

Analyse bibliographique Comportement en fatigue des aciers ferritiques et modèles d'endommagement en fatigue

L'étude bibliographique proposée dans ce chapitre vise à préciser le cadre des travaux abordés dans la suite du document qui portent sur la réponse en fatigue d'un acier ferritique HC360LA. L'ambition ici est triple. Il s'agit dans une première partie de mieux cerner les spécificités des aciers à haute limite d'élasticité (HLE ou HSLA) avec un accent particulier sur le lien entre les caractéristiques microstructurales et le comportement mécanique macroscopique. On s'efforcera en particulier de clairement aborder les types de réponse obtenus sous chargement cyclique ainsi que les mécanismes d'amorçage observés en fatigue. Le deuxième volet est consacré aux approches énergétiques. L'objectif de cette partie est de pointer les difficultés inhérentes à l'utilisation de telles quantités et de distinguer leur capacité à rendre compte de l'endommagement en fatigue. Pour finir, la dernière partie traitera de la modélisation de l'endommagement en fatigue sous l'angle du couplage plasticité-endommagement qui peut apparaître à différentes échelles.

I.1 Comportement en fatigue des aciers à Haute Limite d'élasticité (HSLA)

L'analyse bibliographique conduite dans cette première partie vise à mieux comprendre les spécificités des aciers micro-alliés à haute limite d'élasticité HSLA et en particulier leur comportement sous chargement monotone et cyclique. L'étude proposée se limitera dans la mesure du possible aux aciers à microstructure majoritairement ferritique. Après une brève présentation de ces nuances, nous aborderons le rôle des paramètres microstructuraux (éléments de micro-alliage, taille de grain, précipités ...) sur les caractéristiques de résistance mécanique. Le type de réponse sous chargement cyclique sera ensuite étudié en prenant soin de décrire les structures de dislocations à l'origine des comportements macroscopiques observés et en distinguant les réponses mécaniques à déformation et contrainte imposée. Après avoir présenté les courbes de résistance en fatigue des aciers HSLA, nous nous pencherons plus particulièrement sur les mécanismes d'endommagement responsables de l'amorçage des fissures en fatigue. Cette étude s'achèvera par l'analyse des effets d'une pré-déformation sur le comportement en fatigue. Il s'agira en particulier de mieux comprendre les rôles respectifs de l'intensité et du mode de la pré-déformation sur la réponse en fatigue.

I.1.1 Généralités sur les aciers HSLA (ou HLE)

Parmi les aciers à haute résistance et à très haute résistance utilisés en particulier dans l'industrie automobile, on a de plus en plus recours à des nuances présentant des caractéristiques élevées à la fois en résistance et en formabilité. Les aciers Dual Phase par exemple, présentent des microstructures multiphasées (Ferrite-Martensite) qui visent à allier les avantages d'une matrice ductile pour la formabilité et ceux de la présence d'une seconde phase dure pour les caractéristiques de résistance. Pour atteindre des niveaux de résistance élevés tout en conservant une formabilité suffisante, on a également très fréquemment recours aux aciers HSLA dont la microstructure est souvent

majoritairement ferritique. C'est cette gamme d'aciers qui nous intéressera dans l'ensemble du document.

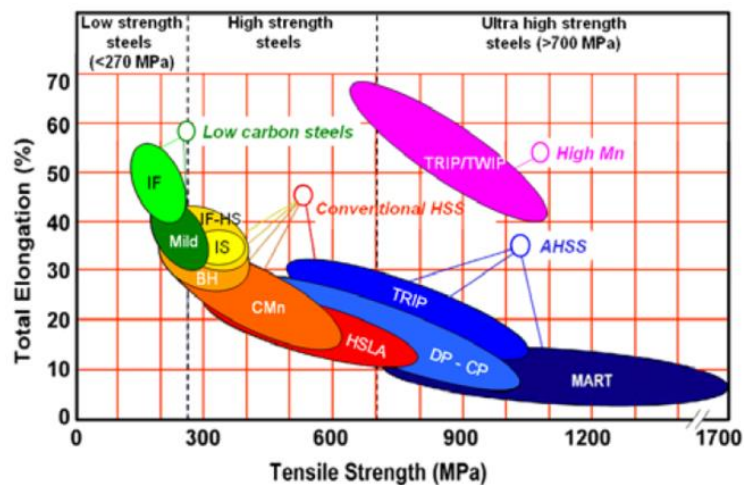


Figure I.1 : Domaine relevant des aciers HSLA parmi les aciers à haute et très haute résistance dans un plan allongement à rupture / résistance à la rupture (Bleck & Phiu-On, 2005)

Les aciers micro-alliés HSLA (High Strength - Low Alloyed), dénommés parfois aciers HLE en France, sont des aciers bas carbone dans lesquels de petites quantités d'éléments d'addition (Nb, V, Ti, Cu, Al ...), seuls ou associés, sont introduites afin d'atteindre des caractéristiques mécaniques importantes (limite d'écoulement plastique supérieure à 275 MPa). Même si l'usage du niobium comme élément de micro-alliage remonte aux années 40, l'introduction du terme micro-allié remonte à 1965 avec la mise au point du laminage contrôlé des tôles (Grumbach, 2000). L'objectif principal de ce micro-alliage est le durcissement de la ferrite par affinement de grains, par précipitation et dans une moindre mesure par solution solide. Le durcissement par solution solide dépend en premier lieu de la composition de l'alliage. Les durcissements par affinement de grain et/ou précipitation sont fonction à la fois de la composition de l'alliage et des conditions thermomécaniques du procédé d'obtention (en particulier le laminage). Il est important de faire remarquer que des petites quantités d'éléments comme le niobium (et dans une moindre mesure le vanadium ou le titane) conduisent à une diminution sensible du phénomène de recristallisation pendant le laminage permettant l'obtention d'une microstructure particulièrement fine (Figure I.2).

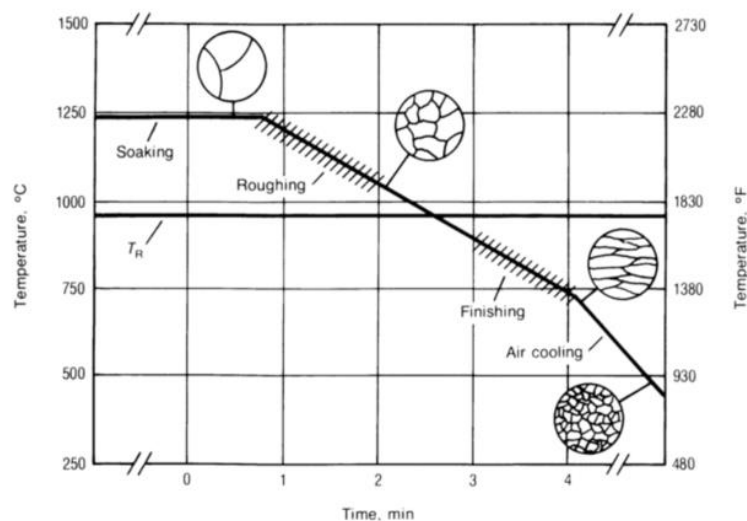


Figure I.2 : Profil Temps-Température contrôlé lors de l'opération de laminage d'une tôle (opération de contrôle de la taille des grains) (Committee, 1990)

La teneur en Carbone des aciers HSLA est inférieure à 0,25 wt-% et descend, dans les aciers modernes, jusqu'à 0,03-0,06 wt-%. La teneur en Mn ne dépasse pas 1,5-2 wt-%. Les éléments de micro-alliage tels le titane, le niobium et le vanadium sont présents en faible teneur <0,1 wt-% et sont à l'origine à la fois de la formation de nitrures et/ou de carbures et d'un effet de solution solide. Les microstructures obtenues se composent majoritairement de ferrite renforcée par la présence de précipités et parfois accompagnée, suivant la teneur en carbone et les conditions de refroidissement utilisées, de perlite, de bainite ou de bainite avec des îlots de martensite. La taille de grain obtenue est assez fine (<10 µm) et homogène.

