cyclique secondaire (DCS) jusqu'à rupture. Il n'y a pas de stabilisation cyclique réelle des éprouvettes vierges en CI ou DI. Une plasticité significative apparaît dès les premiers cycles de fatigue et persiste jusqu'à rupture à grand nombre de cycles. Les amplitudes de déformation plastique sont plus faibles en CI qu'en DI, avec des valeurs plus petites après PEM qu'après PEC, ce qui est cohérent avec les DDV obtenues.

3 Analyse et discussion

Le DCI est attribué à la multiplication des dislocations et à leurs interactions au cours de la déformation plastique, ensuite il y a AC lorsqu'au cours de l'essai, le taux d'annihilation des dislocations devient supérieur à leur taux de production ou lorsqu'un réarrangement de la microstructure augmente la mobilité des dislocations [3]. Le DCS constaté après AC sur la nuance THY vierge rappelle celui observé par Gerland et al. [4], sur un acier inoxydable 316L à 300 et 600°C sous vide. D'après ces auteurs, le DCS s'accompagne de la transformation progressive de la microstructure (type Corduroy) du matériau du fait de sa faible énergie de faute d'empilement, de la taille des grains, de la faible amplitude du chargement uniaxial et de l'évolution du vieillissement dynamique. Ces paramètres ne sont peut être pas identiques pour THY et CLI, ce qui pourrait expliquer les différences en terme de DCS. Les transformations microstructurales seraient plus longues à se mettre en place dans CLI dont les grains seraient plus gros que ceux de THY. La rupture prématurée de CLI par rapport à THY peut expliquer l'absence d'un DCS puisque toute la microstructure conséquente n'aurait pas eu le temps de s'installer complètement. Si aucune fissure n'a eu le temps de s'amorcer ou de se propager au cours de l'AC qui précède le DCS, on peut imaginer que le matériau devienne plus résistant avec le DCS en DI par réduction de l'amplitude de déformation plastique, ce qui n'est pas le cas en CI. L'acier 304L ne présente pas d'état cyclique stable, les résultats d'un essai piloté en CI ne peuvent pas être transposés en DI sans précaution. La plasticité qui apparaît dès les premiers cycles peut être une source de dissipation de chaleur et peut limiter la fréquence de cyclage. L'évolution des variables élastoplastiques (module d'élasticité, écrouissages isotrope et cinématique) peut aider à mieux comprendre les résultats obtenus.

