

Etude expérimentale du comportement en fatigue de l'acier HC360LA

L'étude de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier à haute limite d'élasticité (acier HC360LA) est le principal objectif de cette thèse. On utilise donc ce chapitre pour décrire de manière détaillée le matériau de l'étude en précisant ses caractéristiques aussi bien métallurgiques que mécaniques. Aussi, on présente le protocole expérimental utilisé pour la réalisation des essais mécaniques statiques et cycliques. En particulier, puisqu'on cherche à aborder le problème de la fatigue à grand nombre de cycles sous l'angle énergétique, on prendra soin de préciser la méthode utilisée pour estimer les différentes grandeurs énergétiques à partir des données expérimentales. On s'attardera notamment sur le cadre thermodynamique utilisé et sur les hypothèses associées. Enfin, sans pour l'instant s'attarder largement sur l'exploitation et l'interprétation, qui feront l'objet du Chapitre IV, on présentera les résultats obtenus suite à ces essais.

II.1 Matériau

L'acier HC360LA est un acier à haute limite d'élasticité destiné principalement à la mise en forme par déformation plastique. Le choix de cet alliage comme objet de l'étude a été motivé par deux raisons. D'abord, les travaux de thèse s'intègrent au projet APSTRAM dont une des principales préoccupations est la tenue en fatigue des assemblages soudés en acier HSLA. Il est donc naturel de se concentrer pour la thèse sur une nuance d'acier appartenant à cette famille. Aussi, afin de faciliter le travail d'interprétation et de modélisation, il a été choisi de se restreindre à des matériaux (quasi-) monophasés. C'est la combinaison de ces deux contraintes qui a motivé le choix de l'acier HC360LA.

II.1.1 Caractéristiques métallurgiques

Le durcissement de l'acier HC360LA est obtenu, comme précisé au Chapitre I, à la fois par la précipitation de fines particules et par affinage des grains. La composition chimique de l'acier (Tableau II.1) a été déterminée par spectrométrie par étincelage. A cause de la faible teneur en carbone, la microstructure est essentiellement ferritique.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,014	0,0225	0,324	0,0071	<0,150	0,019	<0,010	0,024	0,012	0,028
As	B	Bi	Ce	Co	Mg	N	Nb	Pb	Sb
0,00455	<0,0010	<0,01	0,0066	<0,0050	0,00455	0,175	0,024	<0,010	0,01
Sn	Ta	La	Ti	V	W	Zn	Zr	Se	Fe
<0,0050	<0,030	<0,0020	0,0011	<0,0050	0,01	0,0038	<0,0020	<0,0050	99,07

Tableau II.1 : Composition chimique (%_m) de l'acier HC360LA

L'acier HC360LA est utilisé ici sous forme de tôles d'épaisseur 2,7 mm obtenues par laminage à chaud. A cause de l'opération de laminage, on distinguera par la suite trois directions particulières : la direction de laminage (notée DL et parallèle à l'axe 1), la direction transverse (notée DT et parallèle à l'axe 2) et la direction normale (notée DN et parallèle à l'axe 3).

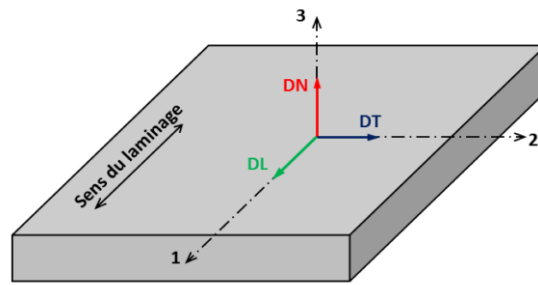


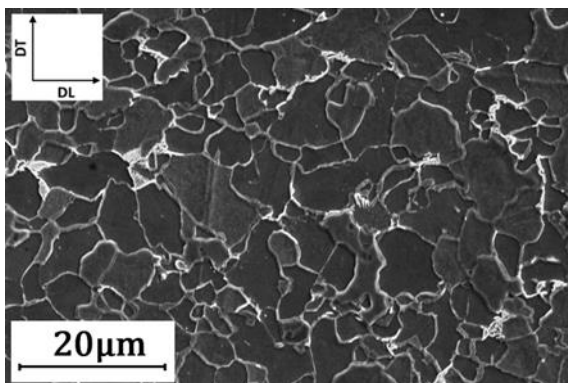
Figure II.1 : Directions spécifiques d'une tôle de laminage

II.1.2 Observations métallographiques

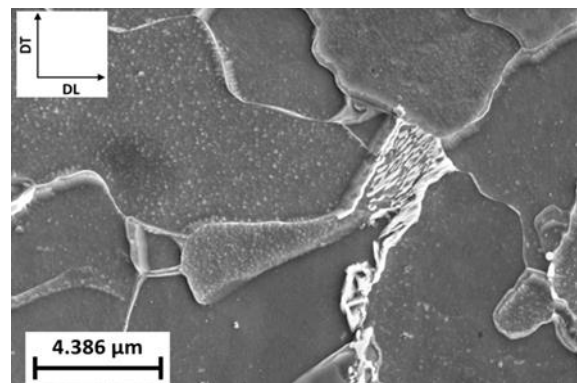
On sait que la taille et la forme des grains influencent largement les propriétés mécaniques des alliages métalliques polycristallins, notamment la résistance statique (effet Hall-Petch (Hall, 1951; Petch, 1953)). En vue de comprendre et de modéliser le comportement de l'acier HC360LA, il est donc nécessaire d'estimer des grandeurs représentatives de la morphologie des grains. A cette fin, des observations métallographiques ont été réalisées pour déterminer la taille moyenne et la forme des grains.

Pour réaliser les observations métallographiques, des échantillons ont été prélevés dans les différentes directions d'une tôle d'acier HC360LA. Ils ont ensuite été polis puis attaqués à l'aide d'une solution de nital 4% (solution d'éthanol et d'acide nitrique) afin de révéler la microstructure. Les observations métallographiques ont ensuite été réalisées par microscopie électronique à balayage (MEB).

Si la microstructure est essentiellement ferritique, on observe néanmoins quelques grains de perlite (Figure II.2(a)) pour lesquels on peut parfois distinguer la structure lamellaire caractéristique (Figure II.2(b)) qui résulte de la décomposition de l'austénite en ferrite et cémentite.



Grossissement $\times 3860$



Grossissement $\times 15550$

Figure II.2 : Microstructure HC360LA : observation de la perlite

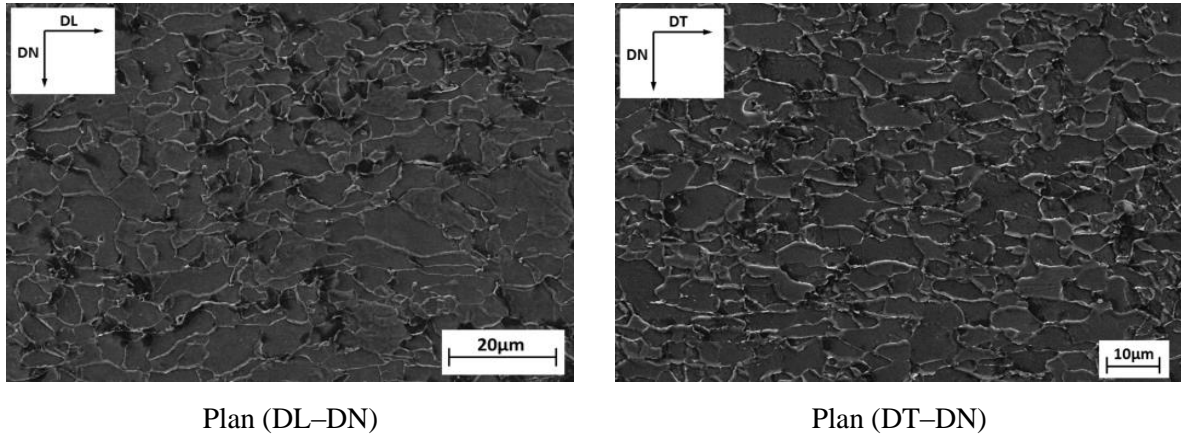


Figure II.3 : Observation de la microstructure HC360LA

Pour quantifier plus précisément la fraction volumique de perlite, on a procédé à une cartographie des échantillons observés à différents grossissements ($\times 1520$ fois illustré dans la Figure II.4 et $\times 3800$ fois illustré dans la Figure II.5). La détermination de la fraction volumique de chaque phase est effectuée à l'aide du logiciel « Image J » en analysant le contraste entre les grains ferritiques et les grains perlitiques dans les différentes cartographies réalisées. Cette analyse révèle que la fraction volumique de perlite est de l'ordre de 3,2%

Aussi, pour évaluer la distribution de taille des grains de ferrite, la distance séparant deux joints de grains consécutifs d'un même grain suivant la direction longitudinale a été mesurée. Ces mesures ont été réalisées sur une population de 1000 grains de sorte à obtenir des statistiques fiables. Comme le montre la Figure II.6, on constate que la taille moyenne de grains est de $3,5 \mu\text{m}$ dans cette direction. On observe également que la distribution de la taille des grains suit une loi de type log-normale qui correspond à ce qui est classiquement observé pour les polycristaux (Rhines & Patterson, 1982; Ter Heege, et al., 2004).

Lorsqu'on réalise les mêmes mesures dans les autres directions, on observe des tailles moyennes respectivement de $4,5 \mu\text{m}$ et $3,4 \mu\text{m}$ pour les directions transverse (Figure II.7) et normale (Figure II.8). La taille de grains est donc relativement isotrope pour l'acier HC360LA, on peut ainsi raisonnablement considérer que les grains ont une forme quasi-sphérique.

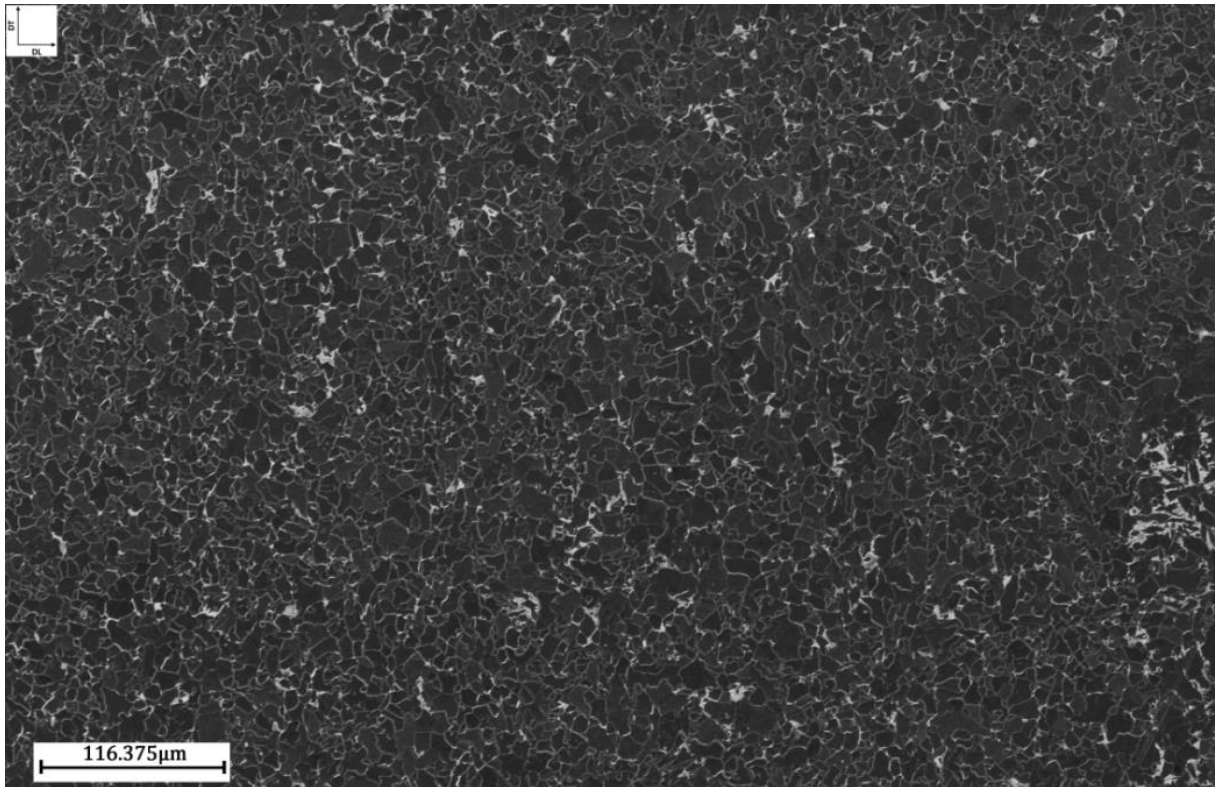


Figure II.4 : Cartographie HC360LA (750×490 μm, grandissement ×1520)

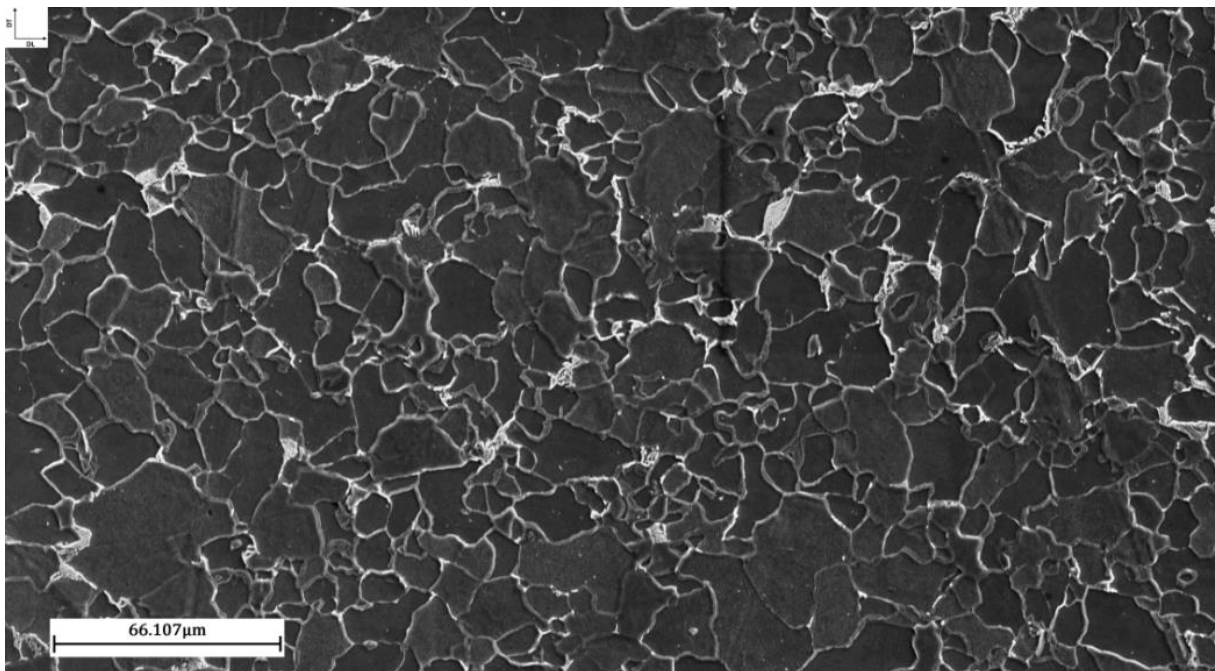


Figure II.5 : Cartographie HC360LA (350×200 μm, grandissement ×3800)

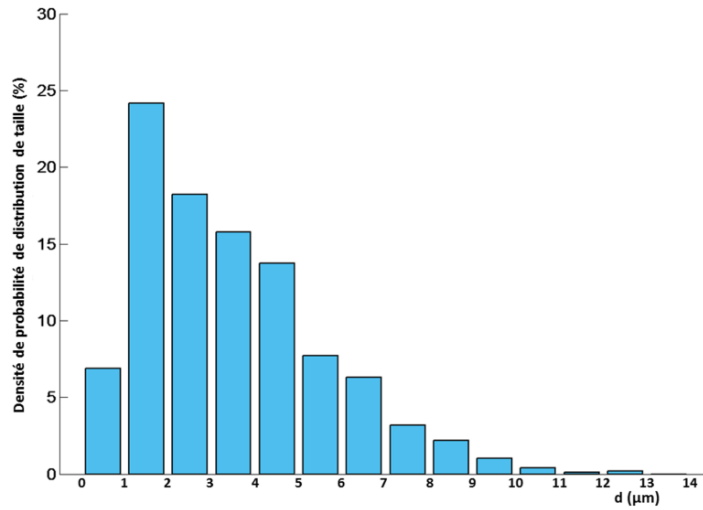


Figure II.6 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction de laminage pour l'acier HC360LA

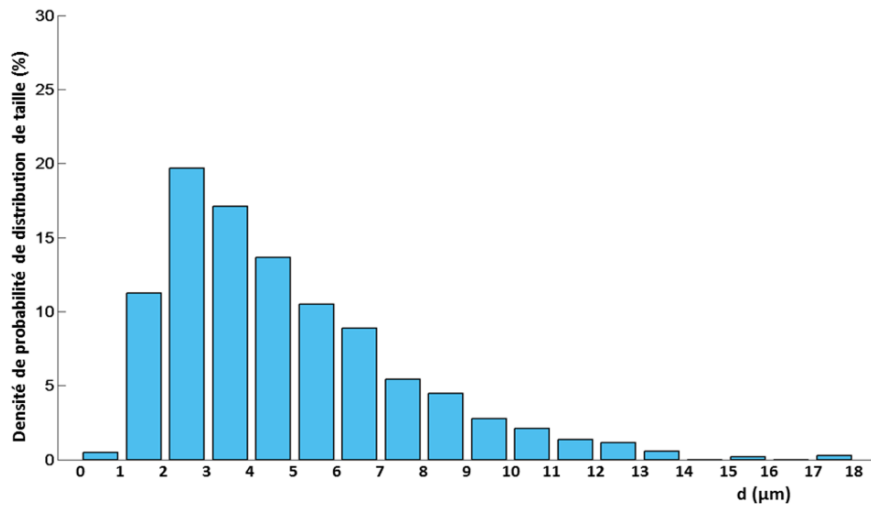


Figure II.7 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction transversale pour l'acier HC360LA

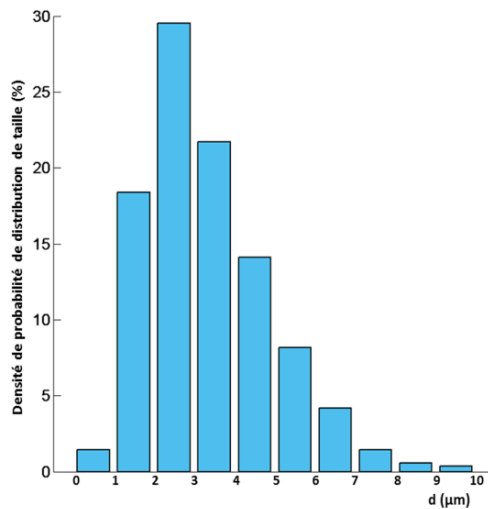


Figure II.8 : Distribution de la taille des grains de la ferrite selon la direction normale pour l'acier HC360LA

II.1.3 Analyse de la texture cristallographique

Pour prendre en compte l'éventuelle anisotropie des propriétés élastiques et de déformation plastique, il est nécessaire de connaître la texture cristallographique de l'acier HC360LA. En effet, la connaissance des possibles orientations cristallographiques préférentielles est une information essentielle pour la simulation du comportement des polycristaux. Différentes techniques expérimentales ont ainsi été développées pour déterminer la texture cristallographique d'un matériau polycristallin. On utilise ici les techniques de diffraction des rayons X (DRX) (Bunge, 1982) qui permettent une mesure globale de la texture cristallographique. Etant donnée la faible profondeur de pénétration des rayons X dans l'acier (environ $5 \mu\text{m}$), cette méthode ne fournit toutefois qu'une information superficielle sur les orientations préférentielles.

La détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X requiert l'enregistrement de figures de pôles qui permettent de mesurer la distribution des normales d'une famille de plans cristallographiques $\{hkl\}$ pour un polycristal. Les figures de pôles sont obtenues en plaçant un échantillon du polycristal d'intérêt dans un goniomètre de diffraction pour lequel le détecteur est positionné de sorte à vérifier les conditions de diffraction correspondant à une famille de plans préalablement choisie (Tableau II.2). L'échantillon est ensuite soumis à différentes orientations par combinaison d'une inclinaison et d'une rotation azimutale. L'intensité diffractée mesurée pour chacune de ces orientations est alors proportionnelle à la fraction volumique de cristaux ayant une normale aux plans $\{hkl\}$ parallèle à la direction de diffraction. Les figures de pôles expérimentales représentent donc, à l'aide la projection stéréographique, l'évolution de l'intensité diffractée en fonction de la direction de diffraction.

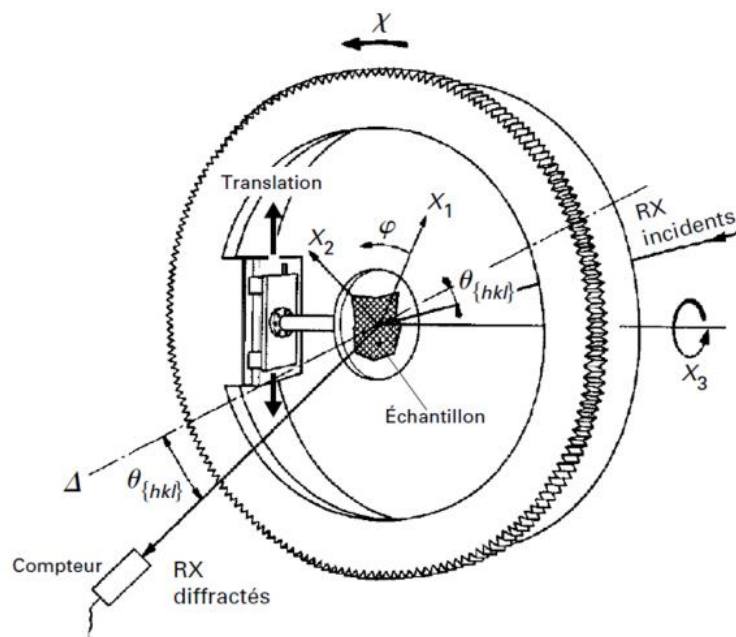


Figure II.9 : Principe de l'analyse de texture cristallographique par DRX (Broll, 1996)

Dans le cas présent, les figures de pôles correspondant aux familles de plans $\{110\}$, $\{200\}$ et $\{211\}$ de la phase ferritique de l'acier HC360LA ont été obtenues à l'aide d'un goniomètre de diffraction SEIFERT XRD 3000 sur lequel une anode en chrome a été installée. La zone analysée, dont la taille est d'environ 4 mm^2 , est située sur un plan défini par les directions DL et DT. Le détail des paramètres utilisés pour l'analyse est donné dans le Tableau II.2.

Plan	{110}	{200}	{211}
$2\theta_0$	68,76°	105,95°	156,05°
Correction bruit de fond	67→70,5°	104,4→107,5°	153,5→159°
Longueur d'onde λ		Temps d'exposition	7 s
λ_{α_1}	2,28975 Å	Taille du faisceau	1 mm
λ_{α_2}	2,29366 Å		

Tableau II.2 : Paramètres d'analyse pour la détermination de la texture cristallographique de l'acier HC360LA

Afin de calculer la fonction de distribution des orientations pour la ferrite dans l'acier HC360LA, le module Matlab MTEX (Hielscher & Schaeben, 2008) a été utilisé. La fonction de distribution des orientations permet de déterminer la fraction volumique de cristaux disposant d'une orientation particulière. La Figure II.10 représente ainsi les figures de pôles obtenues pour les familles de plans {110}, {200} et {111} à partir de la fonction d'orientation calculée. En comparant ces figures à celles de la littérature (notamment (U. F. Kocks, 2000)), on peut constater que les orientations préférentielles observées sur ces différentes figures de pôles sont caractéristiques des alliages de structure cubique centrée mis en forme par laminage.

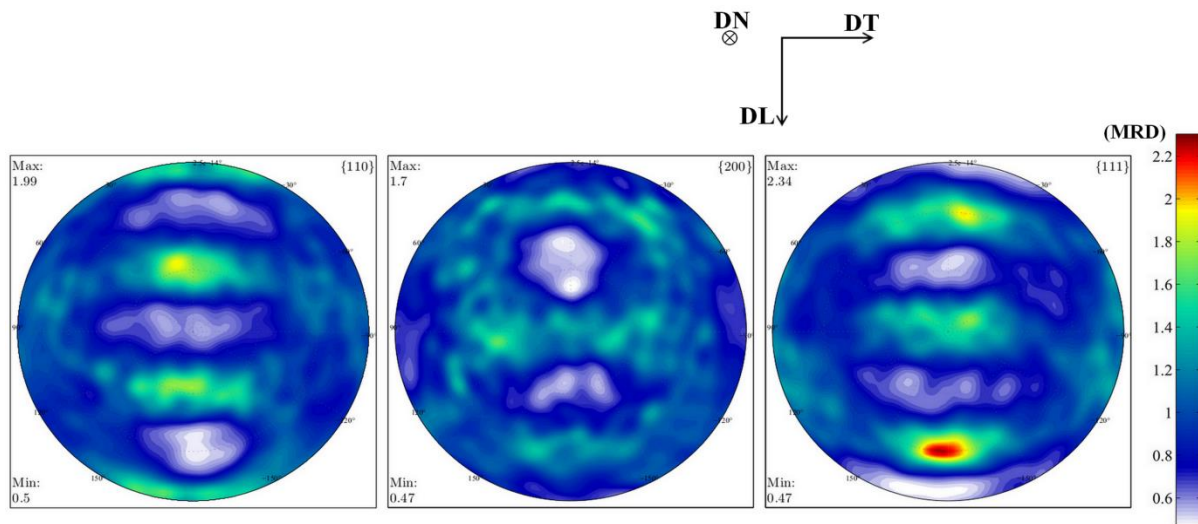


Figure II.10 : Figures de pôles obtenues pour l'acier HC360LA

II.2 Comportement mécanique de l'acier HC360LA

II.2.1 Préparation des éprouvettes

La connaissance du comportement mécanique de l'acier HC360LA nécessite la réalisation d'essais mécaniques à la fois sous chargement statique et sous chargement cyclique. Différentes éprouvettes (pour les essais statique et cyclique) ont donc été extraites d'une seule et même tôle d'acier HC360LA. Les éprouvettes sont toutes prélevées de sorte à ce que la direction de chargement coïncide avec la direction de laminage.

Pour en faciliter l'interprétation, on souhaite pouvoir réaliser des essais mécaniques pour lesquels il est raisonnable de supposer que les champs de contrainte et de déformation sont globalement homogènes au sein de la zone utile. Il est alors nécessaire de limiter la rugosité superficielle des éprouvettes afin d'éviter les concentrations de contrainte locales induites par la micro-géométrie de surface. Suite à l'usinage, les éprouvettes destinées aux différents essais ont ainsi été polies mécaniquement à l'aide de

papier abrasif SiC (grades P600, P1000, P1200 et P2400). Après polissage, la rugosité arithmétique pour les différentes éprouvettes est d'environ $0,055 \mu\text{m}$.

Aussi, des analyses superficielles par diffraction des rayons X ont montré qu'il existe après polissage des contraintes résiduelles importantes (-215 MPa) selon la direction de laminage. L'existence de contraintes résiduelles importantes ne permet pas de garantir l'homogénéité des champs de contrainte et de déformation lors des essais mécaniques, notamment les essais de fatigue. Ainsi, pour limiter les contraintes résiduelles induites par les opérations de laminage, d'usinage et de polissage, un traitement thermique de relaxation a été réalisé après polissage. Les paramètres de traitement thermique ont été choisis de sorte à abaisser les contraintes résiduelles axiales à des niveaux faibles sans pour autant dégrader les propriétés mécaniques. Les éprouvettes ont donc été traitées thermiquement sous vide à une température de 500°C pendant 4 heures puis refroidies à une vitesse de refroidissement faible ($1^\circ\text{C}/\text{min}$) sous vide. Suite à ce traitement, la contrainte résiduelle normale selon la direction de laminage est négligeable (environ -16 MPa).

II.2.2 Comportement statique

II.2.2.1 Conditions d'essais

Pour déterminer les propriétés statiques de l'acier HC360LA, des essais de traction uniaxiale ont été effectués sur une machine de traction ZWICK de capacité 100 kN . La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est représentée sur la Figure II.11. Les essais ont été réalisés avec un contrôle en déformation nominale pour différentes vitesses de déformation (de $0,0005 \text{ s}^{-1}$ à $0,01 \text{ s}^{-1}$). Pendant les essais, outre la mesure d'effort axial, des mesures d'élongations sont prises dans les directions axiale et transverse à l'aide d'un extensomètre et d'un rétractomètre. Il est ainsi possible de calculer la contrainte axiale macroscopique Σ_{11} , la déformation axiale macroscopique E_{11} ainsi que la déformation transversale E_{22} .

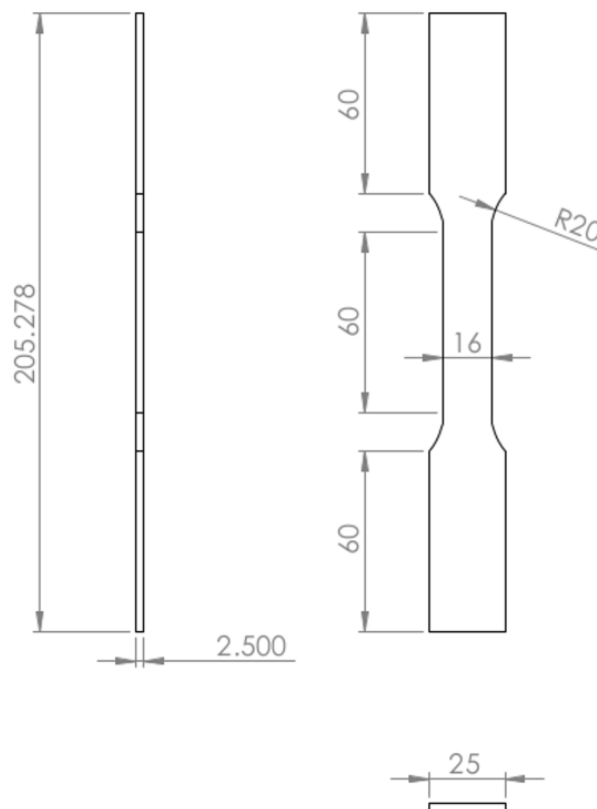


Figure II.11 : Géométrie de l'éprouvette de traction

II.2.2.2 Résultats

Les diagrammes conventionnels obtenus à partir des essais de traction monotone uniaxiale sont représentés sur la Figure II.12. Ces diagrammes montrent l'évolution de la contrainte nominale macroscopique R_{11} en fonction de la déformation nominale macroscopique e_{11} pour différentes vitesses de déformation \dot{e}_{11} . Les propriétés mécaniques statiques courantes déterminées à partir des essais sont présentées dans la Tableau II.3 :

\dot{e}_{11} (s^{-1})	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Palier de Lüders e_L (%)	A (%)
0,01	437	482	5,1	29
0,005	444	488	5,2	30
0,001	444	481	4,5	32
0,0005	442	478	5,4	36
Moyenne	441	482	5	

Tableau II.3 : Caractéristiques mécaniques monotones de l'acier HC360LA

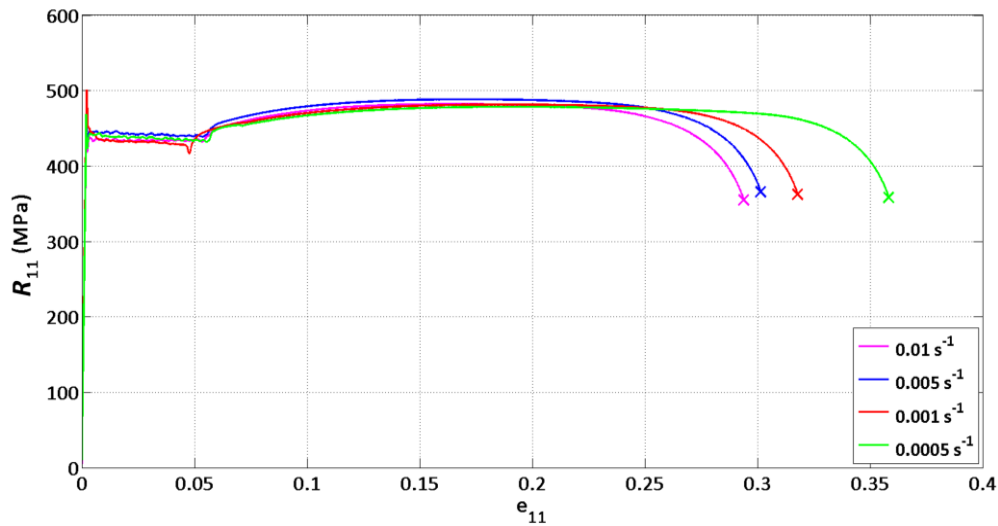


Figure II.12 : Diagrammes conventionnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA

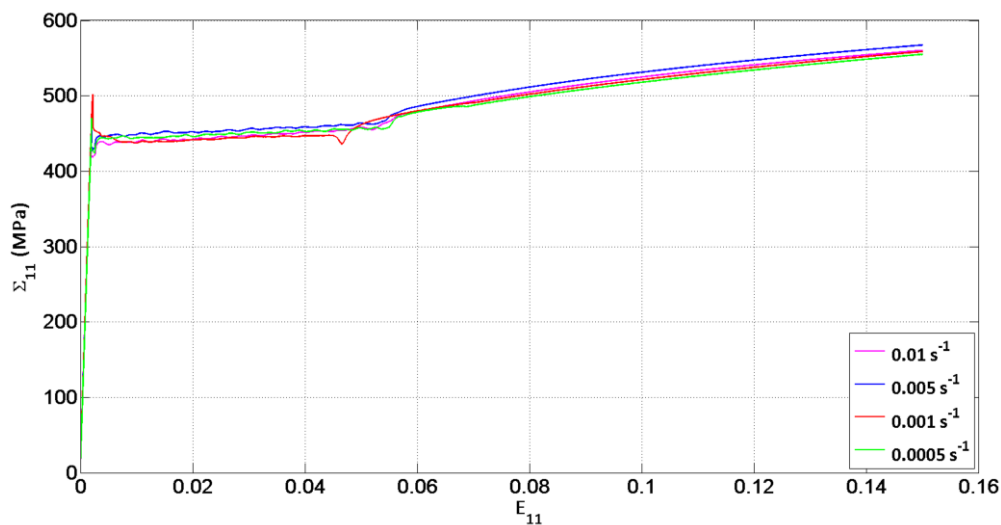


Figure II.13 : Diagrammes rationnels obtenus pour différentes vitesses de déformation nominale pour l'acier HC360LA

Les résultats des essais de traction uniaxiale montrent que :

- Pour des chargements monotones, l'acier HC360LA présente une faible dépendance à la vitesse de déformation. On observe en effet que, mis à part l'allongement à rupture, les propriétés varient peu en fonction de la vitesse.
- Il existe un phénomène de vieillissement, courant pour les aciers bas carbone (Xie, et al., 2004), qui explique la chute brutale de la limite d'écoulement observée en début d'essai ainsi que le palier de Lüders qui suit. Ce phénomène conduit à l'apparition de bandes de Piobert-Lüders qui traduisent une localisation de la déformation plastique. Dans la plage de vitesses étudiées (de $0,0005 \text{ s}^{-1}$ à $0,01 \text{ s}^{-1}$), la taille du palier de Lüders, représentée par e_L , est faiblement dépendante de la vitesse de déformation.

En l'absence de striction, il est possible de calculer les contraintes et déformations vraies en supposant le volume constant au cours de l'essai. On peut alors tracer les diagrammes rationnels, qui représentent l'évolution de la contrainte vraie Σ_{11} macroscopique en fonction de la déformation vraie macroscopique E_{11} , pour les différentes vitesses de déformation nominale (Figure II.13).

II.2.3 Comportement en fatigue à grand nombre de cycles

II.2.3.1 Conditions d'essais

Afin d'étudier à la fois le comportement cyclique et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles, des essais cycliques uniaxiaux ont été conduits sur une machine de fatigue INSTRON 8802 servo-hydraulique de capacité axiale 100kN. La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est représentée à la Figure II.14

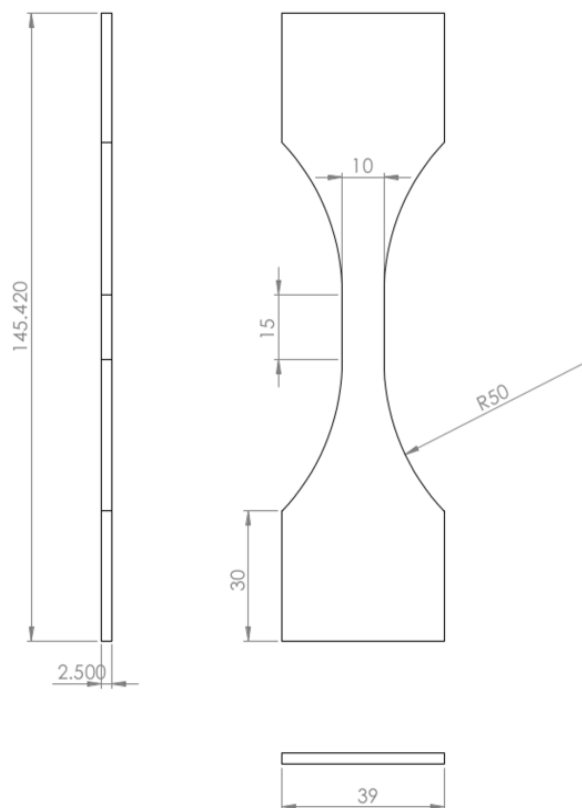


Figure II.14 : Géométrie de l'éprouvette de fatigue pour le chargement de traction uniaxiale

Les essais sont réalisés sous contrainte nominale imposée avec une forme d'onde sinusoïdale et une fréquence de chargement f_c égale à 20 Hz. Le rapport de charge $R = \Sigma_{11}^{\min} / \Sigma_{11}^{\max}$ est pris égal à 0,1 ou à 0,3. L'utilisation de deux rapports de charge différents doit ainsi permettre d'étudier la sensibilité des mécanismes de déformation et d'endommagement à la contrainte moyenne.