L'utilisation du micro-alliage permet d'accéder à des limites d'écoulement deux à trois fois supérieures à celle d'un acier C-Mn. Un des grands intérêts de ces nuances est donc l'obtention de hautes caractéristiques mécaniques avec des bas niveaux de carbone ce qui assure en particulier une très bonne soudabilité (grâce à une faible valeur de carbone équivalent caractérisant la trempabilité des aciers en condition de soudage). En effet, si on cherche à augmenter les caractéristiques de résistance des aciers, on peut recourir à des teneurs en carbone et/ou en manganèse plus importantes mais dans ce cas, la soudabilité est affectée.

Si l'affinement des grains assure des caractéristiques élevées, il permet également d'améliorer la ténacité. Une bonne maîtrise de la propreté de ces aciers avec une teneur moindre en soufre et carbone concourt aussi à cette ténacité élevée. Par rapport à des aciers bas carbone composés de ferrite et de perlite, la dispersion fine de carbures dans une matrice presque exclusivement ferritique assure une ténacité élevée, cette dernière étant fortement affectée par la présence de la perlite.

Les aciers HSLA sont utilisés dans de nombreux secteurs industriels comme la construction mécanique, le transport (automobile, naval), l'énergie (pétrole, gaz ...).

I.1.2 Effets des paramètres microstructuraux sur le comportement mécanique monotone

Il est communément admis (Vervynckt, et al., 2012) que la limite d'écoulement des aciers peut être grandement accrue par des effets de :

1. solution solide,
2. d'affinage de grains,
3. de précipitation,
4. et de pré-déformation.

Afin d'illustrer les contributions potentielles des différents éléments de la microstructure aux caractéristiques de résistance, Gladman et Pickering (Gladman, 2002) proposent une relation empirique qui permet de quantifier les différents effets responsables de l'augmentation de la limite d'écoulement plastique σ_y dans les aciers C-Mn micro-alliés (avec 0,1-0,2 wt-% C) présentant une microstructure majoritairement ferritique (moins de 20% de perlite):

$$\sigma_y = \sigma_{P-N} + \sigma_{prec} + \sigma_{ss} + \sigma_{gs} \quad (I-1)$$

σ_{P-N} correspond à la résistance intrinsèque du fer pur, définie par la force de Peierls-Nabarro. Elle varie entre 40 et 64 MPa à 273K. σ_{prec} représente la contribution du durcissement par précipitation. La taille et la fraction volumique des précipités ont des effets marqués sur la limite d'écoulement (Figure I.3).

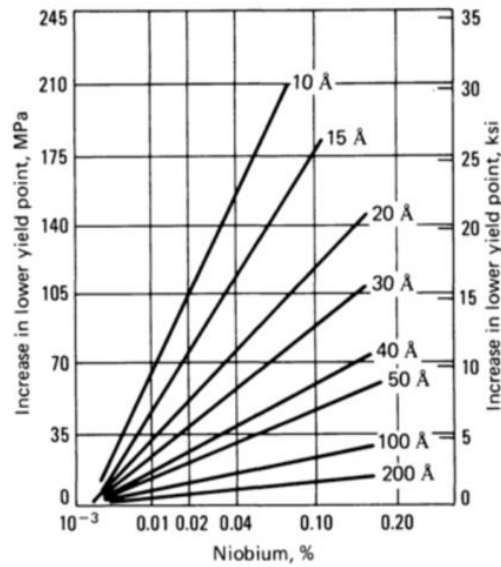


Figure I.3 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille des précipités de Niobium (Committee, 1990)

La théorie d'Ashby-Orowan est parfois utilisée (Grumbach, 2000) pour accéder au durcissement induit par la présence de précipités de différentes natures. Elle fait intervenir la fraction volumique f et le diamètre des précipités x (en μm) dans l'expression du durcissement généré $\Delta\sigma$:

$$\Delta\sigma = 5.9 f^{\frac{1}{2}} \ln\left(\frac{x}{2.5 \times 10^{-4}}\right) \quad (\text{I-2})$$

La Figure I.4 présente un exemple des effets prédits à travers cette loi.

σ_{ss} est attribué au durcissement par solution solide dû à des atomes en substitution (Cu, Mn, Ni, P et Si) ou en insertion (C et N). Le durcissement est de l'ordre de 100-150 MPa pour les éléments en substitution et on observe un effet maximal de 100 MPa pour le durcissement de la ferrite par le carbone. σ_{gs} représente l'effet de la taille de grain. Cette contribution est décrite la plupart du temps par la loi de Hall-Petch.

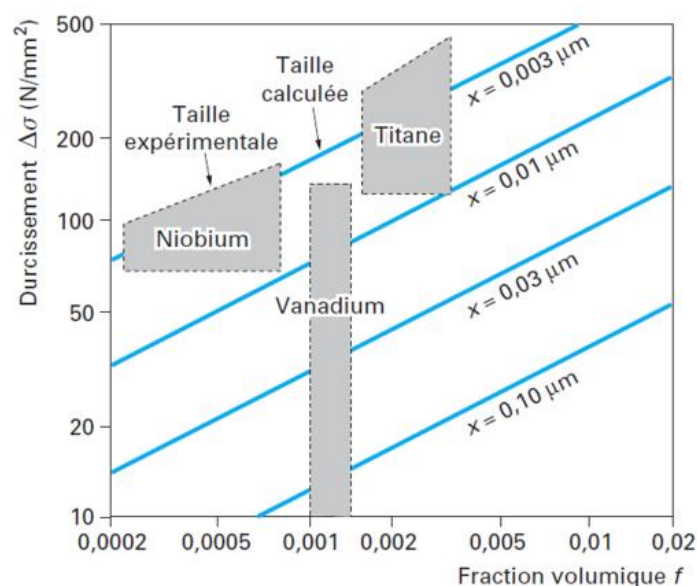


Figure I.4 : Variation de la limite d'écoulement en fonction de la fraction volumique et de la taille de précipités de différentes natures (Grumbach, 2000)

Un exemple issu de (Gladman, 2002) est proposé à la Figure I.5 dans le cas de deux aciers HSLA contenant du niobium (0,04 wt-%) ou du niobium (0,04 wt-%) et du vanadium (0,07 wt-%) en faible proportion. On constate les contributions importantes du durcissement par affinage de grain et celui dû aux précipités.