3.1 Estimation et évolution du module d'élasticité

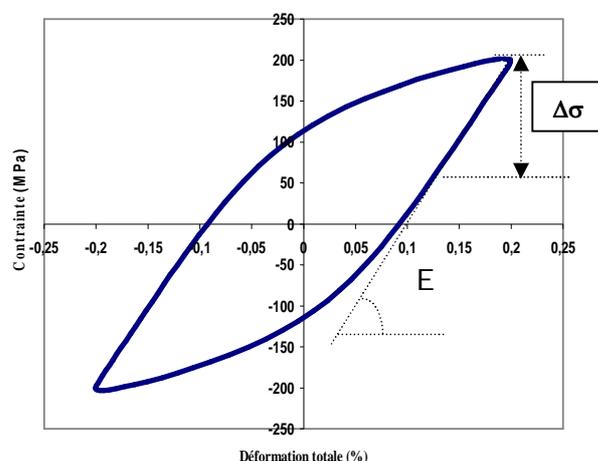


FIG. 5 : Estimation de E

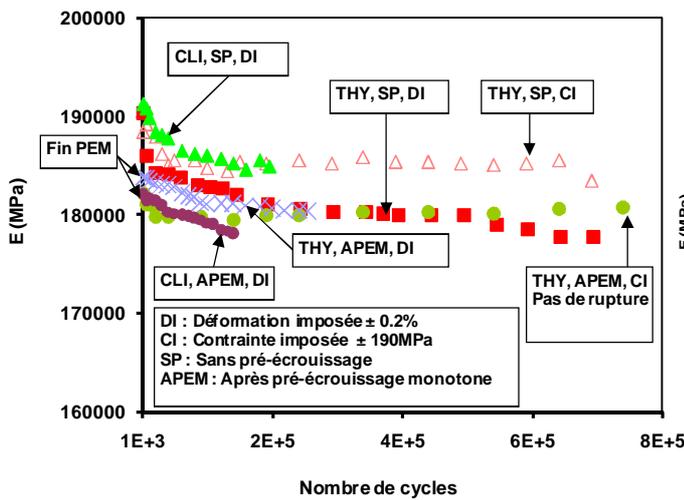


FIG. 6 : Evolution de E sur 304L vierge et après PEM

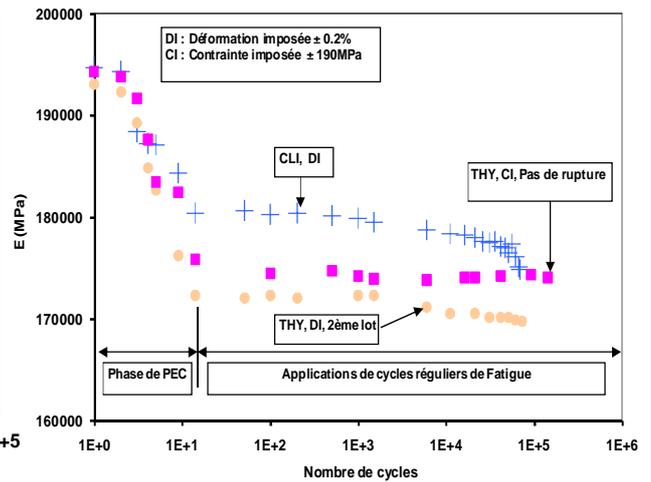


FIG. 7 : Evolution de E lors du PEC et après PEC

Le module d'élasticité effectif a été estimé, sur chaque boucle au cours de la décharge par la pente d'une droite de régression construite sur un domaine élastique dont la taille $\Delta\sigma$ a été fixée par convention à 150MPa en comptant à partir de la contrainte maximale (figure 5). Cette taille du domaine élastique tient compte de la limite élastique de ce matériau qui est de 120MPa environ. Le module d'élasticité effectif évolue en fonction des transformations de la microstructure au cours du cyclage, c'est un indicateur de l'endommagement du matériau. Il se situe autour de 192GPa environ pour THY et CLI vierges (figure 6). Un PEM jusqu'à 14% provoque une réduction du module d'élasticité de 4 à 5% contre 7 à 10% pour un PEC à 1.8%. Au cours de la phase de fatigue en DI, le module d'élasticité décroît continûment jusqu'à rupture, mais stabilise rapidement au cours des essais en CI (figures 6 et 7). On voit qu'il y a une corrélation entre la réduction du module d'élasticité et la réduction de la DDV de ce matériau en fonction du type de pré-écrouissage (PEM ou PEC) et du mode de pilotage (DI ou CI) des essais.