Aussi, afin d'étudier l'influence de la microstructure initiale, certains essais sont réalisés avec un écrouissage préalable (i.e. avant application du chargement cyclique). L'écrouissage est obtenu en appliquant une pré-déformation de traction uniaxiale dans la direction de laminage, qui est aussi la direction de chargement cyclique, de sorte à augmenter la limite d'écoulement jusqu'à une valeur de contrainte nominale R_{11} de 475 MPa. En se basant sur les résultats des essais de traction uniaxiale (Figure II.12, Figure II.13), ce niveau d'écrouissage correspond à une contrainte vraie Σ_{11} d'environ 525 MPa et une déformation vraie E_{11} d'approximativement 10% dans la direction de laminage. On notera que pour définir la pré-déformation, on fait ici le choix d'un critère en contrainte plutôt qu'en déformation afin de s'assurer que l'augmentation de la limite d'écoulement soit la même pour les toutes les éprouvettes pré-écrouies.

Dans ce qui suit, selon la valeur du rapport de charge et la présence ou non d'un pré-écrouissage, trois configurations différentes sont étudiées pour les essais cycliques :

- Sans pré-écrouissage avec un rapport de charge $R=0,1$ (notée R01NP)
- Avec un pré-écrouissage en traction uniaxiale et un rapport de charge $R=0,1$ (notée R01P)
- Avec un pré-écrouissage en traction uniaxiale et un rapport de charge $R=0,3$ (notée R03P)

Enfin, lors des essais cycliques, différentes acquisitions sont réalisées. Ainsi, les éprouvettes sont instrumentées avec un thermocouple type T et un extensomètre INSTRON de base 12,5 mm qui permettent de mesurer respectivement la température T au centre de l'éprouvette et l'élongation ΔL (Figure II.15). Aussi, l'acquisition de l'effort axial F appliqué à l'éprouvette est réalisée par l'intermédiaire de la cellule de charge de la machine de fatigue (capacité 100 kN). L'acquisition des données est faite de manière synchronisée par un boîtier Quantum HBM à quatre voies avec une fréquence d'acquisition égale à 1200 Hz.

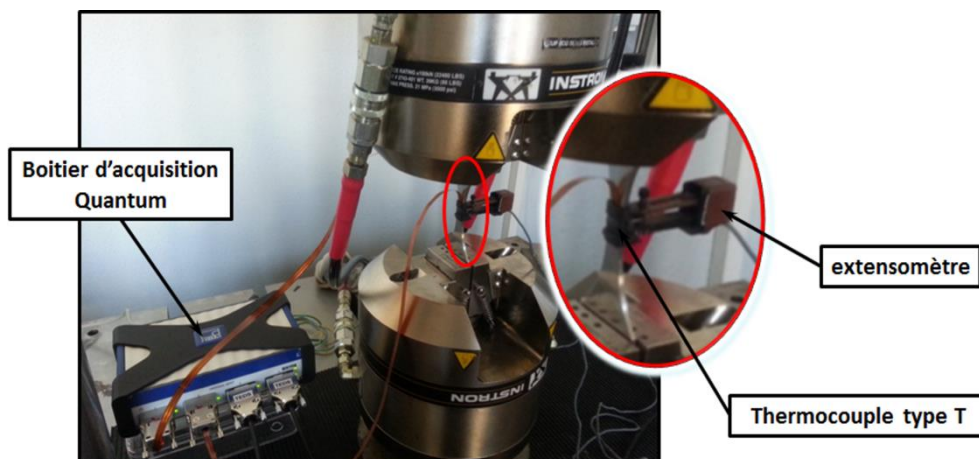


Figure II.15 : Dispositif expérimental (machine de fatigue Instron 8802 + éprouvette instrumentée)

II.2.3.2 Comportement cyclique

Afin d'étudier le comportement cyclique de l'acier HC360LA, des essais à contrainte nominale imposée ont été menés à l'aide du dispositif expérimental décrit précédemment. Ces essais ont été réalisés pour les trois configurations différentes mentionnées ci-dessus (i.e. R01NP, R01P et R03P).

Dans un premier temps, on ne s'intéresse pas au développement de l'endommagement de fatigue mais plutôt à la caractérisation des éventuels phénomènes de consolidation cyclique ou d'adoucissement cyclique. En effet, la connaissance, d'un point de vue aussi bien qualitatif que quantitatif, de ces phénomènes est essentielle en vue de modéliser par la suite le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA.

Pour chacune des trois configurations étudiées, les essais ont été réalisés sur une seule et même éprouvette pour laquelle, après un éventuel pré-écrouissage, des blocs successifs de 1000 cycles sont imposés. Comme l'illustre la Figure II.16, les blocs sont d'amplitude croissante et on suppose que les effets d'histoire sont négligeables.

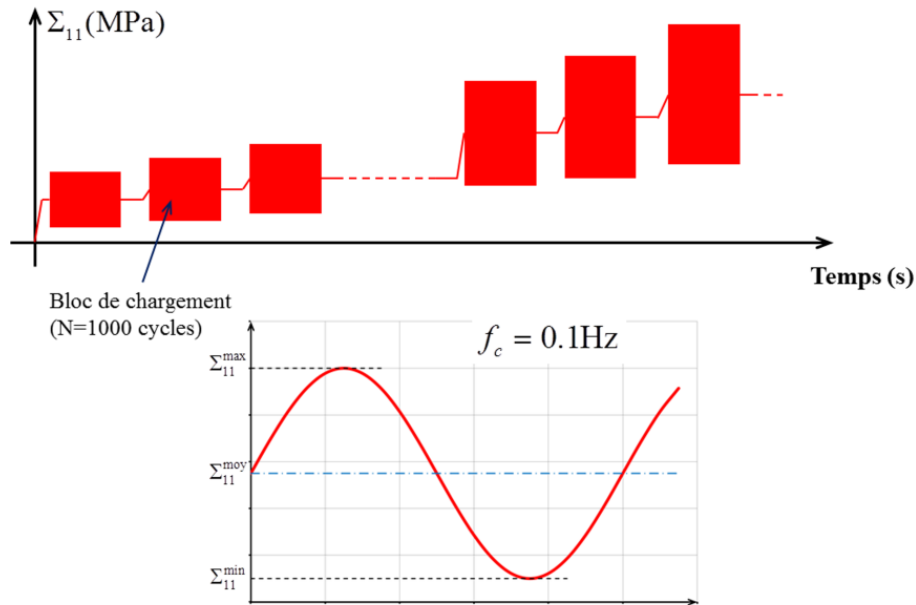


Figure II.16 : Schéma des blocs de chargement des essais de comportement cyclique

Pour chaque configuration (R01NP, R01P et R03P), trois niveaux de chargement sont considérés : un niveau haut, qui correspond à une faible durée de vie en FGNC, un niveau bas, pour lequel l'amplitude de contrainte est proche de la limite d'endurance et un niveau intermédiaire. Les valeurs de contrainte maximale vraie associée à chacun de ces niveaux sont données dans le Tableau II.4 ci-dessous.

Configuration	Niveau bas	Niveau intermédiaire	Niveau haut
	Σ_{11}^{\max} (MPa)	Σ_{11}^{\max} (MPa)	Σ_{11}^{\max} (MPa)
R01NP	420	440	460 ³
R01P	480	510	530
R03P	490	510	530

Tableau II.4 : Liste des niveaux de contrainte utilisés pour l'étude du comportement cyclique associé aux différentes configurations

Les courbes de comportement cyclique obtenues pour ces différents essais sont représentées sur les Figure II.26 à Figure II.31 ci-dessous. On remarque que, quelle que soit la configuration étudiée ou le

³ Pour ce niveau de chargement, l'essai n'a pu être conduit jusqu'à 1000 cycles. On observe pour cet essai un effet de rochet important qui provoque une rupture rapide de l'éprouvette (après environ 300 cycles).

niveau de chargement considéré, le comportement macroscopique est essentiellement gouverné par l'élasticité. Les déformations plastiques sont en effet faibles devant les déformations élastiques.

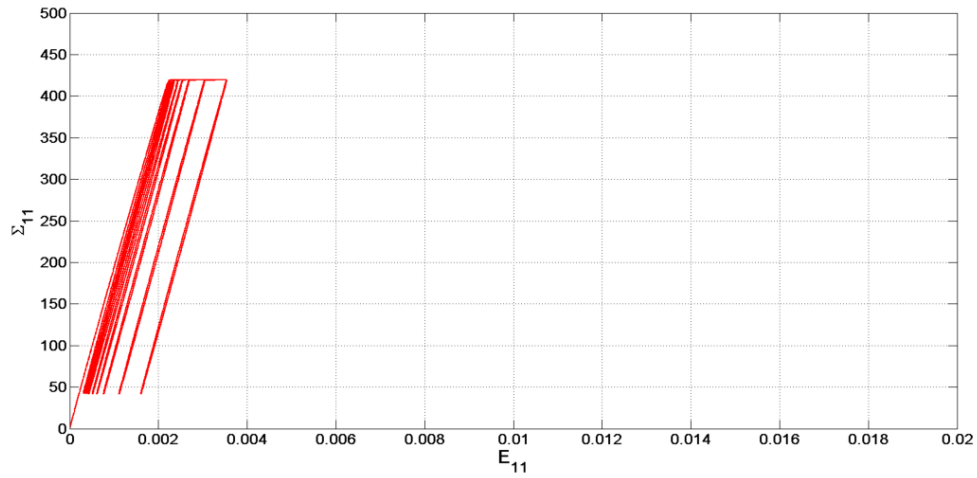


Figure II.17 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=420$ MPa)

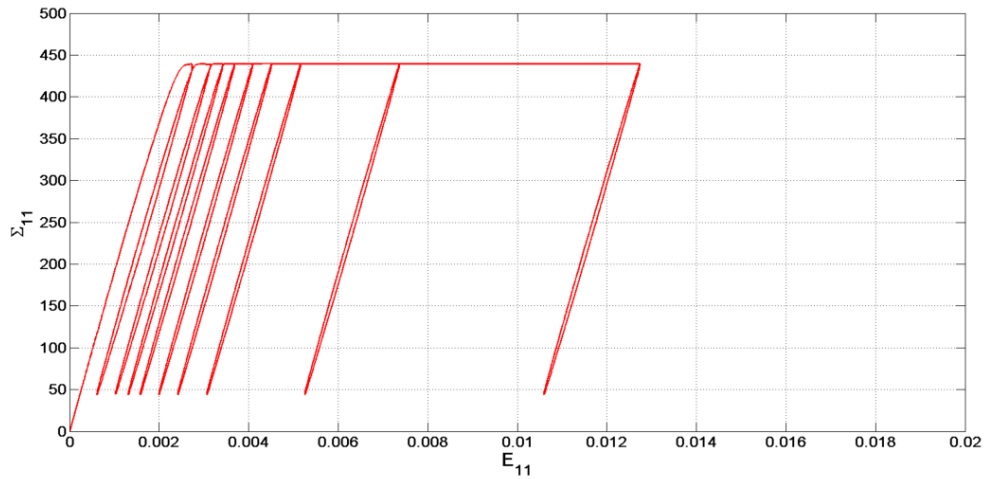


Figure II.18 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=440$ MPa)

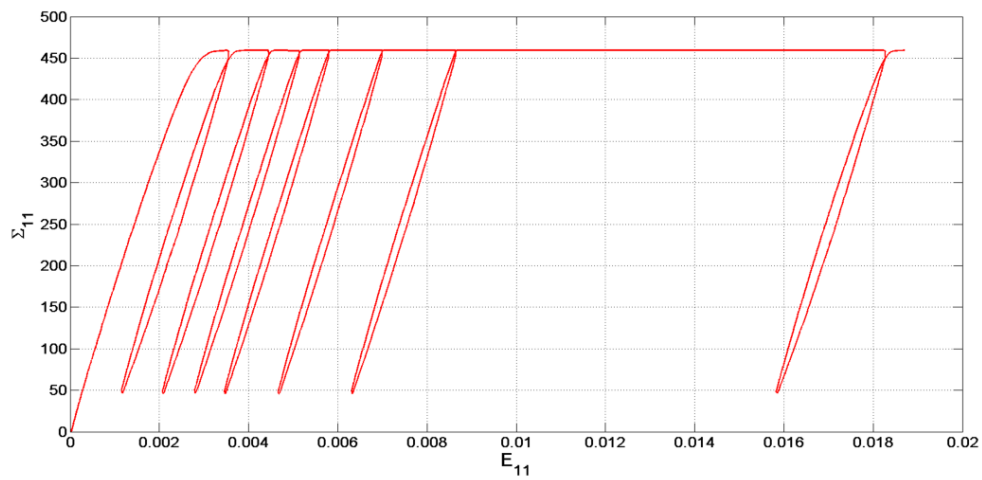


Figure II.19 : Courbe de comportement cyclique (R01NP- $\Sigma_{11}^{\max}=460$ MPa)

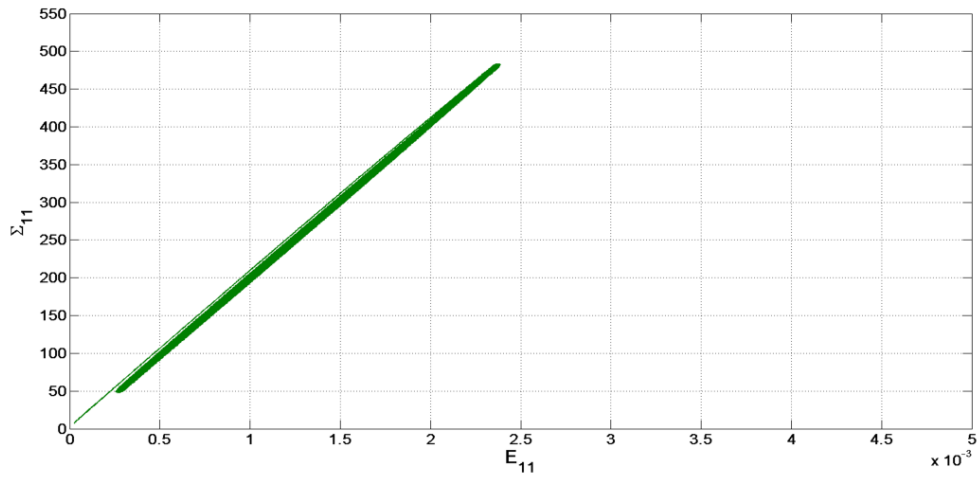


Figure II.20 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=480$ MPa)

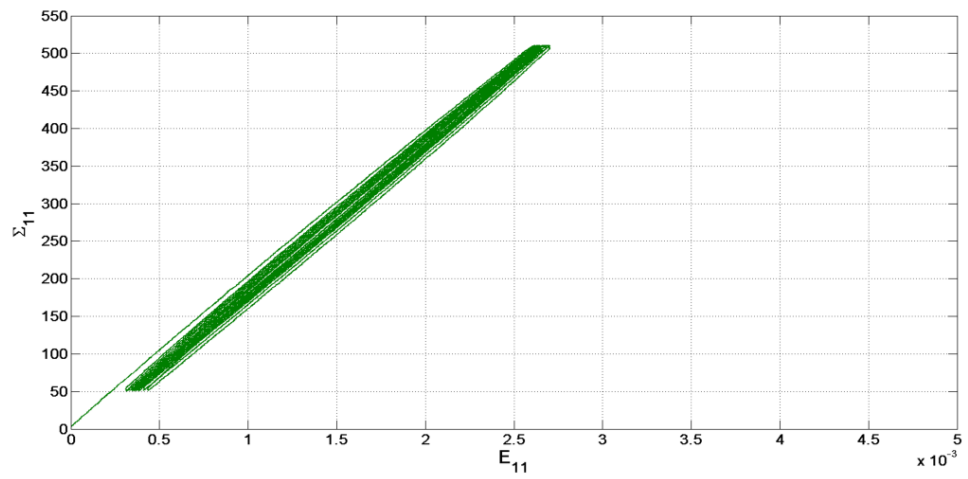


Figure II.21 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)

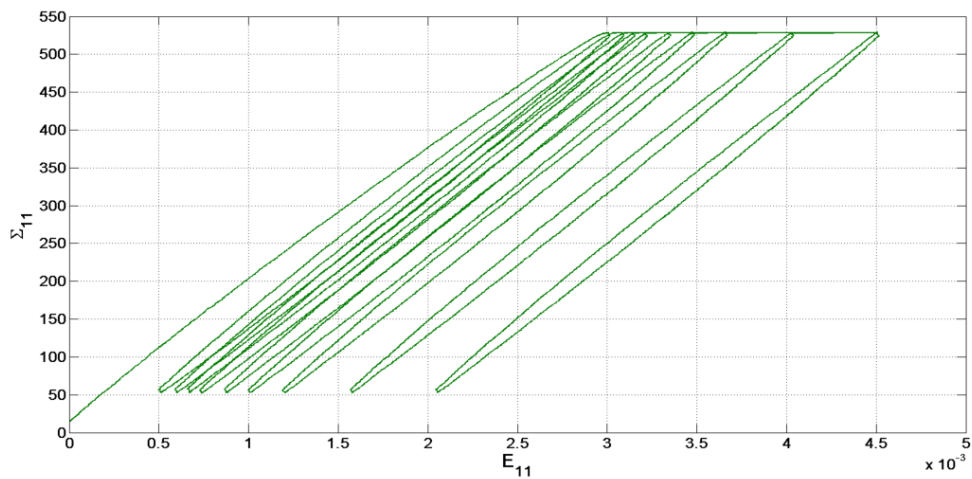


Figure II.22 : Courbe de comportement cyclique (R01P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)

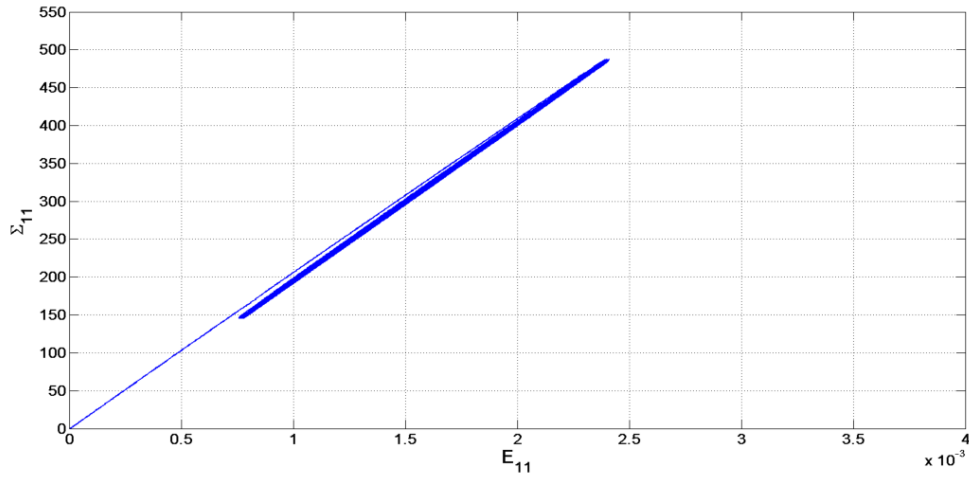


Figure II.23 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=490$ MPa)