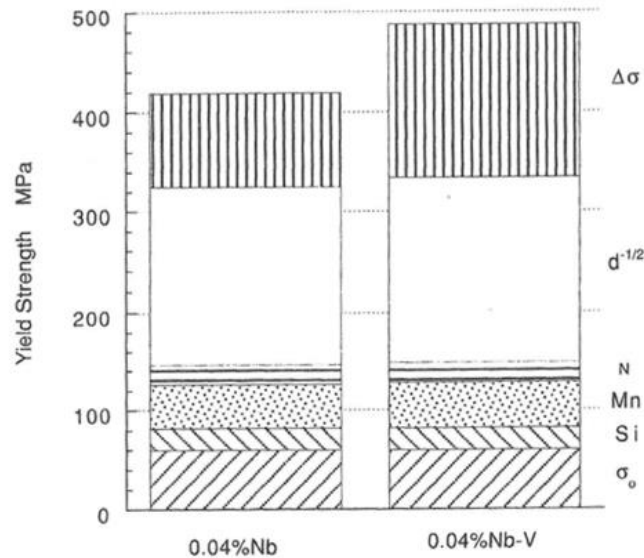


Figure I.5 : Comparaison des contraintes d'écoulement et des différentes contributions à l'origine du durcissement de deux aciers laminés à chaud (0,1 wt-%C, 0,2 wt-%Si, 1,4 wt-%Mn) contenant soit 0,04 wt-%Nb, soit 0,04 wt-%Nb et 0,07 wt-%V (Gladman, 2002)

Une autre caractéristique remarquable du comportement mécanique des aciers HSLA est la présence d'un phénomène de vieillissement dynamique courant pour les aciers à bas carbone (Xie, et al., 2004). Il se caractérise, lors d'un chargement monotone, par une chute brutale de la limite d'écoulement suivie d'un plateau (Figure I.6) appelé «Palier de Lüders» et caractérisé par ε_L . Ce dernier est dû à l'apparition de bandes de Lüders (Johnston & Gilman, 1959) provoquées par une multiplication rapide des dislocations. Dans ce palier, la déformation plastique est fortement localisée et dès que la valeur de la déformation dépasse la valeur critique (qui correspond à la fin du palier) la déformation plastique redevient homogène (Yoshida, 2000).

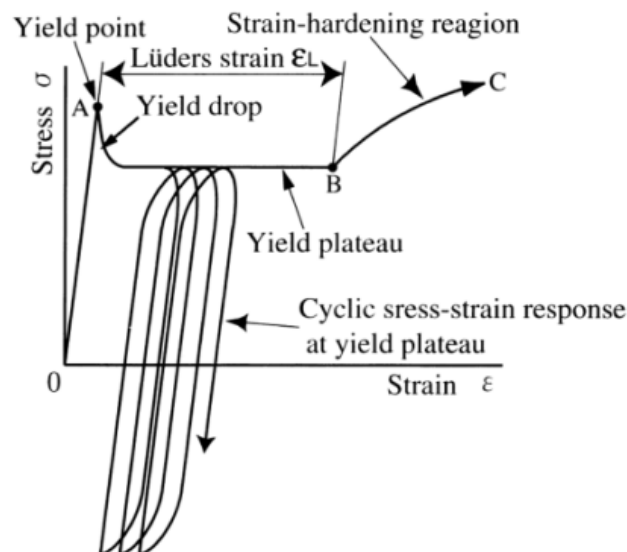
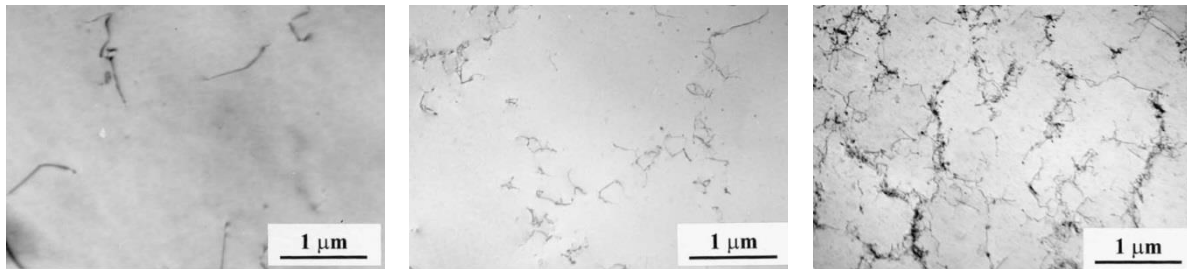


Figure I.6 : Représentation schématique du palier de Lüders en traction monotone (Yoshida, 2000)

I.1.3 Comportement élasto-plastique cyclique des aciers HSLA

Avant d'aborder le comportement en fatigue des aciers HSLA, il est important de bien préciser les conditions d'écrouissage cyclique de ce type de matériau à déformation ou à contrainte imposée. Il est en effet souvent admis que l'endommagement en fatigue est fortement dépendant de la déformation plastique cyclique générée par la sollicitation appliquée. Par exemple, pour les aciers à structure monophasée (comme les aciers purement ferritiques), caractérisés par une répartition homogène de la déformation dans la microstructure, on observe généralement que la limite de fatigue conventionnelle pour un nombre de cycles à rupture de 10^7 cycles est associée à une amplitude de déformation plastique de l'ordre de 10^{-5} (Lukáš & Kunz, 2002).



(a) Avant cyclage

(b) après 10 cycles

(c) après 2000 cycles

Figure I.7 : Evolution de la structure de dislocation d'un Fer pur polycristallin soumis à un chargement cyclique à déformation plastique imposée de 2×10^{-4} (Lukáš & Kunz, 2002)

Les mécanismes d'écrouissage/adoucissement cyclique sont souvent associés à l'évolution des structures de dislocations. La Figure I.7 présente par exemple l'évolution des structures de dislocations dans un fer pur polycristallin soumis à un chargement uniaxial purement alterné à amplitude de déformation plastique imposée (Lukáš & Kunz, 2002). Après une première phase d'écrouissage cyclique, le matériau atteint rapidement (2000 cycles) la saturation. On constate une nette évolution de la densité de dislocation qui devient importante après 2000 cycles puis reste stable jusqu'à la rupture à 5×10^5 cycles. Il est également important de préciser que l'écrouissage et/ou l'adoucissement cyclique peuvent provenir de l'interaction entre les dislocations et la structure de précipitation (comme dans les aciers HSLA). De manière générale, on observe du durcissement cyclique dans les métaux à l'état recuit et de l'adoucissement dans les cas de métaux durcis par pré-déformation, par précipitation, par solution solide ... Il apparaît également que le nombre de cycles consommé dans les phases de durcissement et/ou d'adoucissement est plus faible dans le cas des matériaux qui présentent du glissement dévié (matériaux à forte énergie de faute d'empilement : Fe, Cu, Al, Ni, aciers au carbone) que dans celui des matériaux à glissement planaire (faible énergie de faute d'empilement : aciers inoxydables, aciers Fe-Si, laiton- α).

Dans le cas spécifique des aciers HSLA, Roven et al. (Roven & Nes, 1991) caractérisent le comportement à l'écrouissage cyclique d'un acier micro-allié (0,09 wt-%C, 0,38 wt-%Si, 1,46 wt-%Mn) contenant du niobium, du vanadium et du titane (0,025 wt-%Nb, 0,03 wt-%V, 0,011 wt-%Ti). La microstructure est à dominance ferritique (89%) avec une taille moyenne de grain de 11 μm et elle présente quelques bandes de perlite orientées dans la direction de laminage. La Figure I.8 regroupe les réponses en contrainte sous chargement cyclique à déformation plastique imposée allant de $7,2 \times 10^{-5}$ à 0,15. Excepté pour les plus fortes valeurs de déformation appliquées, on observe un adoucissement cyclique suivi d'un plateau et finalement une chute brutale associée à l'endommagement et la propagation d'une fissure principale.