3.2 Estimation et évolution des variables d'écrouissage isotrope R et cinématique X

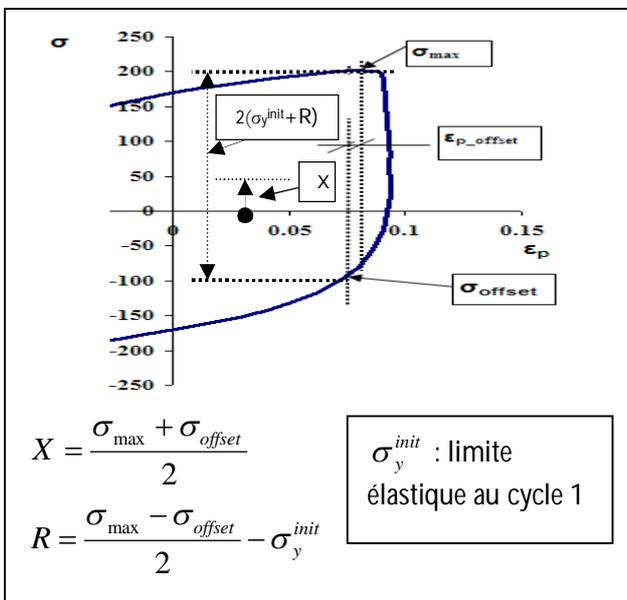


FIG. 8 – Estimation de X et R

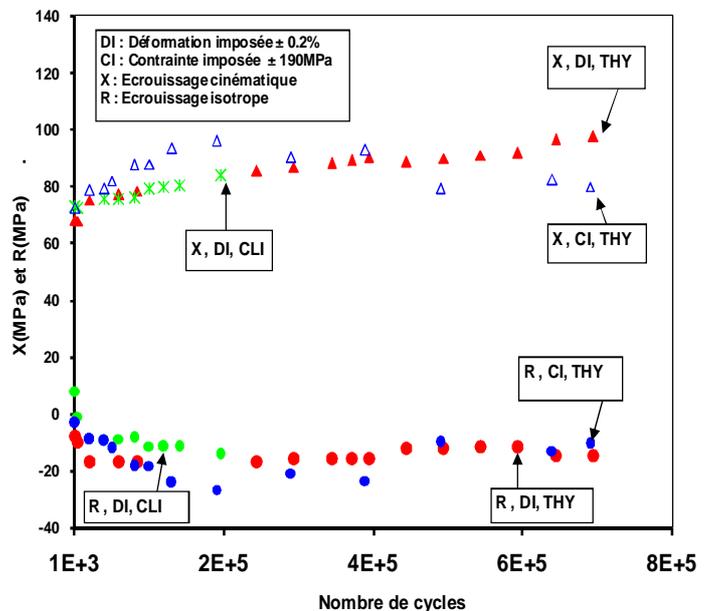


FIG. 9- Evolutions de X et R dans THY et CLI vierges

La taille du domaine élastique est une fonction de la variable d'écrouissage isotrope R, la position de son centre est repérée par la variable d'écrouissage cinématique X [5]. La variable R est liée à la densité des dislocations alors que X traduit les incompatibilités de déformations plastiques au sein du matériau. En général, dans le cas d'un écrouissage isotrope superposé à un écrouissage cinématique, la modification du domaine élastique se fait par dilatation (R) et translation (X).