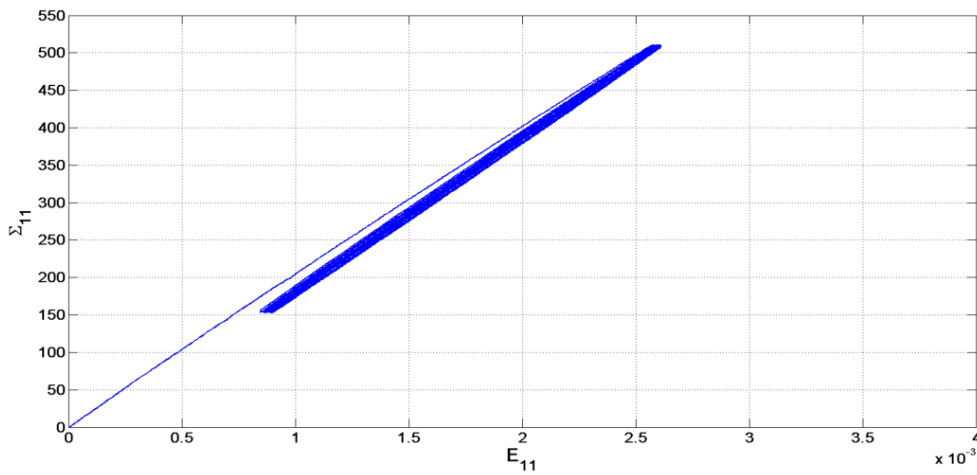


Figure II.24 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=510$ MPa)

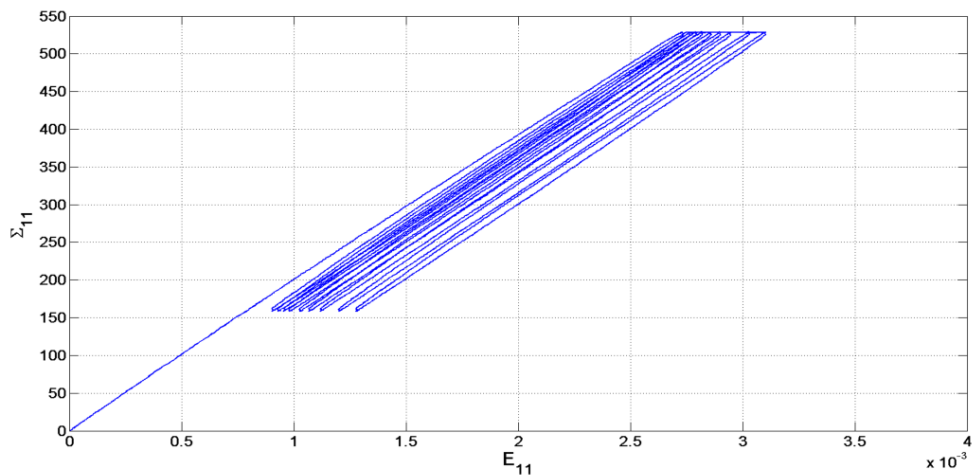


Figure II.25 : Courbe de comportement cyclique (R03P- $\Sigma_{11}^{\max}=530$ MPa)

Les Figure II.26 à Figure II.31 ci-dessous représentent l'évolution de l'étendue de la déformation macroscopique (notée ΔE_{11}) et de l'incrément de déformation macroscopique (noté δE_{11}) pour les différentes configurations et pour les différents niveaux de chargement. L'étendue de la déformation permet de mettre en évidence les éventuels phénomènes de durcissement ou d'adoucissement cyclique.

Pour un cycle N donné, elle est définie comme la différence entre le maximum et le minimum de déformation vraie :

$$\Delta E_{11} = \max_N(E_{11}) - \min_N(E_{11}) \quad (\text{II.1})$$

L'incrément de déformation caractérise le phénomène d'accumulation de la déformation (effet rochet). Il s'exprime comme la différence entre les déformations maximales prises pour deux cycles consécutifs :

$$\delta E_{11} = \max_N(E_{11}) - \max_{N-1}(E_{11}) \quad (\text{II.2})$$

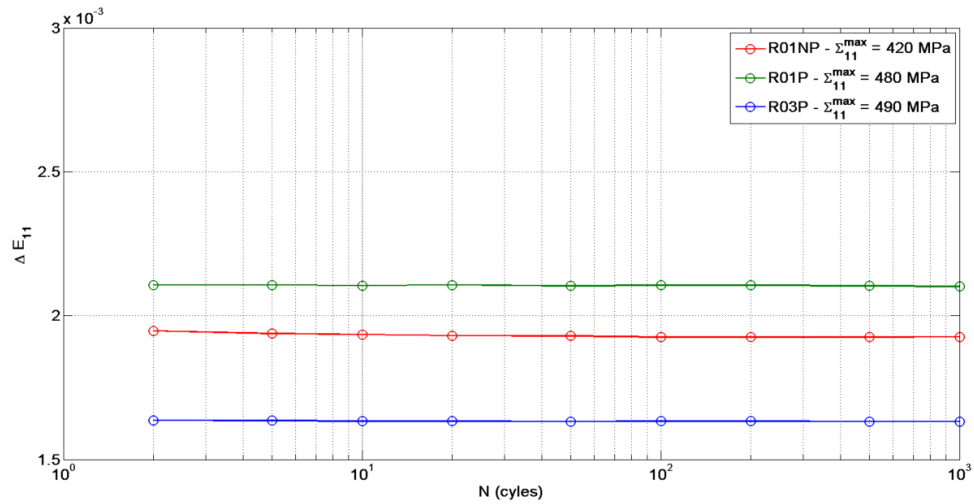


Figure II.26 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte bas

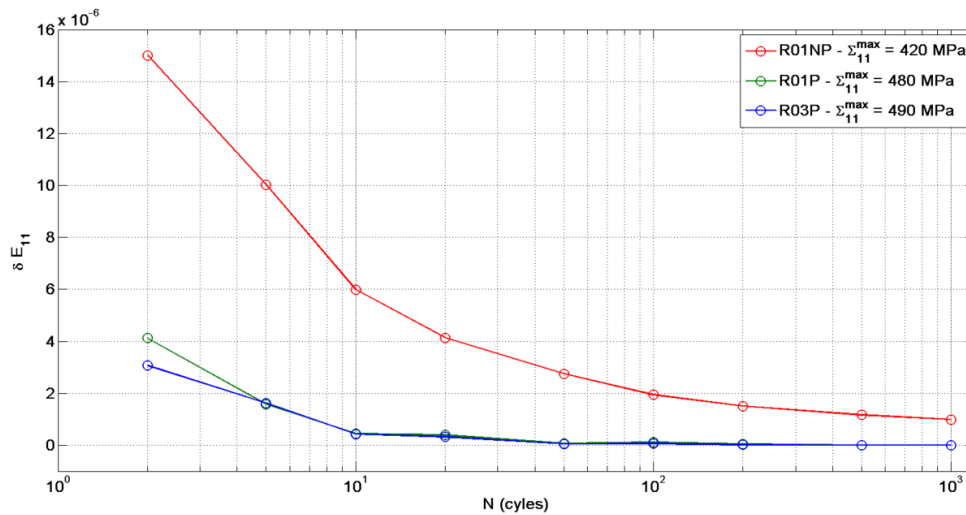


Figure II.27 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte bas

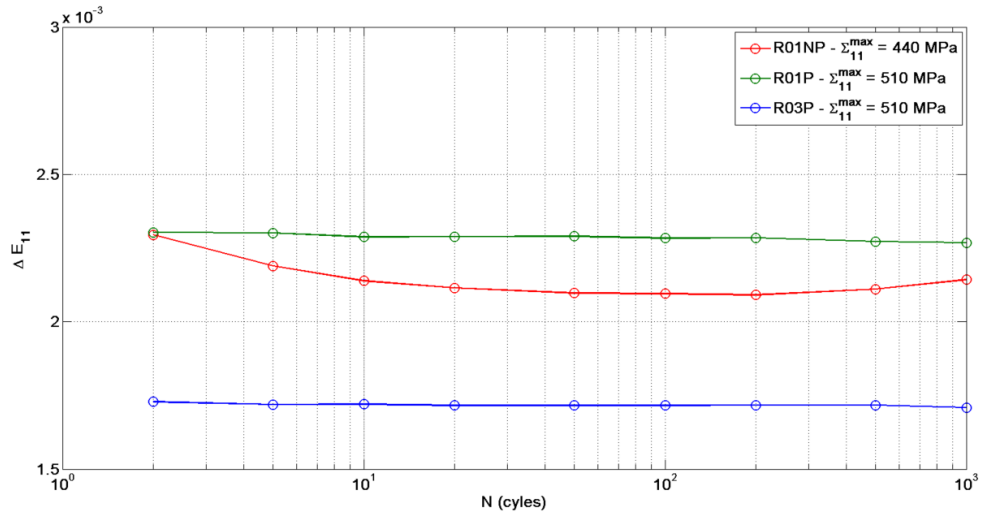


Figure II.28 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire

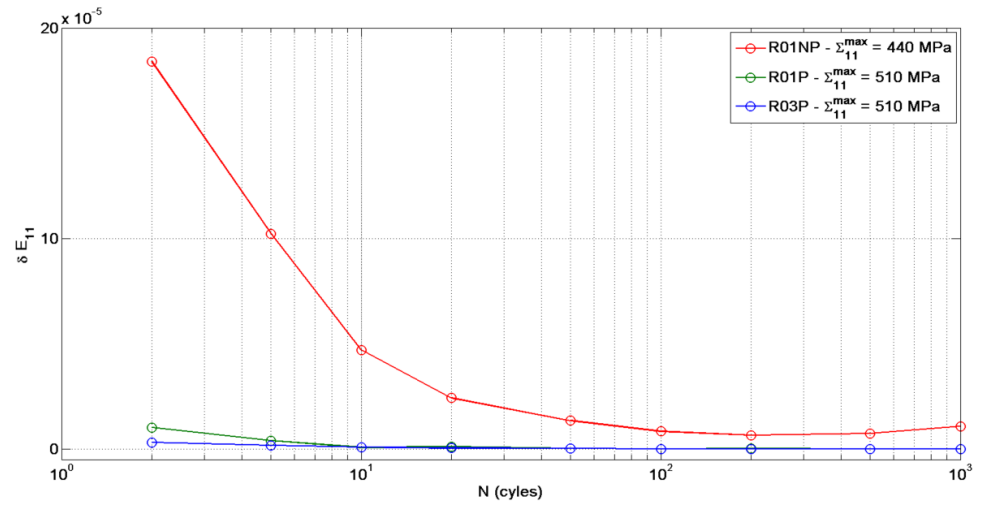


Figure II.29 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte intermédiaire

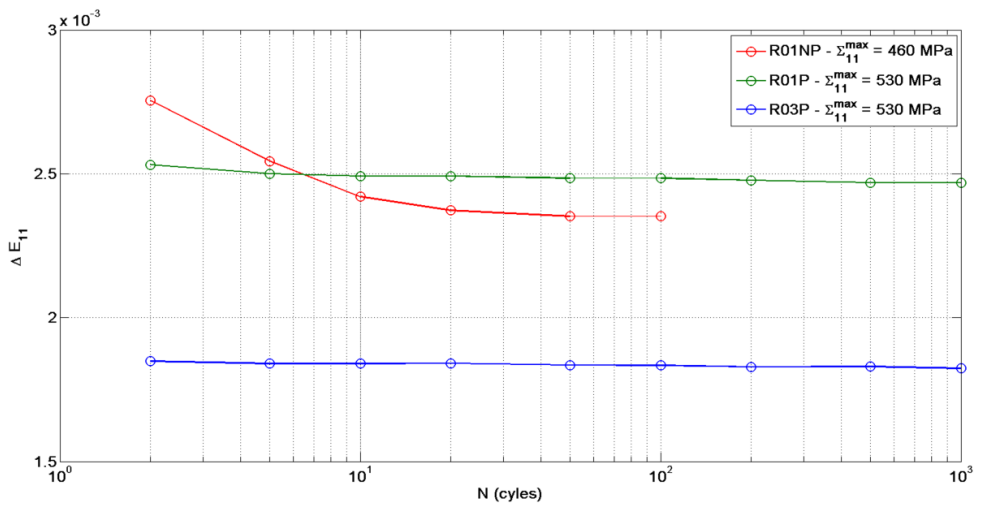


Figure II.30 : Etendue de la déformation pour le niveau de contrainte haut

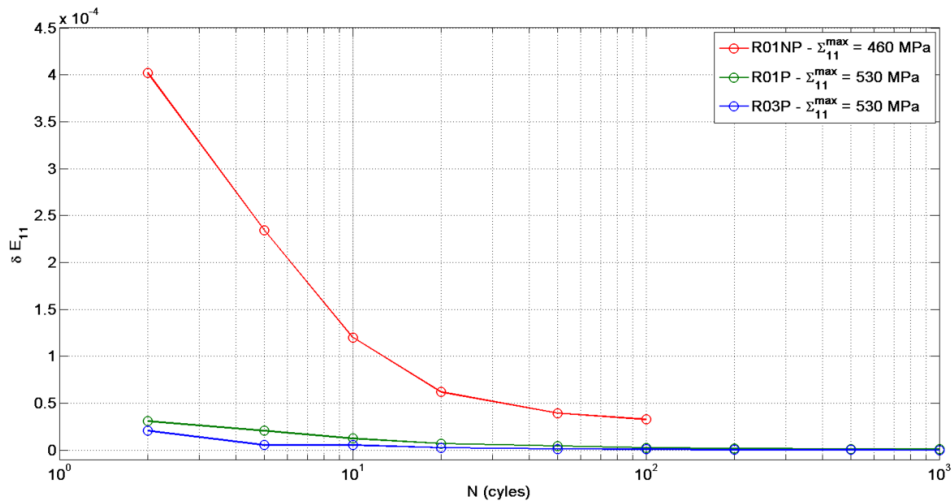


Figure II.31 : Incrément de déformation pour le niveau de contrainte haut

Les résultats des essais cycliques montrent que :

- L'état stabilisé est rapidement atteint lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué à l'éprouvette (R01P et R03P). Il faut un nombre de cycles plus important pour atteindre l'état stabilisé dans le cas des éprouvettes n'ayant pas subi de pré-écrouissage (R01NP). En l'absence de pré-écrouissage et pour des niveaux hauts, l'état stabilisé n'est jamais atteint.
- Pour la configuration R01NP, on observe un phénomène de durcissement cyclique. Celui-ci se manifeste notamment par une réduction progressive de l'incrément de déformation et de l'étendue de déformation. On peut remarquer que ce résultat est différent de ce qui est classiquement observé pour les aciers HSLA pour lesquels on observe plutôt un adoucissement cyclique.
- L'application d'un pré-écrouissage permet de réduire l'activité plastique. Cet effet du pré-écrouissage se traduit par une réduction de l'étendue de déformation et une quasi-absence d'incrément de déformation.
- En l'absence de pré-écrouissage, il existe un effet rochet qui est d'autant plus important que la contrainte maximale est élevée. Pour la configuration R01NP au niveau de contrainte maximal, l'effet de rochet est significatif et provoque la rupture rapide de l'éprouvette.

II.2.3.3 Endommagement en fatigue à grand nombre de cycles

Afin d'évaluer la résistance en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA, des essais cycliques à contrainte nominale imposée ont également été réalisés pour les trois configurations étudiées. Bien que le protocole d'essai soit semblable aux essais cycliques précédents, il s'agit ici d'étudier l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. Pour une éprouvette donnée, comme le montre la Figure II.32, les essais sont réalisés sous amplitude constante et avec une censure de 10^6 cycles. On peut remarquer que les essais d'endurance sont interrompus à différents moments. Ces interruptions, nécessaires au calcul de la quantité d'énergie dissipée (voir section II.3), permettent de définir la température d'équilibre de la zone utile (i.e. la température en l'absence de sources de chaleur internes).

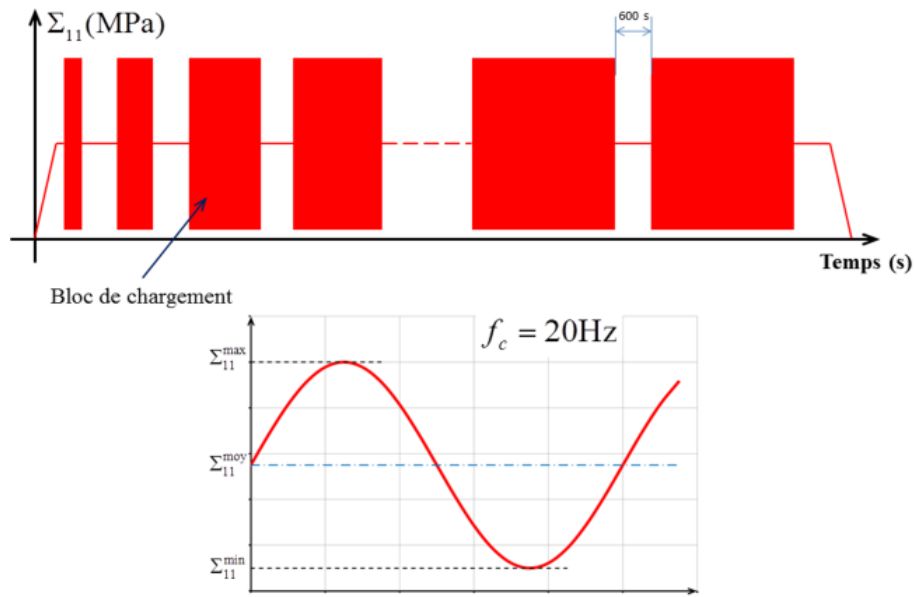
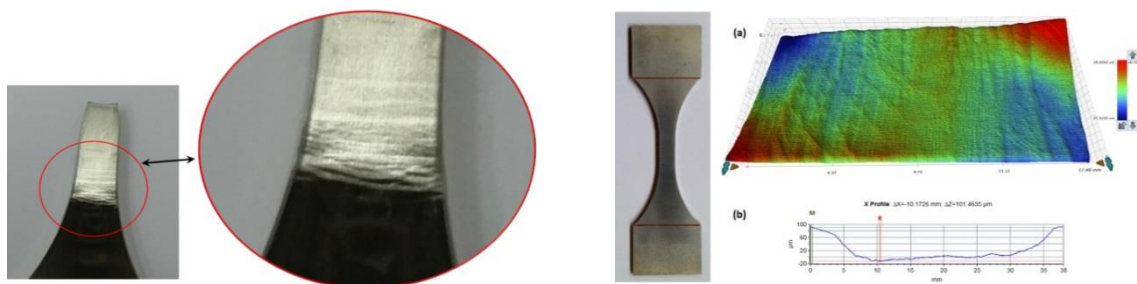


Figure II.32 : Représentation schématique des blocs de chargement pour les essais de fatigue

Dans le cadre des essais de fatigue, on a observé pour de nombreuses éprouvettes une rupture en dehors de la zone utile au niveau des congés de raccordement. Ces ruptures dans les congés sont généralement liées à l'apparition des bandes de Lüders qui engendrent des accidents géométriques semblables à des marches au niveau des congés de raccordement (Figure II.33 – Figure II.34(A)). Ces marches, observables par profilométrie optique (Figure II.34(B)), induisent des concentrations de contrainte locales qui favorisent l'amorçage des fissures de fatigue en dehors de la zone utile. Puisqu'il n'est pas possible de connaître précisément l'état de contrainte en dehors de la zone utile, les résultats de ces essais ne sont pas considérés dans ce qui suit.