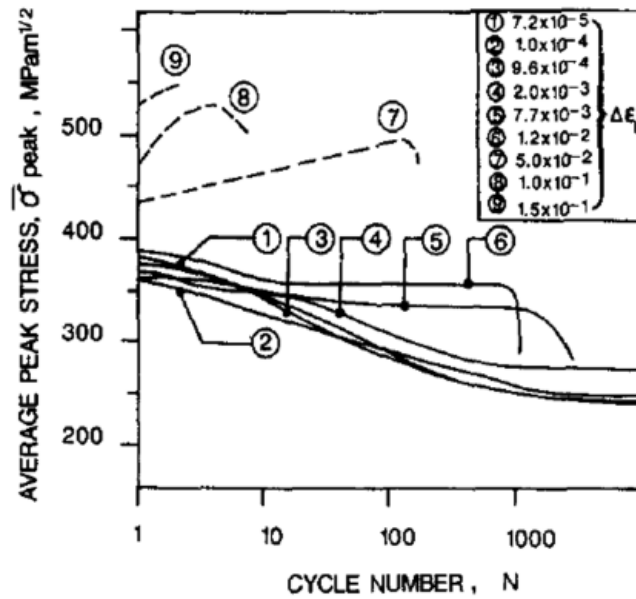


Figure I.8 : Comportement cyclique d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas carbone pour des amplitudes de déformation plastique imposée comprises entre $7,2 \times 10^{-5}$ et 0,15 (Roven & Nes, 1991)

A partir des courbes d'évolution de la Figure I.8, il est possible de construire la courbe cyclique contrainte-déformation (CSSC en anglais) en utilisant les contraintes à saturation ou, en l'absence de saturation, les contraintes à mi-durée de vie. La courbe obtenue (Figure I.9) se compose de trois régimes avec un palier pour les déformations comprises entre 10^{-4} et 8×10^{-4} . Dans le régime du plateau, on observe la formation de bandes de glissement persistantes (BGP ou PSB en anglais) à la surface des échantillons. Les BGP sont les sites privilégiés de nucléation des fissures de fatigue. Par ordre croissant d'amplitude de déformation plastique appliquée, différentes structures de dislocations sont successivement observées : boucles de dislocation, veines, parois incluant la structure en échelle associée généralement aux BGP, labyrinthes, cellules, sous-grains.

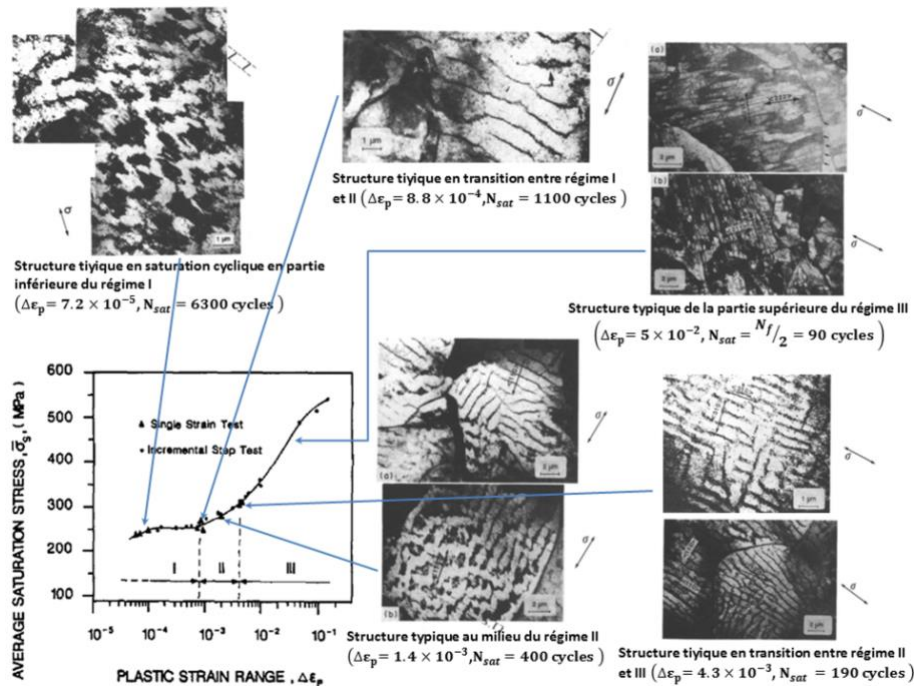


Figure I.9 : Courbe cyclique contrainte-déformation d'un acier micro-allié (Nb-V-Ti) bas Carbone et structures de dislocation associées à chacun des trois régimes identifiés (Roven & Nes, 1991)

Le même type de comportement à l'adoucissement est observé par Fredriksson et al. (Fredriksson, et al., 1988) pour un acier HSLA500 (0,052 wt-%C, 0,221 wt-%Si, 0,399 wt-%Mn, contrainte à la rupture 488 MPa), contenant du niobium et du vanadium (0,035 wt-%Nb, 0,006 wt-%V) et soumis à une amplitude de déformation totale de $2,5 \times 10^{-3}$ (Figure I.10).

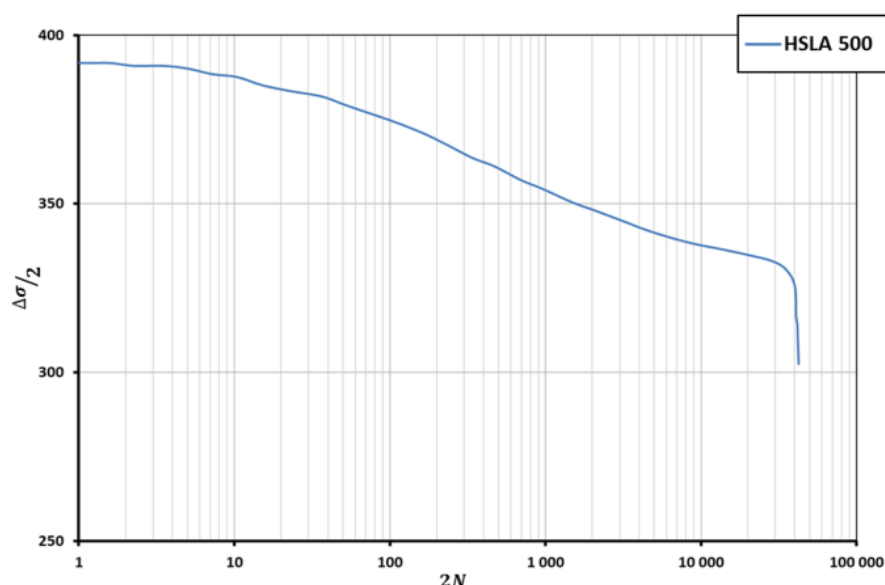


Figure I.10 : Comportement cyclique d'un acier HSLA500 pour une amplitude de déformation plastique imposée de $2,5 \times 10^{-3}$ (Fredriksson, et al., 1988)

Dans le but de mieux comprendre l'influence des éléments de micro-alliage sur le comportement mécanique monotone et cyclique, Sherman (Sherman, 1975) a conduit une étude dans laquelle trois aciers micro-alliés HSLA sont comparés au comportement d'un acier bas carbone laminé à chaud HRLC (Sherman, 1975). Les trois aciers HSLA présentent des caractéristiques mécaniques (résistance à la rupture autour de 600 MPa) et des teneurs en carbone (de 0,1 à 0,14 wt-%C) proches mais possèdent des éléments de micro-alliage différents (vanadium V, colombium Cb dénommé aussi niobium Nb, titane Ti) (Tableau I.1). Les amplitudes de déformation totale imposées vont jusqu'à 15×10^{-3} et les courbes d'écrouissage cyclique et monotone sont comparées pour chacun des alliages. Les courbes d'écrouissage cyclique pour chacun des trois aciers HSLA révèlent un durcissement par rapport à la courbe de traction monotone alors que l'acier HRLC a un comportement mixte (durcissement ou adoucissement) suivant le niveau de déformation appliquée (Figure I.11). Les éléments d'alliage ont donc des effets semblables et nous aurons l'occasion de revenir sur cette étude de Sherman dans la partie consacrée au comportement en fatigue des aciers HSLA.