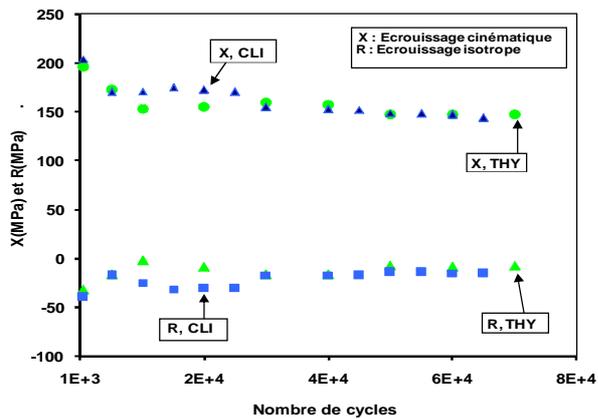


FIG. 10 – Evolution de X et R après PEC

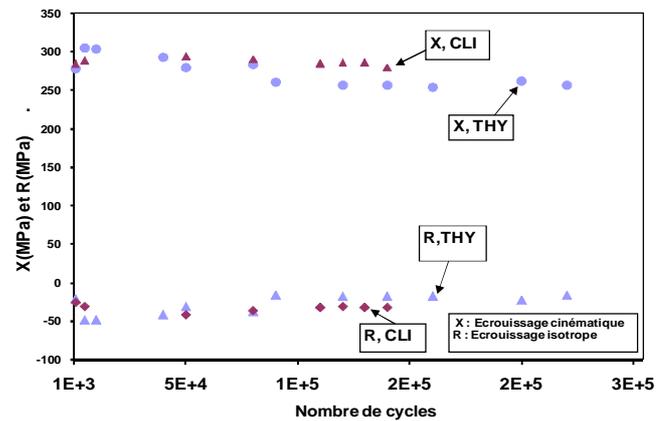


FIG. 11 – Evolution de X et R après PEM

Nous avons calculé les variables d'écrouissage isotrope R et cinématique X par application des formules de la figure 8 à chaque boucle représentant l'évolution de la contrainte σ en fonction de la déformation plastique ϵ_p . La limite d'élasticité initiale du matériau est $\sigma_y^{init} = 120\text{MPa}$ environ. La détermination du domaine élastique étant difficile à faire avec précision sur chaque boucle nous avons adopté un offset $\epsilon_{poffset} = 0.001\%$. Les figures 9, 10 et 11 montrent les évolutions des écrouissages X et R en fonction du nombre de cycles. Globalement l'écrouissage cinématique X est croissant (de 65 à 95MPa) sur les éprouvettes vierges (figure 9) mais décroissant (200 à 145MPa après PEC, 300 à 250MPa après PEM) sur les éprouvettes pré-écrouies (figures 10 et 11), on comprend donc que le DCS ne soit constaté que sur le matériau à l'état vierge, mais ce n'est pas une condition suffisante puisque CLI vierge ne présentait pas de DCS. La composante isotrope R de l'écrouissage n'évolue pas beaucoup et se situe autour de -15MPa et -35MPa en moyenne, respectivement sur matériau vierge et matériau pré-écroui. Ces valeurs négatives de R traduisent l'AC du matériau. La contribution de R dans l'écrouissage de l'acier 304L reste négligeable devant celle de X, par conséquent l'écrouissage de ce matériau semble essentiellement d'origine cinématique. Au cours de la phase de fatigue après PEC la composante cinématique X décroît plus fortement qu'après PEM, on peut comprendre que ce dernier mode de pré-écrouissage soit moins pénalisant que le premier. Mais une analyse microstructurale est nécessaire pour mieux répondre aux questions qui persistent à savoir par exemple pourquoi CLI vierge ne présente pas de DCS, pourquoi en CI on note une décroissance de X dans THY vierge après 200000 cycles (figure 9) et pourquoi les éprouvettes pré-écrouies de THY n'ont pas rompu jusqu'à 6 millions de cycles ?...

4 Conclusion

A faible amplitude de chargement ($\pm 0.2\%$) l'acier 304L (nuances THY et CLI) manifeste un adoucissement cyclique et aucun durcissement des éprouvettes pré-écrouies. Seule la nuance THY vierge présente un durcissement secondaire après 30000 cycles environ et ce jusqu'à rupture. La nuance CLI peut avoir une DDV 4 fois plus courte que THY et ne présente pas de DCS. La plasticité apparaît dès les premiers cycles de fatigue et persiste jusqu'à la rupture à grand nombre de cycles. Un PEC ou un PEM réduit la DDV de l'acier 304L en DI (jusqu'à 85%) mais l'améliore en CI. Il n'y a pas de stabilisation cyclique réelle. L'évolution des composantes isotrope et cinématique de l'écrouissage de ce matériau permet de mieux comprendre les résultats obtenus, mais une analyse microstructurale devra compléter ce travail.

Références

- [1] Pierre-Jean Cunat, Aciers inoxydables, Critères de choix et structure, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, 2000, vol. MB4, dossier M4540, Paris
- [2] V. Doquet, S. Taheri, Effet d'un préécrouissage ou d'un surécrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposées, Rev. Franç. de Mécanique n°2000-1
- [3] S. Ganesh Sundara Raman and K. A. Padmanabhan, Effect of prior cold work on the room-temperature low-cycle fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel, Int. J. Fatigue, vol. 18, n°2, pp. 71-79, 1996
- [4] M. Gerland, R. Alain, B. Ait Saadi, J. Mendez Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C Part II: dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour, Materials Science and Engineering A229 (1997) 68-86
- [5] Lakhdar Taleb, Annie Hauet, Multiscale experimental investigations about the cyclic behavior of the 304L SS, International Journal of Plasticity, vol. 25, pp. 1359-1385, 2009