Figure II.33 : Rupture en raccord de congé d'une éprouvette de fatigue



(A) Bandes de Lüders au niveau du raccord du (B) Scan par profilomètre d'une éprouvette Pré-congé dans une éprouvette rompue par fatigue

Figure II.34 : Observation des bandes de Lüders

Les résultats obtenus par les essais de fatigue sont détaillés en Annexe I. Les courbes de Wöhler, qui représentent l'amplitude de contrainte vraie macroscopique Σ_{11}^a en fonction du nombre de cycles à rupture N_r , sont représentées sur la Figure II.35 pour les différentes configurations. Elles sont également représentées en fonction de la contrainte vraie macroscopique maximale Σ_{11}^{\max} sur la Figure II.36. Il est important de remarquer que, strictement parlant, on ne peut pas parler d'essais cycliques au sens où l'accumulation de déformation plastique provoque une réduction progressive de la section dans certains cas. Ainsi, si l'amplitude de l'effort (ou de manière équivalente de la contrainte nominale) est constante, l'amplitude de contrainte vraie tend parfois à augmenter au cours des essais de fatigue. Dans ce qui suit, les valeurs d'amplitude de contrainte vraie et de contrainte vraie maximale qui sont données correspondent à celles déterminées sur le premier cycle de chargement.

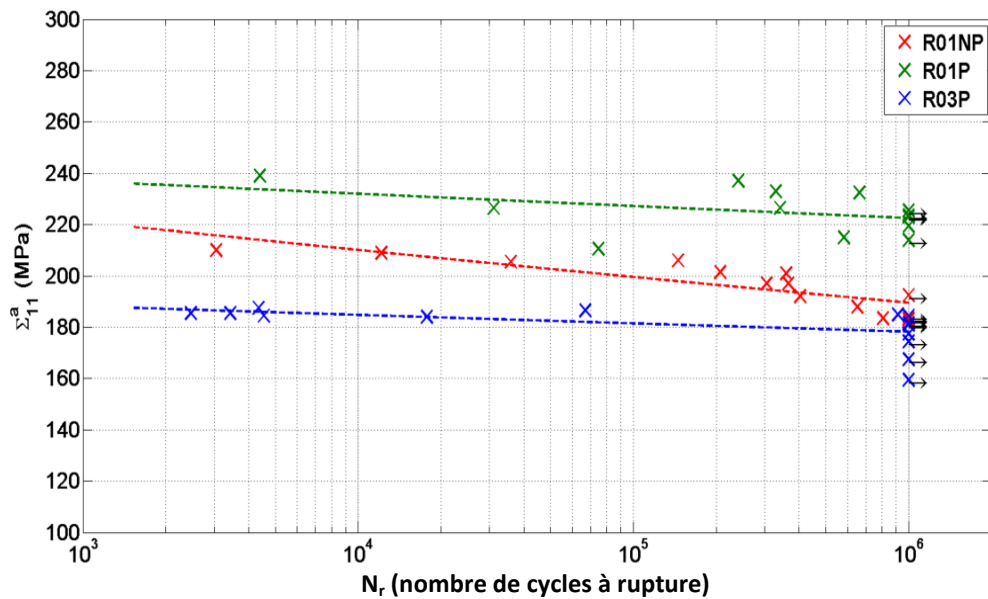


Figure II.35 : Courbes de Wöhler – Amplitude de contrainte vraie macroscopique en fonction du nombre de cycles à rupture

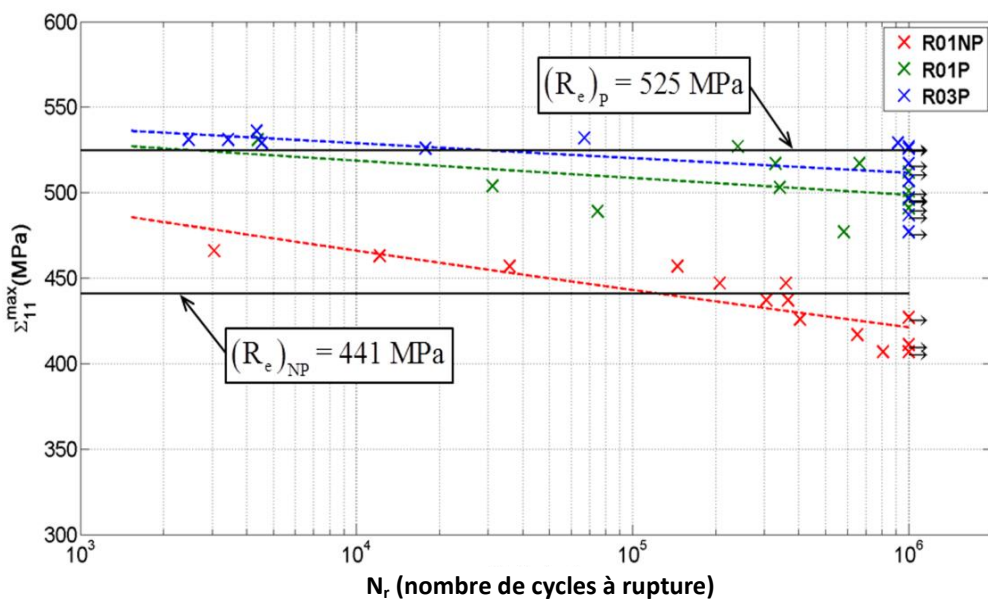


Figure II.36 : Courbes de Wöhler – Contrainte vraie macroscopique maximale en fonction du nombre de cycles à rupture

Les résultats des essais de fatigue montrent que :

- L'application d'un pré-écrouissage de traction uniaxiale parallèlement à la direction de chargement permet d'augmenter de manière sensible la résistance en fatigue. On retrouve donc une tendance semblable à celle observée dans certaines études de la littérature (Berchem & Hocking, 2006; Libertiny, et al., 1977; Kang, et al., 2007). Cette forte influence du pré-écrouissage est liée à son intensité. On peut en particulier remarquer que, pour la grande majorité des essais, les contraintes maximales au cours des essais cycliques sont inférieures à la contrainte atteinte lors de l'écrouissage. Il y a donc peu de situations pour lesquelles l'effet du pré-écrouissage est susceptible d'être partiellement ou totalement effacé par le chargement cyclique.
- Pour des mêmes conditions initiales (éprouvettes pré-écrouies), on retrouve la tendance classique de la littérature (Bathias & Bâillon, 1997; Sines, 1959) : l'augmentation du rapport de charge (variation de la contrainte moyenne) entraîne une diminution de la résistance à la fatigue.

II.2.3.4 Mécanismes d'endommagement en fatigue de l'acier HC360LA

Afin de mieux comprendre l'endommagement, des observations fractographiques ont été réalisées sur différentes éprouvettes rompues afin d'identifier les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue pour les différentes configurations. L'observation des faciès de rupture est faite par microscopie électronique à balayage. Avant observation, les éprouvettes sont nettoyées par ultrasons dans un bain d'éthanol pendant 30 minutes afin d'éliminer au maximum les saletés présentes sur les faciès.

Les observations réalisées pour une éprouvette non pré-écrouie (R01NP) sont présentées sur la Figure II.37. On remarque que l'amorçage de la fissure de fatigue apparaît en surface depuis une zone sur laquelle aucun défaut métallurgique n'est détecté. Cette même constatation a été faite pour les éprouvettes pré-écrouie (R=0,1 et R=0,3) (Figure II.40, Figure II.41). Ces observations indiquent que l'amorçage des fissures de fatigue est gouverné par la plasticité pour l'acier HC360LA indépendamment de la configuration étudiée.

Aussi, pour l'ensemble des configurations, les observations fractographiques montrent l'existence de deux zones différentes qui indiquent des variations dans le mode de propagation (Figure II.37, Figure II.40, Figure II.41). D'abord, pour des fissures de taille inférieure à environ 1 mm, la propagation se produit dans un plan perpendiculaire à la direction de chargement (zone 1). Lorsque la fissure atteint une taille plus importante (supérieure à 1 mm, zone 2), l'espacement entre les stries de fatigue s'accroît progressivement et la propagation se produit dans des plans orientés à +/- 45° par rapport à la direction de chargement (Figure II.42). Dans cette seconde zone, on observe également la présence de cupules qui soulignent le caractère ductile de la fissuration. D'après les travaux de (Sinha & Ghosh, 2006), la présence du mode de fissuration ductile est souvent liée à l'application de chargements cycliques à rapports de charge positifs.

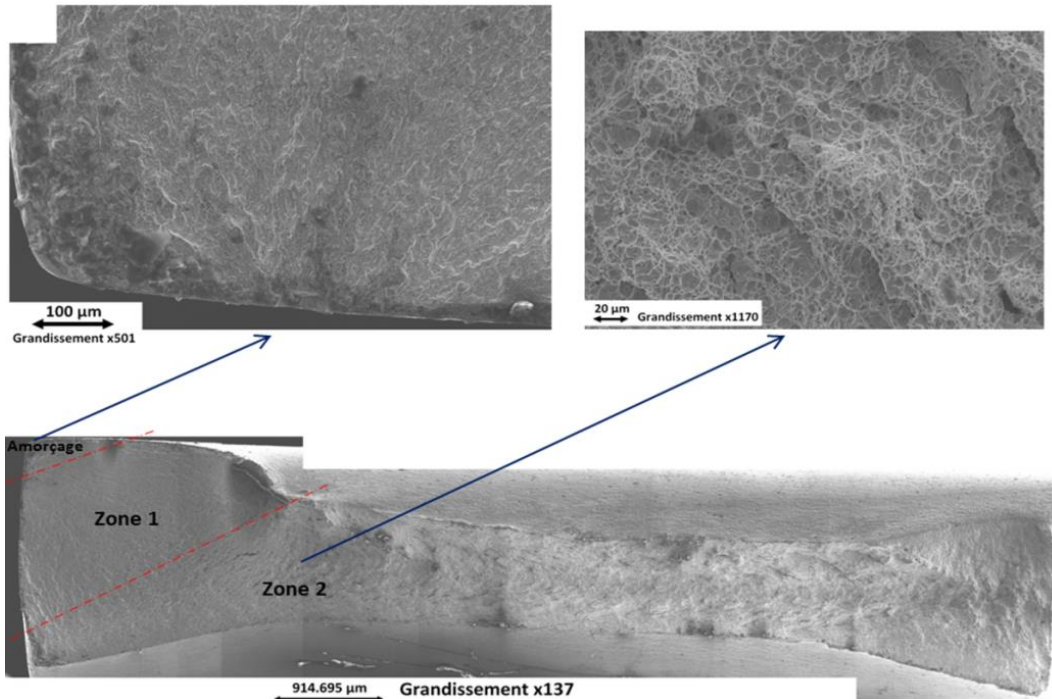


Figure II.37 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa)

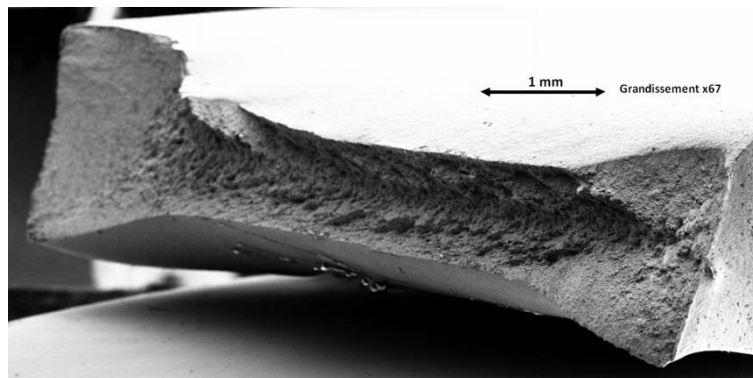


Figure II.38 : Trajets de fissuration d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa)

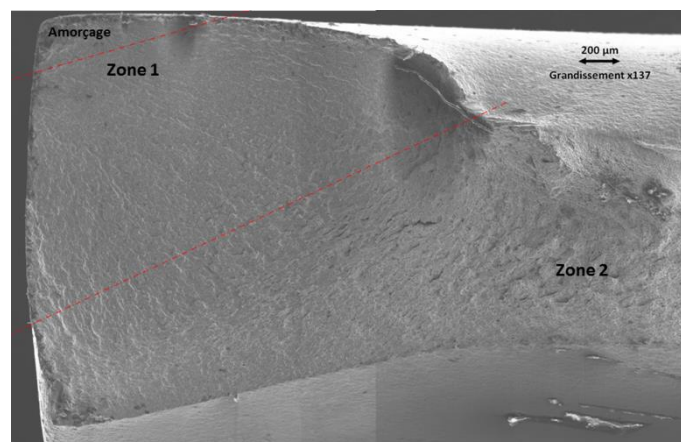


Figure II.39 : Illustration de la propagation de fissures dans la zone 2 d'une éprouvette non pré-écrouie (R01NP-11) ($N_r = 304609 / \Sigma_{11} = 437$ MPa)

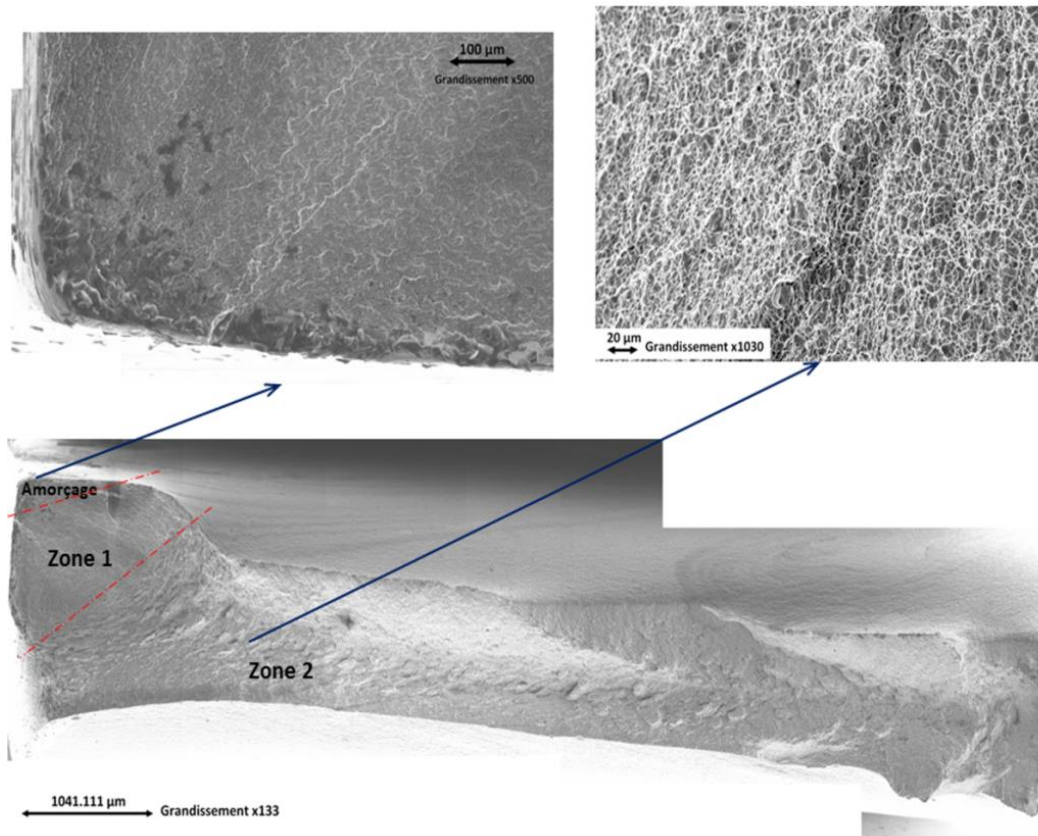


Figure II.40 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette pré-écrouie (R01P-5) ($N_r = 340737 / \Sigma_{11} = 503 \text{ MPa}$)

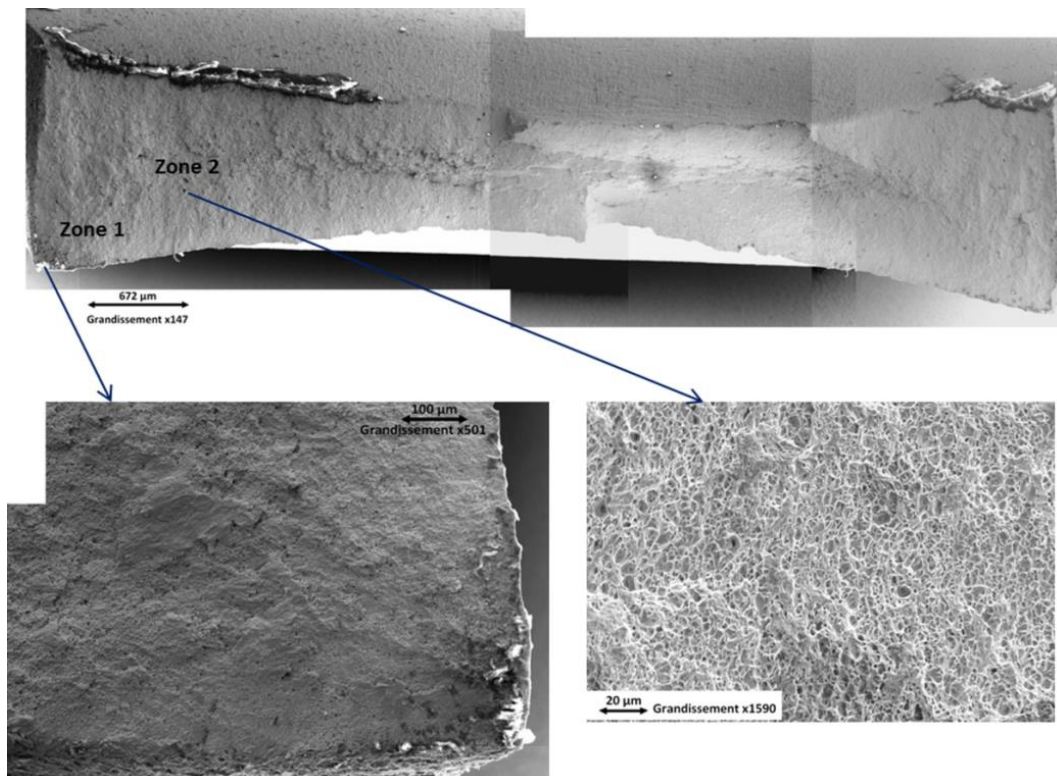


Figure II.41 : Observation du faciès de rupture d'une éprouvette pré-écrouie (R03P-11) ($N_r = 66887 / \Sigma_{11} = 532 \text{ MPa}$)

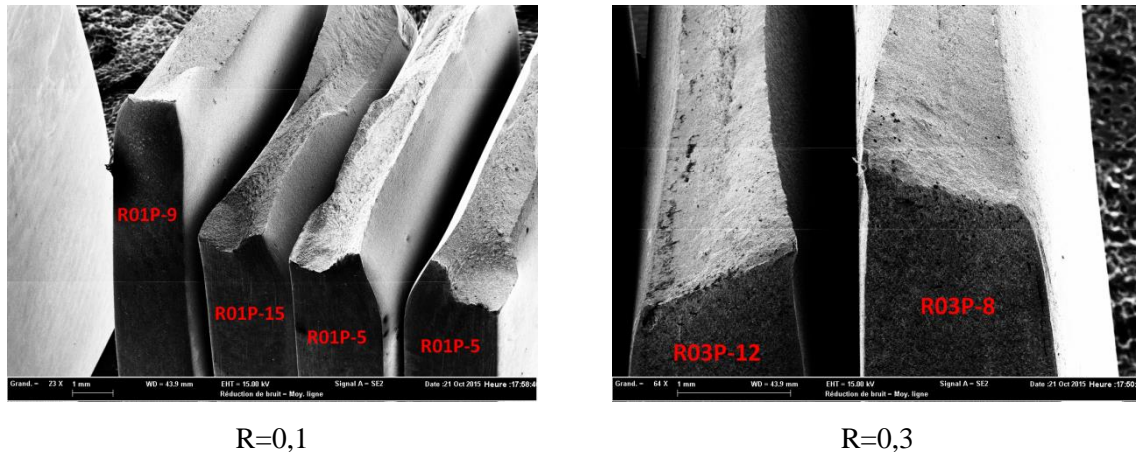


Figure II.42 : Trajets de fissuration pour les différents chargements (traction uniaxiale à $R=0,1$ et $R=0,3$) dans le cas des états pré-écrouis

II.3 Comportement énergétique en fatigue à grand nombre de cycles

II.3.1 Motivations

Pour caractériser le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'acier HC360LA, on a jusqu'ici adopté une approche classique. On s'est en effet borné à présenter les résultats de sorte à pouvoir mettre en évidence une relation entre le nombre de cycles à rupture et des grandeurs en contrainte représentatives des conditions de chargement cyclique (e.g. amplitude de contrainte, contrainte maximale). Cette approche est naturellement orientée vers le dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles qui repose souvent sur l'introduction de critères également établis à partir de grandeurs en contrainte (e.g. pression hydrostatique, amplitude du cisaillement octaédral) permettant d'intégrer l'éventuel caractère multiaxial de la sollicitation (Crossland, 1956; Sines, 1959; Dang Van, 1973)

Il existe néanmoins une autre approche possible qui se base sur l'adoption d'un point de vue énergétique pour analyser le comportement et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. En effet, on peut assimiler le chargement cyclique à un processus thermodynamique dans lequel on observe l'évolution d'un système constitué de la zone centrale d'une éprouvette. Le chargement cyclique correspond alors à un transfert d'énergie vers le système et l'étude de la conversion d'énergie est susceptible de fournir des éléments supplémentaires lorsqu'il s'agit d'étudier le comportement et l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles des alliages métalliques.