Acier	C	Mn	P	S	Si	Al	autres
HSLA-V	0,14	1,5	0,006	0,005	0,6	0,043	0,16 V / 0,102 N
HSLA-Cb	0,1	1,22	0,004	0,011	<0,004	0,055	0,105 Cb
HSLA-Ti	0,1	0,4	0,004	0,014	0,18	0,015	0,24 Ti
HRLC	0,05	0,4	0,003	0,02	<0,004	0,002	-

Tableau I.1 : Composition chimique des aciers étudiés par Sherman (Sherman, 1975)

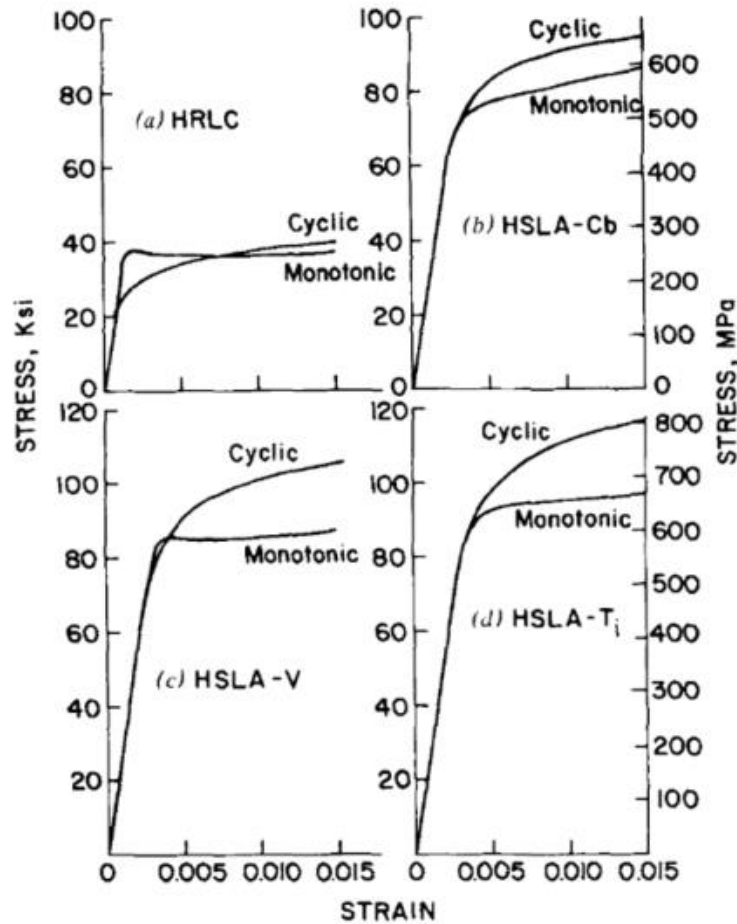


Figure I.11: Courbes d'écrouissage cyclique et monotone pour quatre aciers différents : (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975)

D'autres travaux conduits par Chung et al. (Chung & Lee, 1994) s'intéressent au comportement cyclique d'un acier HSLA présentant des teneurs en carbone et en niobium respectivement de 0,06 wt-% et 0,11 wt-%. La taille moyenne de grain est de 7 μm et la microstructure est composée de fins précipités de carbonitride de niobium (taille < 20 nm) uniformément répartis dans une matrice ferritique. Des essais cycliques à déformation plastique imposée permettent de construire la courbe cyclique contrainte-déformation présentée à la Figure I.12. On n'observe la présence d'aucun plateau (souvent associé à l'apparition et au développement des BGP) pour les valeurs intermédiaires de déformation et ceci contrairement aux travaux de Roven et Nes (Roven & Nes, 1991). De la même façon, des analyses au MET (Microscopie Electronique en Transmission) ne permettent pas de déceler la présence de structures type BGP à cœur et ceci bien que l'acier contienne un grand nombre de fins précipités. Ainsi, même si des BGP apparaissent dans quelques grains, les joints de grain empêchent leur extension et contrairement au cas des monocristaux il n'est pas aisé pour les BGP de s'étendre dans l'ensemble du matériau. L'absence d'un plateau dans la courbe cyclique provient donc de cette difficulté des BGP à se propager.

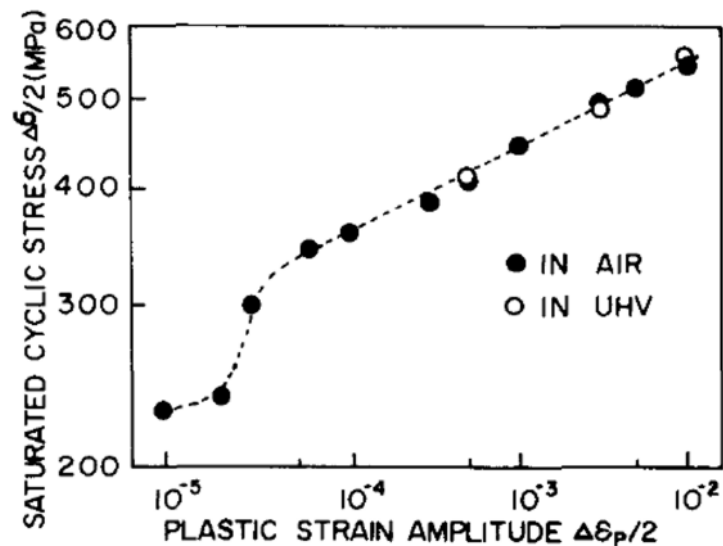


Figure I.12 : Courbe cyclique contrainte-déformation (CSSC) d'un acier HSLA ferritique soumis à des chargements à déformation plastique imposée (Chung & Lee, 1994)

Même si la très grande majorité des essais cycliques conduits sur les aciers HSLA l'a été à déformation (totale ou plastique) imposée, quelques travaux portent sur la réponse cyclique à contrainte imposée. Avant de décrire certains travaux de la littérature, il est nécessaire de rappeler que lors d'essais cyclique à déformation totale imposée avec valeur moyenne, on observe souvent une relaxation de la contrainte. Pour les essais cycliques à contrainte imposée avec valeur moyenne, on peut observer du fluage cyclique (effet rochet).

Par exemple, Sinha et al. (Sinha & Ghosh, 2006) et Xie et al (Xie, et al., 2004) s'intéressent au comportement d'un acier HSLA-50 (avec une limite d'écoulement plastique de l'ordre de 400 MPa) lors d'essais à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=0,1$. Ce matériau présente une microstructure essentiellement ferritique avec une taille moyenne de grain de 10 μm .

Alors que la force maximale et le rapport de charge sont maintenus constants au cours du cyclage, la contrainte vraie maximale croît dans un premier temps sous l'effet d'une réduction de section progressive. Une fois un pic atteint, la contrainte maximale chute suite à l'amorçage et la propagation de la fissure principale jusqu'à la rupture (Figure I.13). A l'issue de l'essai, la longueur de la partie utile de l'éprouvette est nettement plus grande que celle de l'éprouvette non déformée, signe d'une importante déformation plastique. L'examen du faciès de rupture révèle la présence de cupules caractéristiques d'un endommagement de type ductile. Dans le cas de l'acier HSLA-50 et pour les quatre niveaux de contraintes maximales appliquées (490, 500, 510 et 550 MPa), l'adaptation élastique ou l'accommodation plastique ne sont jamais atteintes. Le phénomène de rochet (ou fluage cyclique) est le mécanisme conduisant à la ruine.

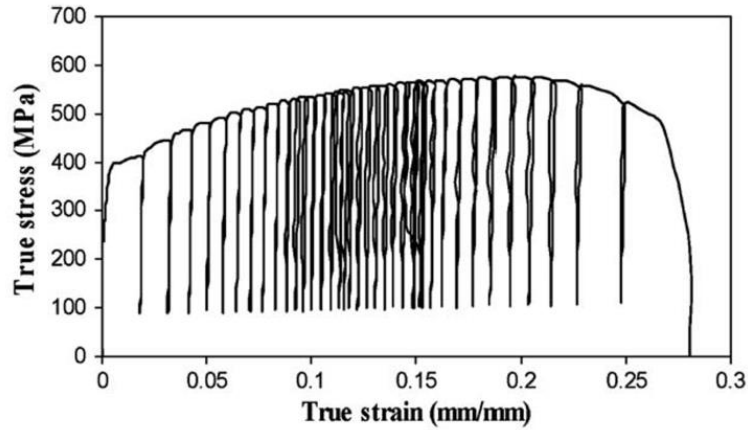


Figure I.13 : Courbe contrainte vraie-déformation vraie lors d'un essai à contrainte imposée (contrainte maximale appliquée $\sigma_{\max}=550$ MPa; $R=0,1$) sur un acier HSLA-50 à microstructure ferritique (Sinha & Ghosh, 2006)

La Figure I.14 présente les évolutions de la vitesse de déformation de rochet ainsi que la déformation totale accumulée dans la direction du chargement. On distingue aisément trois régimes de comportement comme dans le cas du fluage classique. Dans le second régime, on observe en particulier une stabilisation de la vitesse de déformation. On constate également une forte dépendance du taux de déformation au niveau de contrainte appliqué. Une petite modification du niveau de contrainte appliqué conduit à des changements importants du taux de déformation.

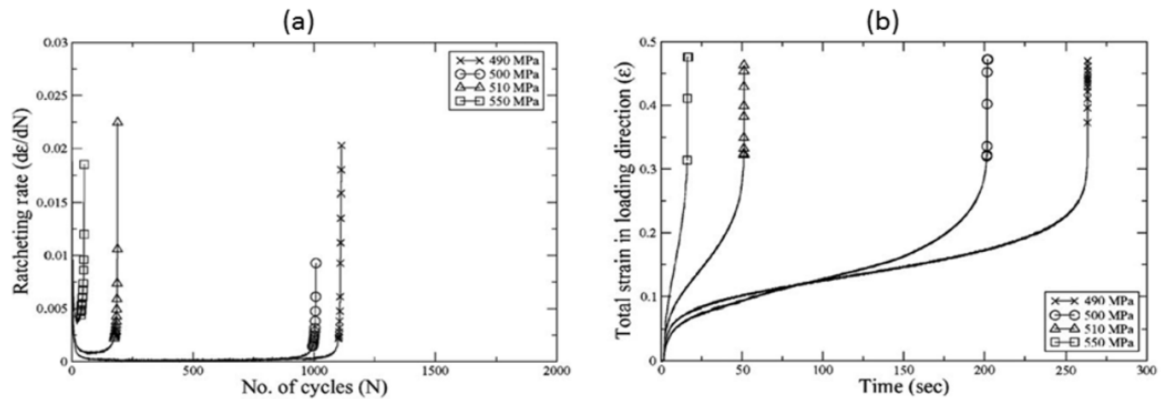


Figure I.14 : Evolutions expérimentales (a) du taux de déformation avec le nombre de cycles appliqués, (b) de la déformation totale vraie accumulée en fonction du temps, pour un essai à contrainte imposée ($R=0,1$) conduit sur un acier HSLA-50 avec quatre valeurs de contrainte maximales 550, 510, 500 et 490 MPa (Sinha & Ghosh, 2006)

Ce même type de comportement avait déjà été observé par Chai et Laird (Chai & Laird, 1987) lors d'une étude sur la réponse à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=-1$ d'un acier bas carbone (0,17 wt-%C, 0,78 wt-%Mn). Ils avaient en particulier conclu que deux comportements cycliques peuvent agir conjointement lors de ces essais : l'adoucissement qui se traduit par un accroissement de la largeur des boucles d'hystérésis contrainte-déformation avec le nombre de cycles et l'effet rochet (fluage cyclique) qui correspond au décalage progressif des boucles d'hystérésis au fur et à mesure de l'application des cycles de chargement.

I.1.4 Comportement en fatigue et mécanismes d'amorçage associés

Le processus de fatigue comporte généralement plusieurs phases successives potentiellement affectées par les conditions environnementales (température, espèce chimique agressive ...) :

1. Écrouissage et/ou adoucissement cyclique fortement dépendant de l'état initial du matériau et du niveau de contrainte ou de déformation
2. Amorçage de micro-fissures la plupart du temps en surface sur des bandes de glissement, aux joints de grain ou à partir de d'inclusions, de pores ou d'autres hétérogénéités géométriques ou microstructurales (l'amorçage est toujours précédé d'une localisation du glissement cyclique)
3. Propagation de fissure jusqu'à la rupture finale

La partie précédente a concerné, pour les aciers HSLA, la phase 1 du processus de fatigue qui porte sur le comportement cyclique. Nous abordons maintenant la phase 2 où l'amorçage joue un rôle central. Il y sera question de la réponse d'aciers ferritiques ainsi que d'aciers HSLA. La phase 3 relative à la propagation de fissure ne sera pas discutée car elle ne rentre pas dans le cadre de notre étude.

Les courbes de comportement en fatigue font souvent l'objet d'une représentation graphique soit dans un plan ε - N (amplitude de déformation totale ou plastique – Nombres de cycles à rupture) soit dans un plan σ - N (amplitude de contrainte – Nombre de cycles à rupture). Par exemple, dans l'étude de Sherman (Sherman, 1975) évoquée précédemment et portant sur les comportements de trois aciers micro-alliés HSLA comparés à ceux d'un acier bas carbone laminé à chaud HRLC, les courbes ε - N ont été construites pour chacune des nuances (Figure I.15). Il apparaît clairement, pour les plus faibles amplitudes de déformation, que les durées de vie observées pour les aciers HSLA sont d'un ordre de grandeur supérieures à celles obtenues pour l'acier bas carbone HRLC. La même constatation est faite pour les plus hauts niveaux de déformation alors que pour les valeurs intermédiaires les comportements des quatre matériaux sont semblables. Pour ce qui est des trois aciers HSLA, aucune hiérarchie claire ne se dessine. Les trois aciers montrent une même réponse en fatigue pour l'ensemble de la gamme de durée de vie étudiée.

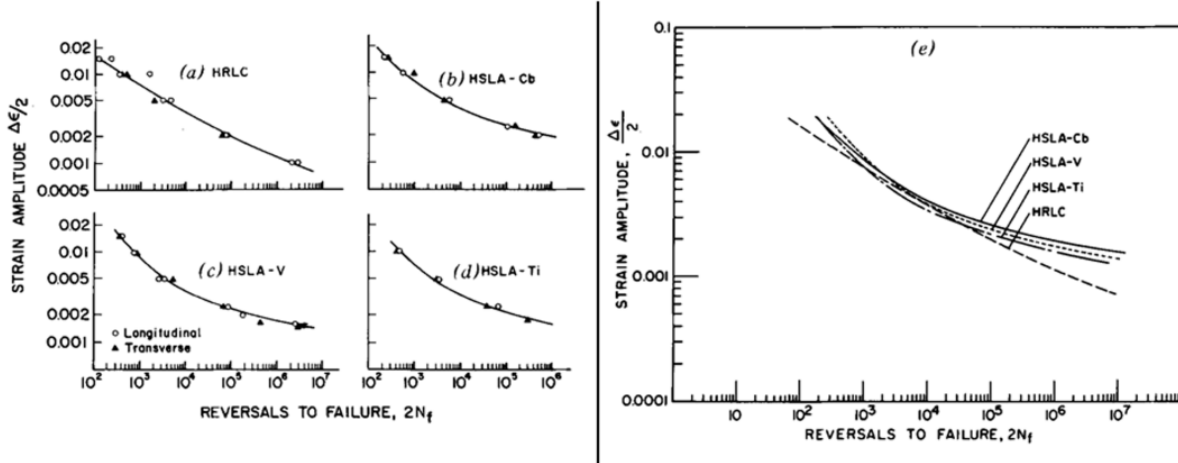


Figure I.15 : Courbes de comportement en fatigue (Amplitude de déformation totale – Nombres de cycles à rupture) à $R_e = -1$ pour quatre aciers différents (a) HRLC, (b) HSLA-Cb, (c) HSLA-V, (d) HSLA-Ti (Sherman, 1975)