Il est en particulier intéressant de rappeler qu'on peut distinguer trois modes différents de conversion de l'énergie de déformation :

- Tout d'abord, une partie de l'énergie apportée est dissipée sous forme de chaleur. Cette quantité d'énergie revêt un intérêt particulier en cela qu'elle permet de quantifier l'intensité des transformations irréversibles que subit le matériau lors d'un chargement cyclique. C'est en effet à cause des modifications irréversibles (e.g. microplasticité) (Galtier, et al., 2002; Mareau, et al., 2012), à l'origine de phénomènes dissipatifs, que les alliages métalliques s'endommagent.
- Aussi, la rupture en fatigue des métaux est souvent liée à l'évolution des défauts cristallins (dislocations, lacunes) qui se multiplient, s'annihilent ou s'arrangent pour permettre l'amorçage de fissures de fatigue. A ces défauts est associé un champ de contrainte résiduelle

et donc une énergie de déformation élastique. Ainsi, lorsque des défauts sont créés, une partie de l'énergie de déformation apportée reste bloquée dans le matériau (Warren & Wei, 2010; Wan, et al., 2014) sous la forme de contraintes internes. La quantité d'énergie stockée est donc intéressante en cela qu'elle fournit une mesure représentative de la quantité des défauts qui sont présents dans un matériau.

- Enfin, l'énergie de déformation est également utilisée pour des transformations réversibles telles que les déformations thermoélastiques. Cette quantité énergétique revêt un intérêt moindre dans la mesure où, par définition, les transformations réversibles ne traduisent pas l'existence d'évolutions microstructurales (e.g. écrouissage, endommagement).

On souhaite donc dans ce travail réaliser une estimation des quantités d'énergie qui sont soit dissipées sous forme de chaleur, soit stockées lors d'un chargement cyclique afin de potentiellement les corrélérer à l'endommagement de fatigue. L'estimation de ces quantités n'est toutefois pas triviale et fait appel à un certain nombre d'éléments de thermodynamique qu'il convient de rappeler ici.

II.3.2 Cadre thermodynamique

Pour l'estimation des différentes quantités énergétiques mentionnées précédemment, on s'appuie essentiellement sur les travaux de (Louche & Chrysochoos, 2001) qui ont ensuite été adaptés par (Boulangier, et al., 2004) pour traiter le cas particulier de la fatigue à grand nombre de cycles.

Le système étudié ici est celui constitué de la zone centrale d'une éprouvette soumise à un chargement cyclique. Pour ce système, on souhaite déterminer, à partir des acquisitions de force, d'élongation et de température, l'évolution de l'énergie de déformation, de l'énergie dissipée et de l'énergie stockée au cours d'un chargement cyclique.

II.3.2.1 Energie de déformation

L'énergie de déformation représente la quantité d'énergie mécanique fournie au matériau lors d'un trajet de chargement. Son estimation est basée sur les données de force et d'élongation obtenues dans le cadre des essais cycliques uniaxiaux. La donnée de force permet de calculer le tenseur des contraintes de Cauchy macroscopique Σ dont la seule composante non-nulle est Σ_{11} . L'élongation mesurée par le capteur extensométrique permet de déterminer la composante E_{11} du tenseur des déformations infinitésimales macroscopique \mathbf{E} .

De manière générale, à partir de Σ et \mathbf{E} , il est possible d'obtenir une estimation de l'énergie de déformation spécifique W en intégrant sur l'ensemble d'un trajet de chargement la puissance des efforts intérieurs :

$$W = \int_0^t \Sigma : \dot{\mathbf{E}} dt' \quad (\text{II.3})$$

Dans le cas de chargements cycliques, il est souvent commode de calculer des valeurs moyennes par cycle de chargement. Dans la suite, afin d'alléger les notations, on désignera la moyenne sur un cycle d'une variable en surmontant cette même variable d'une barre. Pour une variable x dépendante du temps, la valeur moyenne par cycle \bar{x} est donnée par :

$$\bar{x} = \frac{1}{t_c} \int_t^{t+t_c} x dt'$$

où $t_c = 1/f_c$ désigne la période d'un cycle de chargement. Ainsi, l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle \bar{W} est donnée par :

$$\bar{W} = \frac{1}{t_c} \int_t^{t+t_c} W dt' = \int_t^{t+t_c} \boldsymbol{\Sigma} : \dot{\mathbf{E}} dt' \quad (\text{II.4})$$

En pratique, puisqu'on dispose uniquement de données discrètes, on utilise une méthode des différences finies pour évaluer le taux de déformation \dot{E}_{11} :

$$\dot{E}_{11}(t) = \frac{E_{11}(t + \Delta t) - E_{11}(t)}{\Delta t} \quad (\text{II.5})$$

où Δt est le temps séparant deux acquisitions successives. Pour le calcul de l'énergie de déformation, il est nécessaire d'évaluer numériquement l'intégrale (II.4). Dans ce travail, une simple méthode des trapèzes est utilisée pour le calcul de \bar{W} .

II.3.2.2 Energie dissipée

L'estimation de la quantité d'énergie dissipée repose sur la mesure de la température et sur l'interprétation de l'équation de la chaleur. Pour ce faire, on considère la zone centrale de l'éprouvette comme un système thermodynamique homogène dont l'état est intégralement défini par un ensemble de variables d'état qui sont :

- Le tenseur des déformations infinitésimales \mathbf{E}
- La température T
- Un ensemble de n variables internes, représentés par les grandeurs V_1, V_2, \dots, V_n , dont la connaissance exacte n'est pour le moment pas nécessaire.

Afin d'obtenir l'équation de diffusion de la chaleur, on introduit la notion d'énergie libre à laquelle on associe une densité Ψ qui s'exprime en fonction des variables d'état \mathbf{E} , T et V_k ($k = 1$ à n). Il est alors possible à partir des premier et second principes de la thermodynamique de proposer la forme suivante de l'équation de diffusion de la chaleur (Lemaitre & Chaboche, 2009) :

$$\rho C \dot{T} = \text{div}(\mathbf{k} \cdot \mathbf{grad}(T)) + R + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \mathbf{E}} : \dot{\mathbf{E}} + \rho T \sum_k \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k + D_1 \quad (\text{II.6})$$

où ρ est la masse volumique, C est la capacité thermique, \mathbf{k} est le tenseur de conductivité thermique, R est la source volumique de chaleur et D_1 est la source de dissipation mécanique (également appelée dissipation intrinsèque). Afin de bien comprendre les développements qui vont suivre, il convient de s'attarder quelque peu sur la signification des différents termes qui apparaissent dans l'équation de diffusion de la chaleur. Cette équation traduit le fait que la température d'un élément de volume change à cause :

- Des échanges thermiques par conduction ($\text{div}(\mathbf{k} \cdot \mathbf{grad}(T))$) qui sont susceptibles de s'annuler dans le cas particulier de conditions adiabatiques.
- Des apports volumiques de chaleur (R).
- Du couplage entre déformation et température ($\rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \mathbf{E}} : \dot{\mathbf{E}}$). Puisque dans le cas présent, le seul couplage de ce type est lié à la thermoélasticité, ce terme sera noté S_{the} dans ce qui suit.
- Du couplage entre variables internes et température ($\rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k$) qui peut se manifester en présence de phénomènes tels que des transformations de phases ou de la recristallisation. Ce terme est représenté par la variable S_{ic} par la suite.
- Des phénomènes irréversibles auxquels on associe la source de dissipation mécanique (D_1).

Pour estimer l'énergie dissipée à partir de l'équation de diffusion de la chaleur, il est tout d'abord raisonnable de considérer la conductivité thermique comme une propriété isotrope. On peut alors définir complètement le tenseur de conductivité \mathbf{k} à partir d'une seule propriété scalaire k qui permet de reformuler l'équation de diffusion de la chaleur sous la forme suivante:

$$\rho C \dot{T} = k \Delta T + R + S_{the} + S_{ic} + D_1 \quad (\text{II.7})$$

où Δ désigne l'opérateur Laplacien. Ensuite, il est commode d'introduire l'élévation de température θ définie comme la différence entre la température absolue T et la température d'équilibre T_0 (qui correspond à la température mesurée en l'absence de sources de chaleur) :

$$\theta = T - T_0 \quad (\text{II.8})$$

Ainsi, dans le cadre des essais cycliques, si la source de chaleur volumique est considérée constante (i.e. rayonnement constant), le champ de température dans la configuration d'équilibre vérifie la condition $k \Delta T_0 = -R$ en tout point. Il est alors possible de réécrire l'équation de diffusion de la chaleur comme suit :

$$\rho C \dot{\theta} = k \Delta \theta + S_{the} + S_{ic} + D_1 \quad (\text{II.9})$$

Aussi, pour l'acier HC360LA, les élévations des températures observées lors des essais cycliques sont généralement faibles (inférieures à 10 K). Il est donc raisonnable de considérer qu'il n'y a pas lors des essais cycliques de transformations microstructurales résultant d'un couplage avec la température. Ainsi, si on néglige le terme de couplage entre les variables internes et la température ($S_{ic} = 0$), on obtient la forme suivante de l'équation de diffusion de la chaleur :

$$\rho C \dot{\theta} = k \Delta \theta + S_{the} + D_1 \quad (\text{II.10})$$

Une des difficultés liées à l'estimation des sources de dissipation réside dans la détermination des échanges thermiques. Dans le cas d'essais homogènes, tels que ceux considérés dans ce travail, il est raisonnable de considérer que les termes sources (thermoélasticité et dissipation intrinsèque) sont macroscopiquement homogènes dans la zone utile des éprouvettes. Conformément à l'approche de Chrysochoos et Louche (Chrysochoos & Louche, 2000), il est alors possible de quantifier les échanges thermiques en supposant une dépendance linéaire vis à vis de l'élévation de température de sorte que :

$$k \Delta \theta = -\frac{\rho C}{\tau_c} \theta \quad (\text{II.11})$$

où τ_c est un temps caractéristique des échanges thermiques. Selon (Boulangier, et al., 2004), ce mode d'évaluation des échanges thermiques est valable lorsque les conditions aux limites appliquées à la zone utile sont symétriques, le champ de température initial est homogène et la distribution spatiale des sources de chaleur est homogène (communément appelée hypothèse 0D). On peut alors formuler l'équation de diffusion de la chaleur comme suit :

$$\rho C \dot{\theta} = S_{the} + D_1 - \frac{\rho C}{\tau_c} \theta \quad (\text{II.12})$$

La forme finale de l'équation de diffusion de la chaleur est obtenue en remarquant que l'utilisation de thermocouples ne permet pas une mesure instantanée de la température. En effet, en accord avec les

hypothèses de Mareau et al. (Mareau, et al., 2009), le temps de réponse d'un thermocouple⁴ (de l'ordre de 0,5 s) est plus grand que la durée d'un cycle de sollicitation ($t_c = 1/f_c = 0,05$ s). L'élévation de température mesurée correspond donc à une élévation moyenne par cycle déterminée sur plusieurs cycles (de l'ordre de 10 cycles). Ainsi, l'intégration de l'équation de la chaleur sur un cycle de sollicitation conduit à :

$$\rho C \bar{\dot{\theta}} = \bar{S}_{the} + \bar{D}_1 - \frac{\rho C}{\tau_c} \bar{\theta} \quad (\text{II.13})$$

où $\bar{\dot{\theta}}$, \bar{S}_{the} , \bar{D}_1 et $\bar{\theta}$ représentent respectivement la dérivée moyenne par cycle de l'élévation de température, la source thermoélastique moyenne par cycle, la source de dissipation moyenne par cycle et l'élévation de température moyenne par cycle. Dans le cas de chargements cycliques contrôlés en contrainte, à condition que la fréquence de chargement soit suffisante (supérieure à quelques centièmes de Hz) et l'élévation de température θ soit faible comparativement à la température absolue T (moins de 10 K comparativement à 293 K), on peut montrer que la source thermoélastique moyenne par cycle est négligeable (Boulanger, et al., 2004). Ainsi, si on considère une source thermoélastique moyenne par cycle nulle ($\bar{S}_{the} = 0$), on a :

$$\rho C \left(\bar{\dot{\theta}} + \frac{\bar{\theta}}{\tau_c} \right) = \bar{D}_1 \quad (\text{II.14})$$

La relation (II.14) montre qu'il est possible, à partir d'une mesure de température, d'estimer la source de dissipation moyenne par cycle. Dans la suite du document, lors de la présentation de données expérimentales, on fait régulièrement référence à l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle \bar{W}_d qui est simplement donnée par l'intégrale de la source de dissipation sur un cycle :

$$\bar{W}_d = \int_t^{t+t_c} D_1 dt = t_c \bar{D}_1 \quad (\text{II.15})$$

La détermination de la source de dissipation \bar{D}_1 nécessite toutefois de connaître la constante de temps τ_c représentative des échanges thermiques. Cette constante dépend à la fois des propriétés du matériau et des conditions aux limites du problème. Dans ce travail, l'estimation de la constante de temps est basée sur l'évolution de l'élévation de température lors d'un retour vers l'équilibre thermique. Ainsi, si l'essai est interrompu à un instant t_0 de sorte à annuler les termes sources (S_{the} et D_1), la relation (II.14) devient :

$$\rho C \left(\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_c} \right) = 0 \quad (\text{II.16})$$

Si à l'instant t_0 l'élévation de température vaut θ_0 , l'évolution de θ lors du retour vers la température d'équilibre est donc donnée par :

$$\theta = \theta_0 \exp\left(-\frac{t-t_0}{\tau_c}\right) \quad (\text{II.17})$$

⁴ Le temps de réponse d'un thermocouple est défini comme le temps requis pour atteindre 63,2% de la valeur de température lors d'une variation instantanée

Il est alors possible de déterminer la constante τ_c par une méthode de régression de sorte à identifier la valeur de τ_c qui reproduit au mieux l'évolution de θ observée expérimentalement (Figure II.43). Dans ce travail, on observe généralement que τ_c est environ de l'ordre de 38 s

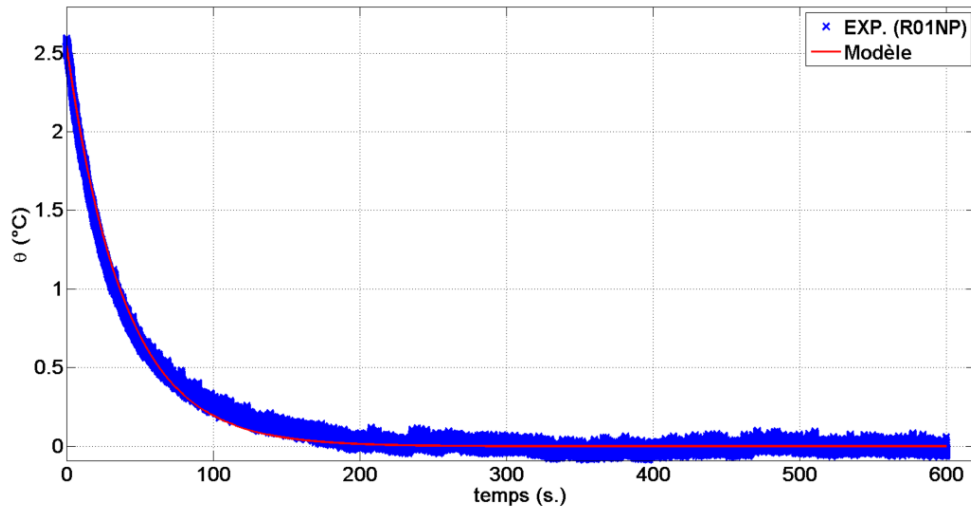


Figure II.43 : Détermination de la constante τ_c à partir de l'évolution expérimentale de θ ($\tau_c = 38,885$ / $R^2 = 0,99$)

II.3.2.3 Energie stockée

L'énergie stockée correspond à la fraction de l'énergie libre qui reste bloquée au sein du matériau en l'absence de sollicitation extérieure (i.e. état de contrainte nulle et température d'équilibre). Afin de calculer l'énergie stockée, il est donc utile de décomposer la densité d'énergie libre en une contribution élastique (Ψ_e), une contribution liée au stockage d'énergie (Ψ_s) et une dernière contribution dont l'origine est purement thermique (Ψ_T) :

$$\Psi = \Psi_e + \Psi_s + \Psi_T \quad (\text{II.18})$$

Dans le cas présent, la contribution liée au stockage d'énergie est principalement due aux contraintes internes induites par les transformations microstructurales ayant lieu pendant un trajet de chargement. Dans le cas particulier de chargements cycliques, il est intéressant d'intégrer la relation ci-dessus sur un cycle de sorte à obtenir des quantités moyennes par cycle :

$$\bar{\Psi} = \bar{\Psi}_e + \bar{\Psi}_s + \bar{\Psi}_T \quad (\text{II.19})$$

Pour un cycle fermé contrôlé en contrainte (ou de manière équivalente en déformation élastique), la partie élastique de l'énergie libre n'évolue pas, on a donc $\bar{\Psi}_e = 0$. De manière semblable, dans le cadre des essais cycliques réalisés, on observe généralement que la variation de température au cours d'un cycle est très faible (on tend généralement rapidement vers un état stabilisé pour lequel $\bar{\theta} = 0$). Il est donc raisonnable de négliger la contribution thermique de sorte que $\bar{\Psi}_T = 0$. Dans le cadre des essais cycliques, on peut donc considérer que :

$$\bar{\Psi} = \bar{\Psi}_s \quad (\text{II.20})$$

Le calcul de la densité d'énergie libre moyenne par cycle requiert de disposer d'une estimation de la source de dissipation intrinsèque D_1 . Celle-ci est en effet définie comme la différence entre la puissance des efforts intérieurs et le taux d'énergie libre :

$$D_1 = \Sigma : \dot{\mathbf{E}} - \rho \dot{\Psi} \quad (\text{II.21})$$

L'intégration sur un cycle de chargement conduit alors à :

$$\overline{W}_d = \overline{W} - \rho \overline{\Psi} = \overline{W} - \rho \overline{\Psi}_s \quad (\text{II.22})$$

Si on introduit l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\overline{W}_s = \rho \overline{\Psi}_s$, on peut alors en combinant les relations précédentes obtenir une estimation de \overline{W}_s :

$$\overline{W}_s = \overline{W} - \overline{W}_d \quad (\text{II.23})$$

La relation précédente montre donc qu'il est possible de déterminer l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle à partir de l'énergie de déformation spécifique et de l'énergie dissipée spécifique. Comme expliqué dans les paragraphes précédents, la contribution dissipée peut être estimée à partir de la mesure de température. Le calcul de l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle est basé sur la connaissance des tenseurs de contrainte et de déformation.

II.3.3 Incertitudes de mesures

Avant de présenter les résultats obtenus à partir du dispositif expérimental et du cadre thermomécanique exposé préalablement, il convient de s'interroger sur les incertitudes relatives aux grandeurs énergétiques qu'on souhaite estimer (i.e. \overline{W} , \overline{W}_d et \overline{W}_s).

II.3.3.1 Energie de déformation

Pour l'énergie de déformation, l'incertitude est liée à la précision du capteur extensométrique utilisé ainsi qu'à celle de la cellule de force nécessaire à la mesure d'effort. Les données des différents capteurs permettent de calculer que, sans considérer d'incertitude sur la valeur de section de l'éprouvette, l'incertitude relative pour la valeur de contrainte axiale $\delta \Sigma_{11} / \Sigma_{11}$ est de $\pm 0,5\%$ tandis que l'incertitude relative sur la valeur de déformation $\delta E_{11} / E_{11}$ est $\pm 0,15\%$. On en déduit alors que l'incertitude sur l'évaluation du taux de déformation $\delta \dot{E}_{11}$ est :

$$\delta \dot{E}_{11} = 2 \frac{\delta E_{11}}{\Delta t} \quad (\text{II.24})$$

Lors du calcul de l'énergie de déformation spécifique moyenne par cycle, on a ainsi une incertitude $\delta \overline{W}$ qui est donnée par :

$$\delta \overline{W} = \int_t^{t+t_c} \left(\left| \delta \Sigma_{11} \dot{E}_{11} \right| + \left| \Sigma_{11} \delta \dot{E}_{11} \right| \right) dt' \quad (\text{II.25})$$

On peut évaluer l'expression ci-dessus en considérant un chargement uniaxial représentatif de notre application ($\Sigma_{11}^{\max} = 500$ MPa, $\Sigma_{11}^{\min} = 50$ MPa et $f_c = 20$ Hz). Le calcul de l'intégrale précédente requiert alors de connaître a priori la loi de comportement cyclique de l'acier HC360LA. Dans l'optique de simplement estimer l'incertitude, on suppose un comportement macroscopique élastique linéaire (module de Young de 210000 MPa) puisque, comme le montrent les essais cycliques, les déformations plastiques sont faibles dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles. Le calcul de l'incertitude sur l'énergie de déformation spécifique $\delta \overline{W}$ donne alors une valeur de $5,9 \times 10^{-3}$ MJ/m³.

II.3.3.2 Energie dissipée

Pour l'estimation de l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle \overline{W}_d , l'essentiel des essais cycliques se déroule dans un régime stabilisé ($\dot{\theta} = 0$). On a alors une relation simple entre l'énergie dissipée spécifique moyenne par cycle et l'élévation de température moyenne par cycle :

$$\overline{W}_d = \rho C \frac{t_c}{\tau_c} \overline{\theta} \quad (\text{II.26})$$

Ainsi, puisque l'incertitude $\delta\overline{\theta}$ relative à la mesure de l'élévation de température par le thermocouple de type T (Cu/CuNi) utilisé ici est de $\pm 0,5$ K (Nau, 2003), on a une incertitude $\delta\overline{W}_d$ sur de l'énergie dissipée spécifique qui est donnée par :

$$\delta\overline{W}_d = \rho C \frac{t_c}{\tau_c} \delta\overline{\theta} \quad (\text{II.27})$$

en prenant $\rho = 7800$ kg.m⁻³, $C = 450$ J.K⁻¹.kg⁻¹, $t_c = 0,05$ s et $\tau_c = 38$ s, on estime l'incertitude sur \overline{W}_d à $2,3 \times 10^{-3}$ MJ/m³. Ces valeurs sont représentatives du comportement thermique des aciers courants.

II.3.3.3 Energie stockée

L'estimation de l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle \overline{W}_s ne requiert que l'évaluation de la différence entre l'énergie de déformation et l'énergie dissipée spécifiques moyennes par cycle (relation (II.23)). L'expression de l'incertitude relative sur l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\delta\overline{W}_s$ est alors simplement donnée par :

$$\delta\overline{W}_s = \delta\overline{W} + \delta\overline{W}_d \quad (\text{II.28})$$

En s'appuyant sur les estimations de $\delta\overline{W}$ et $\delta\overline{W}_d$ obtenues précédemment, on évalue l'incertitude sur l'énergie stockée spécifique moyenne par cycle $\delta\overline{W}_s$ à $8,2 \times 10^{-3}$ MJ/m³. On observe ainsi que, puisque la méthode d'estimation de l'énergie stockée est indirecte (elle repose sur l'établissement d'un bilan d'énergie), l'incertitude sur cette grandeur est importante. On est en effet pénalisé par l'accumulation successive des erreurs lorsqu'il s'agit d'estimer l'énergie stockée.

II.3.4 Résultats

II.3.4.1 Corrélation comportement énergétique et endommagement

En utilisant le cadre thermodynamique présenté précédemment, on a pu évaluer l'énergie de déformation, l'énergie dissipée et l'énergie stockée pour les différentes configurations d'essais (R01NP, R01P et R03P). Les figures ci-dessous (Figure II.44, Figure II.45 et Figure II.46) représentent respectivement l'énergie de déformation \overline{W} , l'énergie dissipée \overline{W}_d et l'énergie stockée \overline{W}_s spécifiques moyennes par cycle, en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations. Les valeurs d'énergies affichées sur les figures ci-dessous sont moyennées pour chaque éprouvette sur l'ensemble des cycles.

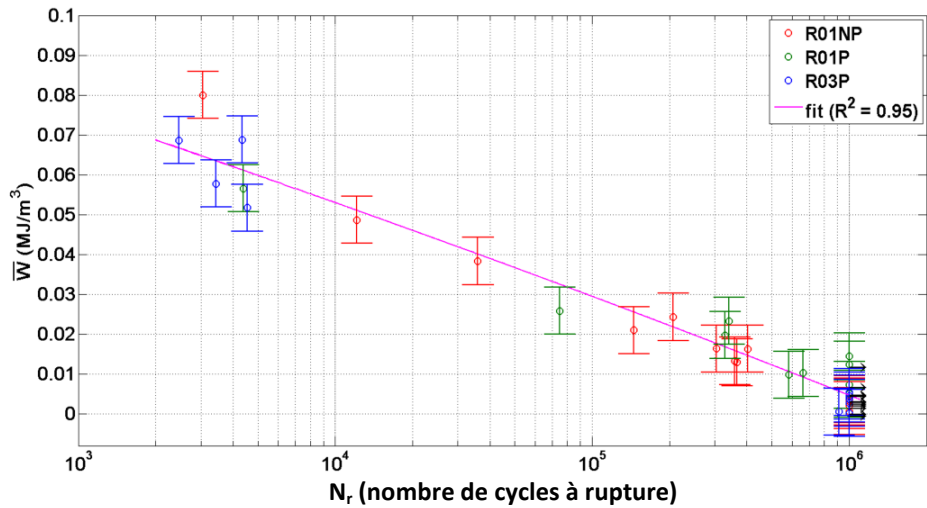


Figure II.44 : Energie de déformation \bar{W} moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

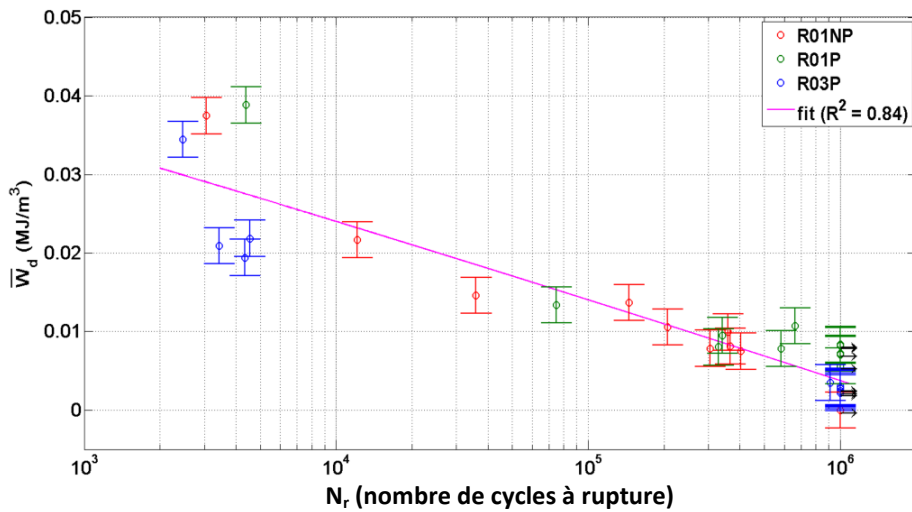


Figure II.45 : Energie dissipée \bar{W}_d moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

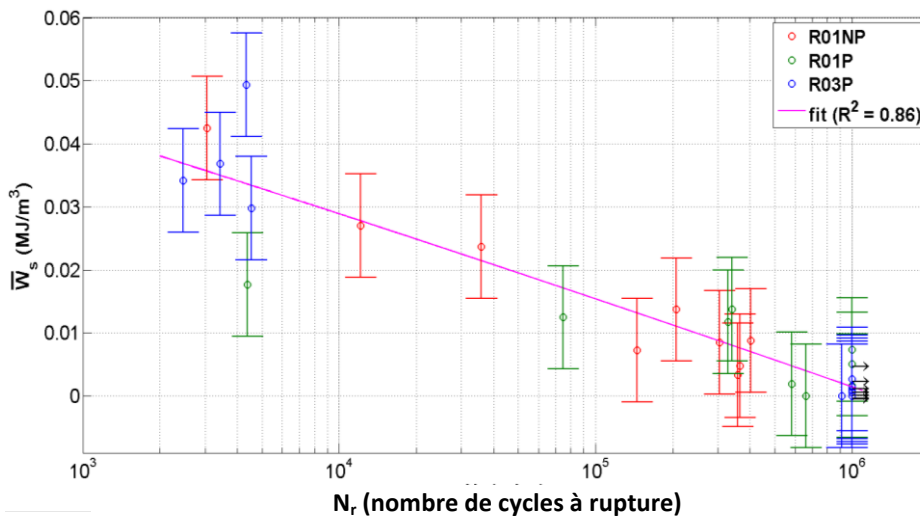


Figure II.46 : Energie stockée \bar{W}_s moyenne par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations

On remarque d'abord que l'énergie de déformation, l'énergie dissipée ou l'énergie stockée sont d'autant plus faibles que le nombre de cycles à rupture est grand. Si on considère l'ensemble des points expérimentaux obtenus, il semble possible d'établir des relations de type puissance entre les différentes grandeurs énergétiques et le nombre de cycles à rupture qui soient valables quelle que soit la configuration d'essai :

$$N_r = A\bar{W}^n \quad (\text{II.29})$$

$$N_r = B\bar{W}_d^m \quad (\text{II.30})$$

$$N_r = C\bar{W}_s^p \quad (\text{II.31})$$

où A , B , C , n , m et p sont des constantes qui dépendent de la nature du matériau mais pas du mode de chargement. Cela signifie en fait que, pour toutes les grandeurs énergétiques observées et indépendamment de la configuration d'essai, il semble possible d'associer à une valeur d'énergie moyenne par cycle un nombre de cycles à rupture. L'énergie de déformation, l'énergie dissipée ou l'énergie stockée apparaissent donc comme des grandeurs physiques qui contiennent les informations relatives à l'influence à la fois du rapport de charge et du pré-écrouissage sur l'endommagement de fatigue. En revanche, ces résultats ne permettent pas directement d'établir s'il existe une grandeur énergétique qu'il est plus judicieux de corrélérer avec le nombre de cycles à rupture.

Il faut néanmoins garder à l'esprit deux éléments qui doivent inciter à la prudence vis-à-vis des conclusions précédemment établies. D'abord, la gamme de rapports de charge qui a été explorée est restreinte (entre 0,1 et 0,3) et il serait souhaitable de pouvoir conduire la même analyse énergétique pour d'autres rapports de charge, notamment des rapports négatifs. Dans le cadre de cette étude, on est néanmoins limité par la faible épaisseur des tôles dans lesquelles les éprouvettes ont été prélevées. Les quelques tentatives ont en effet montré que la faible épaisseur posait des problèmes de flambement pour les essais à rapport négatif. Aussi, pour l'énergie stockée, on observe que les valeurs obtenues sont proches des incertitudes calculées précédemment. L'estimation de la quantité d'énergie stockée constitue ainsi un aspect délicat du travail expérimental. La stratégie d'interprétation utilisée ici montre en effet ses limites : elle est pénalisée à la fois par la faiblesse relative du phénomène de stockage d'énergie et par la précision des moyens de mesure.

La Figure II.47 montre l'évolution du coefficient de Taylor-Quinney β (avec $\beta = \bar{W}_d / \bar{W}$) pour les différentes configurations en fonction du nombre de cycles à rupture. Le coefficient de Taylor-Quinney permet de quantifier la fraction du travail plastique qui est dissipée sous forme de chaleur. On remarque que celui-ci est assez peu dépendant du rapport de charge et du pré-écrouissage mais qu'il est influencé par l'amplitude de contrainte. En effet, pour les faibles durées de vie (i.e. amplitudes de contrainte élevées), le coefficient de Taylor-Quinney est compris entre 30% et 50%, une partie significative de l'énergie de déformation est donc stockée, probablement par écrouissage, dans le matériau. Inversement, pour les durées de vie importantes (i.e. amplitudes de contrainte faibles), le coefficient de Taylor-Quinney est plus élevé (entre 50% et 80%). Il semble donc que les phénomènes physiques à l'origine de l'écrouissage (multiplication des dislocations, auto-arrangement des dislocations) se manifestent plus intensément lorsque les contraintes appliquées augmentent.

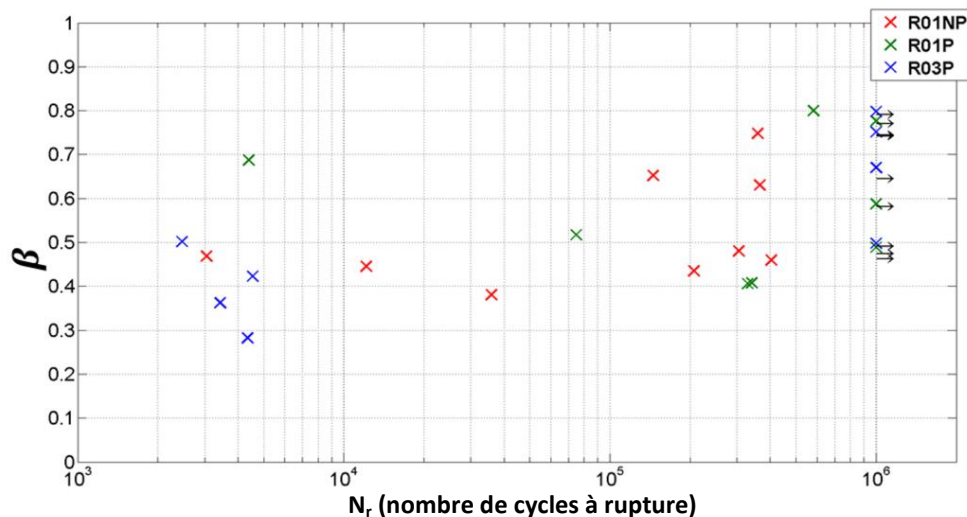


Figure II.47 : Evolution du coefficient de Taylor-Quinney β pour les différentes configurations en fonction du nombre de cycles à rupture

II.3.4.2 Rôle du pré-écrouissage

Pour mieux comprendre le rôle du pré-écrouissage, les comportements énergétiques obtenus avec et sans pré-écrouissage pour un même rapport de charge de 0,1 sont comparés pour les configurations R01P et R01NP. A cette fin, les évolutions de l'énergie de déformation, l'énergie dissipée et l'énergie stockée moyennes par cycle sont représentées en fonction du nombre de cycles sur les Figure II.48 à Figure II.50 pour différentes valeurs de contraintes maximale Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, trois valeurs de contrainte maximale sont considérées : la première correspond à une durée de vie élevée (non-rupture), la seconde à une durée de vie intermédiaire (10^4 - 10^5 cycles) et la troisième à une durée de vie faible (inférieure à 10^4 cycles).

Pour l'énergie de déformation (Figure II.48), indépendamment de la configuration observée, on remarque qu'elle est d'autant plus grande que la valeur de contrainte maximale est élevée. Aussi, l'évolution de l'énergie de déformation moyenne par cycle est différente selon qu'un pré-écrouissage soit appliqué ou non. Lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué (R01P), conformément aux résultats obtenus lors de l'étude du comportement cyclique, l'énergie de déformation est quasi-constante au cours de l'essai. Le pré-écrouissage permet donc de rapidement tendre vers un état stabilisé. En l'absence de pré-écrouissage (R01NP), l'énergie de déformation est quasi-nulle en début d'essai puis une augmentation brutale est ensuite observée. Cette augmentation brutale est associée au début du processus de déformation plastique qui démarre de manière instable par la propagation de bandes de Lüders. Après propagation des bandes de Lüders, le durcissement cyclique permet une réduction progressive de l'énergie de déformation. Il est également intéressant de remarquer qu'en l'absence de pré-écrouissage, la non-rupture à 10^6 cycles d'une éprouvette est généralement synonyme d'une énergie de déformation nulle. Il n'y a dans ce cas aucune activité plastique détectable.

En ce qui concerne l'énergie dissipée et l'énergie stockée (Figure II.49, Figure II.50), des évolutions semblables à celles obtenues pour l'énergie de déformation sont obtenues. On observe notamment que, pour la configuration non pré-écrouie, le déclenchement du processus de déformation plastique est à l'origine d'une augmentation importante de l'énergie stockée. Cette augmentation est probablement liée au phénomène de durcissement cyclique qui apparaît avec la déformation plastique. Aussi, en l'absence de pré-écrouissage, la quantité d'énergie dissipée moyenne par cycle est nulle lorsque le niveau de contrainte appliquée est trop faible pour qu'il y ait rupture. Cette absence de dissipation traduit la nature purement élastique du comportement dans ce cas.