Dans une étude similaire conduite sur un acier HSLA (et déjà mentionnée dans la partie précédente portant sur le comportement à l'écrouissage cyclique) Chung et al. (Chung & Lee, 1994) construisent la courbe de comportement en fatigue dans un plan amplitude de déformation plastique – Nombres de cycles à rupture ε_p - N (Courbe de Manson-Coffin) et s'intéressent aux effets d'environnement (air et vide poussé noté UHV : $6,5 \times 10^{-8}$ Pa) et aux mécanismes d'amorçage des fissures. Pour l'ensemble de la gamme des déformations appliquées, des microfissures s'amorcent sur des lignes de glissement et les joints de grain constituent des barrières à leur propagation. Au fur et à mesure du cyclage, les microfissures amorcées croissent et coalescent pour former une fissure plus grande. Les mécanismes

de déformation et d'amorçage en surface sont les mêmes sous air et sous vide. On constate néanmoins des vitesses d'amorçage et de propagation des microfissures plus lentes sous vide qu'à l'air. Alors que les conditions d'environnement sont sans effet sur la courbe cyclique contrainte-déformation (Figure I.12), elles affectent notablement (jusqu'à un ordre de grandeur pour les nombres de cycles) la courbe de Manson-Coffin en particulier pour les grandes durées de vie (Figure I.16). L'effet de l'environnement est plus marqué pour la phase de propagation des microfissures que pour celle d'amorçage. Il est d'autant plus marqué pour les deux phases que le niveau de déformation est faible. Il est également constaté que l'amorçage des micro-fissures concerne 15–30% de la durée de vie totale sous air et 10% sous UHV.

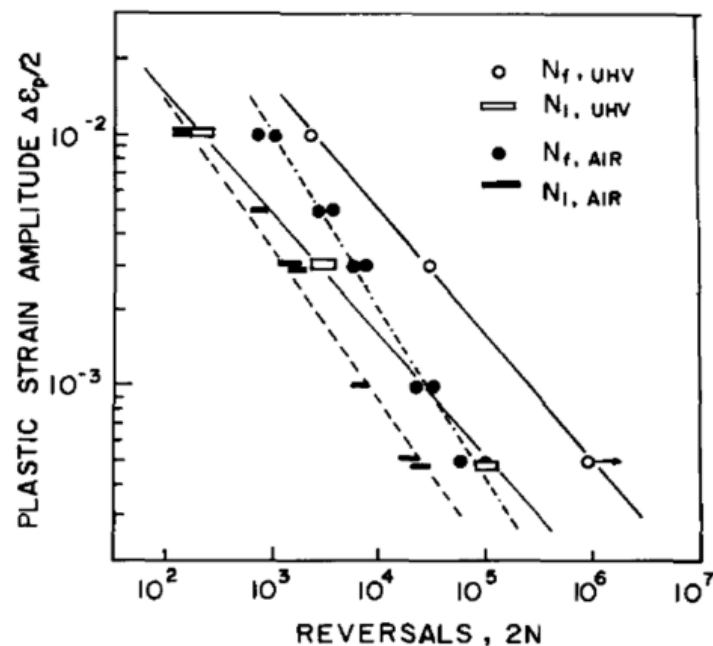


Figure I.16 : Courbes de Manson-Coffin, amplitude de la déformation plastique – Nombre de cycles à l'amorçage (barre rectangulaire vide ou pleine) et à la rupture (cercle vide ou plein), à l'air et sous vide poussé (UHV : $6,5 \times 10^{-8}$ Pa) pour un acier HSLA ferritique (Chung & Lee, 1994)

Quand on procède à la comparaison, comme le font Bhat et Fine (Bhat & Fine, 2001), des comportements à l'amorçage des fissures de fatigue dans un fer polycristallin pur et dans un acier HSLA, il est possible de mettre en évidence le rôle crucial joué par les précipités sur la résistance en fatigue. Dans le domaine des faibles niveaux de déformation appliqués (grande durée de vie), il est souvent observé que les fissures apparaissent dans les BGP, zones de forte localisation de la déformation plastique. C'est le cas pour un fer pur étudié par Cooper et Fine (Cooper & Fine, 1985) et qui présente pour une amplitude de déformation plastique de 10^{-4} (Nombre de cycles à rupture associé 275000) des BGP après l'application de 9000 cycles. Après 26500 cycles, des fissures de l'ordre de 1 μm commencent à apparaître dans les BGP. Pour les plus fortes déformations, on observe néanmoins un changement de mécanisme de fissuration avec l'apparition de fissures aux joints de grain. La proportion de fissures aux joints de grain croît de manière monotone avec l'amplitude de déformation plastique appliquée. Dans le cas d'un acier HSLA présentant des précipités de carbonitrides de niobium dispersés dans une matrice ferritique et une limite d'élasticité de l'ordre de 500 MPa, on constate d'abord que la petite taille de grain (7 μm) ainsi que la présence des précipités favorisent l'amorçage des fissures dans les bandes de glissement. La fissuration aux joints de grain est très faible pour les plus hauts niveaux de déformation et ceci contrairement au cas du fer pur. De plus la présence dans cet acier, de précipités semi-cohérents avec la matrice conduit à une diminution des conditions d'accumulation des dislocations au cours du cyclage, entraînant une augmentation nette de la résistance en fatigue mais également des limites d'écoulement sous chargement monotone.

La relation entre résistance en fatigue et caractéristiques mécaniques monotones, bien connue dans les aciers, est parfaitement vérifiée dans le cas des aciers HSLA. Si on regroupe, par exemple, les données expérimentales du comportement mécanique monotone et en fatigue de différentes nuances d'aciers HSLA issues du catalogue commercial d'Arcelor Mittal (Mittal, 2015), on constate que les caractéristiques de résistance en fatigue sont liées de manière linéaire aux caractéristiques mécaniques monotones. Il apparaît en particulier que la limite de fatigue pour un nombre de cycles de 10^7 et un rapport de charge de $R=0,1$ est très proche de la limite d'écoulement plastique.