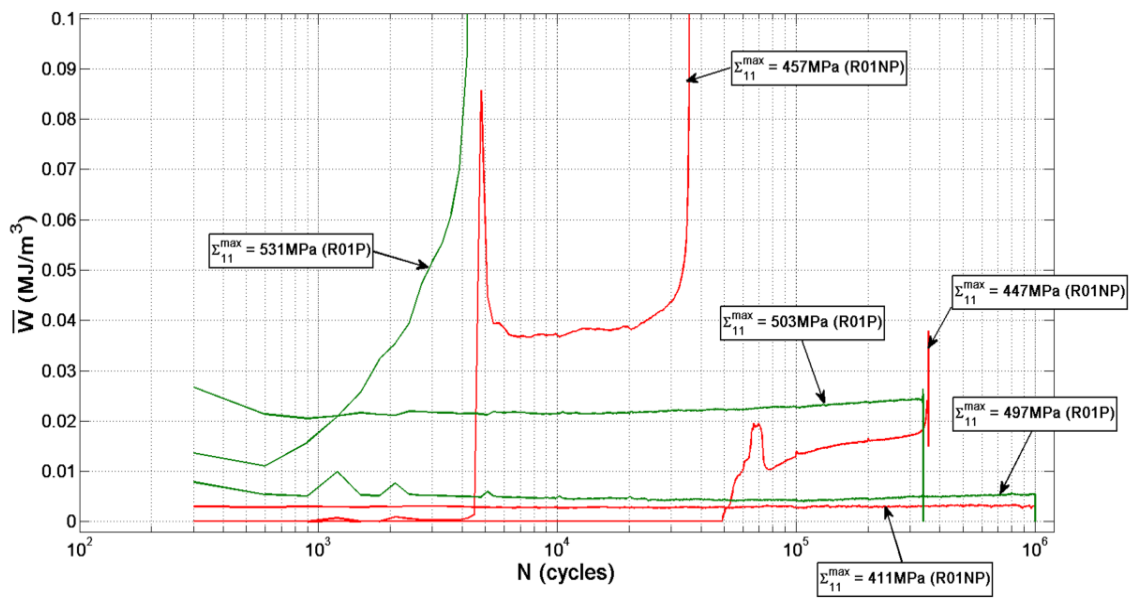


Figure II.48 : Evolutions de l'énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

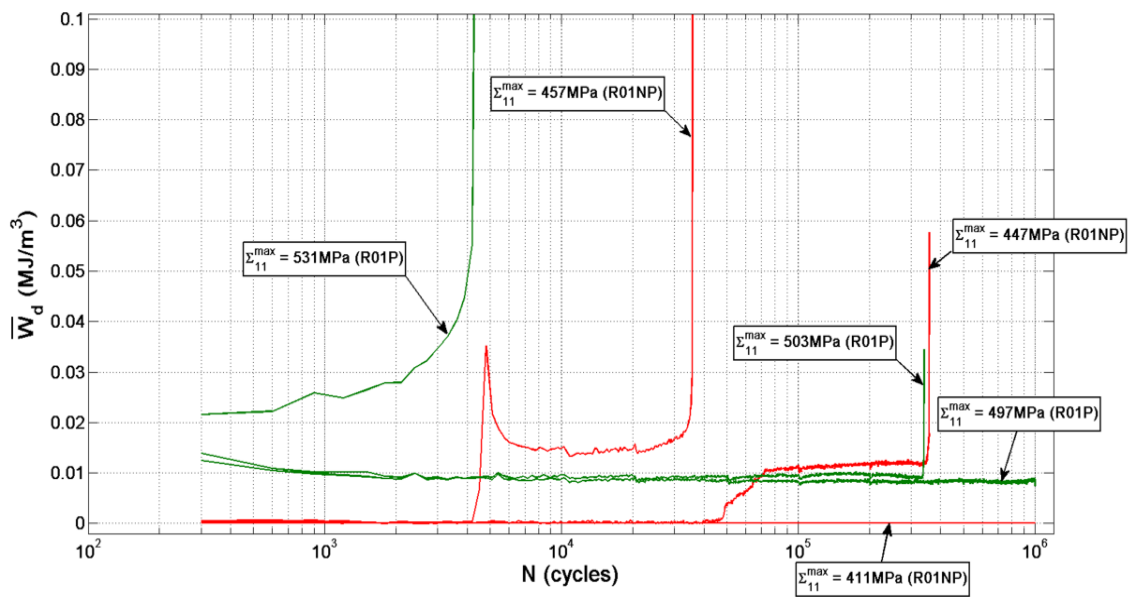


Figure II.49 : Evolutions de l'énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

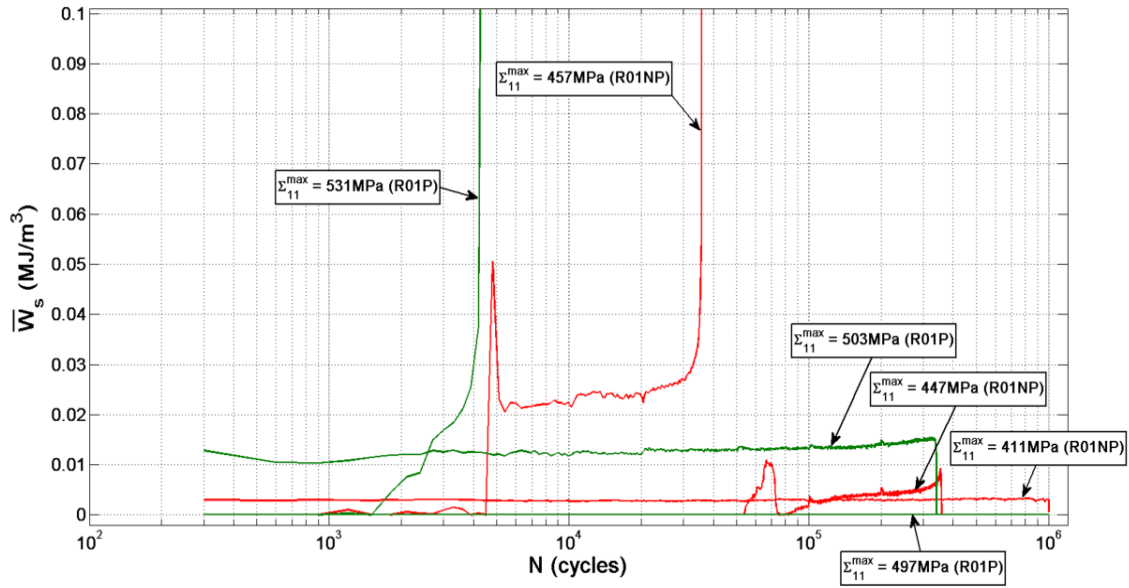


Figure II.50 : Evolutions de l'énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du pré-écrouissage

II.3.4.3 Rôle du rapport de charge

Afin d'observer l'influence de la contrainte moyenne sur le comportement énergétique, on compare les résultats obtenus pour les configurations pré-écrouies avec des rapports de charge de 0,1 et de 0,3 (R01P et R03P). Comme pour l'étude de l'influence du pré-écrouissage, on observe l'évolution de l'énergie de déformation, de l'énergie dissipée et de l'énergie stockée moyennes par cycle en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximales correspondant à différents nombres de cycles à rupture. Ces résultats sont représentés sur les Figure II.51 à Figure II.53.

Quelle que soit la grandeur énergétique observée, l'évolution est semblable et conforme aux résultats des essais de comportement cyclique. On remarque que l'état stabilisé est très rapidement atteint pour les deux rapports de charge considérés. Dans le cas de l'énergie stockée, on obtient un résultat semblable à celui de (Wan, et al., 2014) à savoir que, dès lors que le régime stabilisé est atteint, la quantité d'énergie stockée croît linéairement en fonction du nombre de cycles puisque la quantité stockée par cycle est quasi-constante.

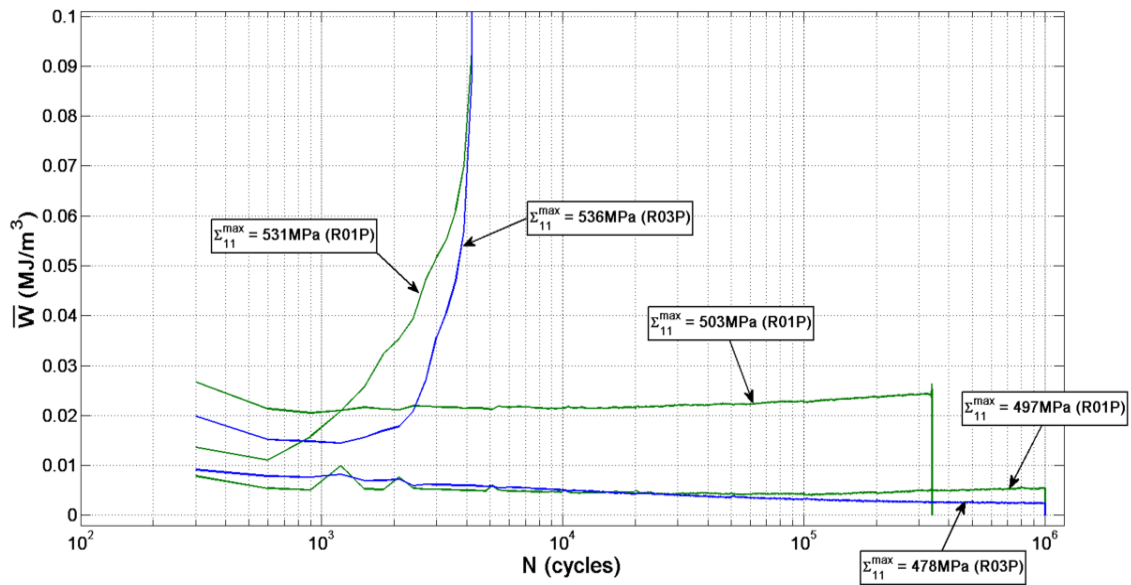


Figure II.51 : Evolutions de l'énergie de déformation moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

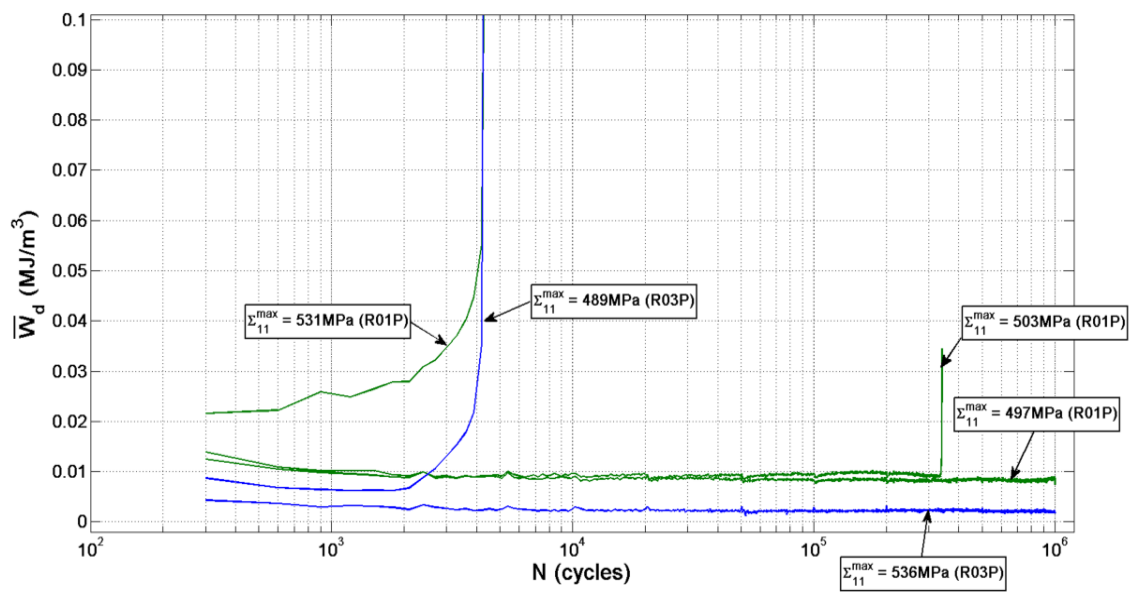


Figure II.52 : Evolutions de l'énergie dissipée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

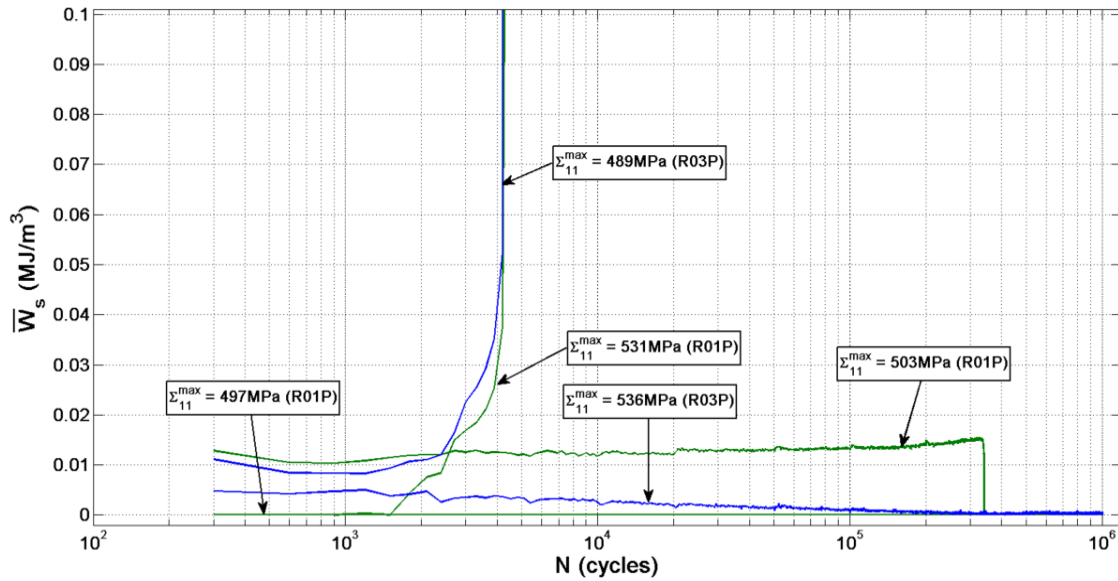


Figure II.53 : Evolutions de l'énergie stockée moyenne par cycle représentées en fonction du nombre de cycles pour différentes valeurs de contraintes maximale Σ_{11}^{\max} . Pour chaque configuration, illustration du rôle du rapport de charge

II.4 Conclusions

Ce chapitre a eu pour objet de présenter l'ensemble des données expérimentales obtenues pendant cette étude. Il a d'abord permis de préciser les caractéristiques microstructurales de l'acier HC360LA qui est un acier à haute limite d'élasticité disposant d'une microstructure essentiellement ferritique. Afin de pouvoir par la suite utiliser une approche polycristalline pour décrire le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, la texture morphologique et la texture cristallographique de l'acier HC360LA ont été quantifiées. La microstructure est ainsi composée de cristaux majoritairement équiaxes dont l'orientation semble héritée du laminage.

On a ensuite présenté la démarche expérimentale utilisée pour la réalisation des essais mécaniques qui doivent permettre de caractériser le comportement statique et le comportement cyclique.

Les essais de traction uniaxiaux réalisés montrent que le comportement est assez peu dépendant de la vitesse de déformation. On observe également l'existence d'un phénomène de vieillissement dynamique marqué auquel est associé un phénomène de localisation de la déformation en début d'essai.

L'étude du comportement cyclique a été faite sur plusieurs configurations correspondant à deux rapports de charge ($R=0,1$ et $R=0,3$) et différentes conditions initiales. Les conditions initiales sont fixées par l'application éventuelle d'un pré-écrouissage en traction uniaxiale. Les essais cycliques réalisés pour ces trois configurations avec un contrôle en contrainte soulignent le rôle important du pré-écrouissage sur le comportement cyclique. Celui-ci permet en particulier de réduire fortement l'activité plastique au cours des chargements cycliques et de limiter le phénomène de rochet. En l'absence de pré-écrouissage, un phénomène de durcissement cyclique est observé en début d'essai. Ce même phénomène est moins marqué lorsqu'un pré-écrouissage est appliqué, le régime transitoire du comportement cyclique est alors plus court.

Les essais cycliques réalisés afin d'étudier l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles montrent qu'on retrouve une forte influence du pré-écrouissage sur la résistance en fatigue. Plus

spécifiquement, l'application d'un pré-écrouissage provoque une importante amélioration de la résistance à la fatigue quel que soit le rapport de charge.

L'utilisation d'un dispositif expérimental spécifique pendant les essais cycliques a permis de mener une étude du comportement énergétique pendant les essais cycliques. On s'est notamment attaché à estimer comment l'énergie de déformation est transformée par le matériau lors des essais de fatigue. On a ainsi, à partir d'un cadre thermodynamique approprié, pu estimer la fraction d'énergie de déformation qui est dissipée sous forme de chaleur. L'observation des résultats ainsi obtenus semble indiquer une corrélation entre les différentes grandeurs énergétiques évaluées et le nombre de cycles à rupture pour l'ensemble des configurations étudiées. Ce résultat important signifie que les grandeurs énergétiques sont capables de représenter l'influence à la fois des conditions initiales et du mode de chargement. Cela contraste avec les approches classiques qui reposent sur des grandeurs en contrainte et qui ne permettent pas de décrire le rôle des conditions initiales.

Aussi, lorsqu'il s'agit de déterminer la grandeur énergétique qui est la plus appropriée pour représenter le comportement en fatigue, il semble délicat de conclure. Toutes les grandeurs énergétiques étudiées affichent en effet une corrélation semblable avec le nombre de cycles à rupture pour les différentes configurations étudiées. Il faut toutefois garder à l'esprit que ces corrélations sont valables lorsqu'on s'intéresse aux grandeurs énergétiques moyennes par cycle. Pour ce qui est de l'énergie stockée, la quantité perçue par le matériau n'est pourtant pas la quantité moyenne par cycle mais plutôt la quantité totale d'énergie stockée tout au long de l'histoire thermomécanique. Cette distinction est fondamentale et permet de faire un commentaire important sur la pertinence d'une approche basée sur l'énergie stockée, notamment en s'appuyant sur les résultats des essais avec pré-écrouissage. En particulier, lors du pré-écrouissage, puisque la quantité de défauts cristallins augmente de manière significative, il est clair que le pré-écrouissage est associé à une élévation importante de la quantité d'énergie stockée. Ainsi, la quantité d'énergie initialement stockée dans le matériau est largement plus grande à l'état pré-écroui qu'à l'état non pré-écroui. Pourtant, à contrainte maximale identique, la résistance en fatigue est plus élevée pour l'état pré-écroui. On en déduit alors qu'un critère uniquement basé sur l'énergie stockée totale n'est pas pertinent. L'option qui consiste à introduire un seuil en énergie stockée (Lemaitre & Chaboche, 2009; Desmorat, et al., 2007) pour déclencher l'endommagement de fatigue ne semble donc pas permettre de correctement reproduire l'effet du pré-écrouissage. Cela ne signifie pas nécessairement que l'énergie stockée n'est pas intéressante pour le cadre de la FGNC mais qu'il faut soit l'associer à d'autres grandeurs pour être représentatif de l'endommagement, soit regarder la densité d'énergie stockée locale plutôt que macroscopique ou soit s'intéresser à la valeur moyenne par cycle. A l'opposé, la quantité d'énergie dissipée totale n'a pas de signification claire alors que la quantité d'énergie dissipée moyenne par cycle fournit une indication sur l'intensité des mécanismes irréversibles au cours d'un chargement cyclique. Ainsi, puisqu'on a pu voir que le pré-écrouissage permet de réduire la quantité d'énergie dissipée par cycle, il semble légitime de corréler l'énergie dissipée moyenne par cycle au nombre de cycles à rupture et donc de coupler plasticité et endommagement de fatigue.