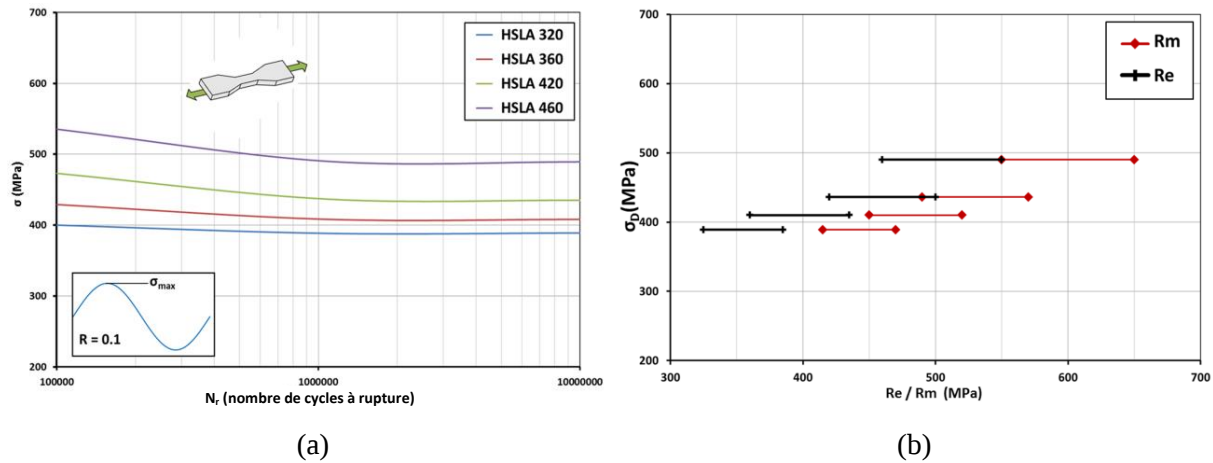


Figure I.17 : (a) Courbes de Wöhler (contrainte maximale-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=0,1$ de quatre nuances d'aciers HSLA (320, 360, 420, 460), (b) liens entre limites de fatigue à 10^7 cycles et caractéristiques mécaniques monotones (limite d'élasticité et résistance à la rupture avec les valeurs minimales et maximales indiquées par l'aciériste) (Mittal, 2015)

Pour un des aciers HSLA commercialisés par la société Arcelor Mittal présentés à la Figure I.17, le HSLA 420, Munier (Munier, 2012) construit une courbe de Wöhler à l'aide d'essais à contrainte imposée avec un rapport de charge de $R=-1$ (Figure I.18) et conduit des observations des mécanismes d'amorçage à la surface des échantillons sollicités.

Des essais interrompus sont conduits pour des éprouvettes sollicitées avec neuf amplitudes de contrainte de 170 à 330 MPa. Munier met en évidence, grâce à des observations en microscopie optique, la présence de BGP réparties de manière aléatoire à la surface de l'échantillon. On observe également pour différentes amplitudes de chargement (250 et 330 MPa à la Figure I.19), une augmentation progressive de la taille des BGP au cours de l'application des cycles (Figure I.19) ainsi qu'un accroissement de la densité de BGP avec l'amplitude du chargement appliquée.

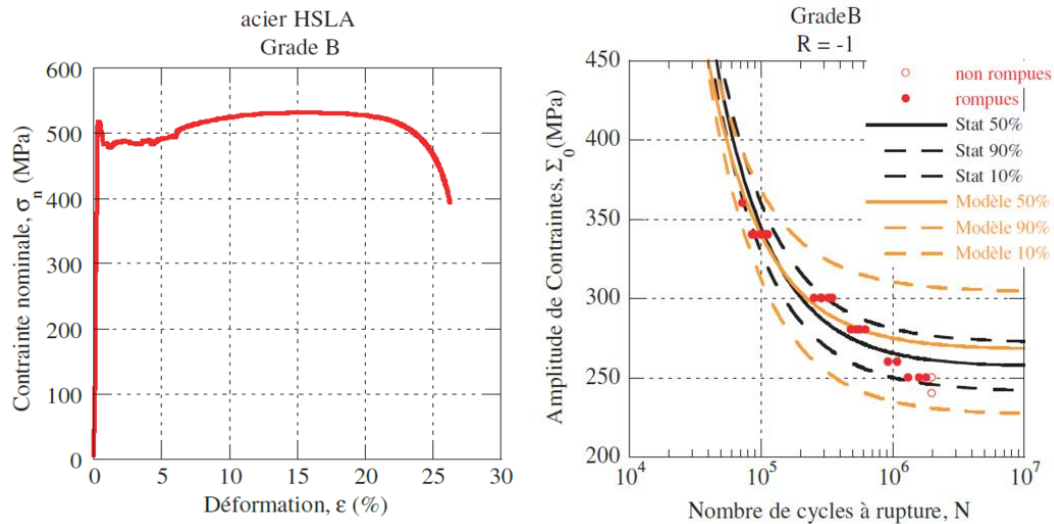


Figure I.18 : Caractéristiques mécaniques monotones et en fatigue de l'acier HSLA 420 (dénommé grade B dans l'étude de Munier) (a) Courbe de traction monotone, (b) Courbes de Wöhler (amplitude de contrainte-Nombre de cycles à rupture) pour un rapport de charge de $R=-1$. La méthode stair-case est utilisée pour analyser les données expérimentales (stat 10, 50 ET 90 %). Une caractérisation et un modèle d'auto-échauffement est également utilisé (modèle 10, 50 ET 90 %) (Munier, 2012)

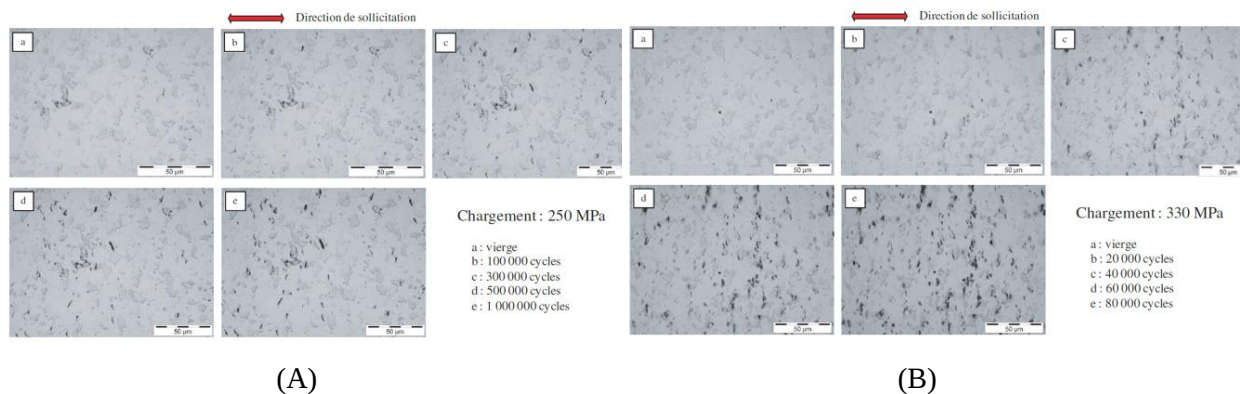


Figure I.19 : Evolution de la taille des BGP (tâches noires) au fur et à mesure de l'application des cycles de charge en surface d'échantillons d'un acier HSLA 420 sollicité en traction uniaxiale à $R=-1$, (A) amplitude de 250 MPa, (B) amplitude de 330 MPa (Munier, 2012)

Des observations conduites en microscopie électronique à balayage sur une éprouvette sollicitée avec une amplitude de 250 MPa pendant deux millions de cycles permettent de mettre en évidence les caractéristiques des bandes de glissement observées (Figure I.20). On constate la présence d'extrusions et d'intrusions plus ou moins marquées suivant le grain concerné (et donc son orientation).

L'ensemble de ces observations tend à confirmer le rôle fondamental des bandes de glissement dans les mécanismes d'endommagement en fatigue des aciers HSLA et le lien entre le niveau de chargement et leurs densités en surface d'échantillons. Si on admet que les BGP sont le lieu privilégié d'amorçage des fissures de fatigue, on conçoit aisément que la résistance en fatigue dépend de manière essentielle de la densité (et des caractéristiques géométriques) de ces bandes.

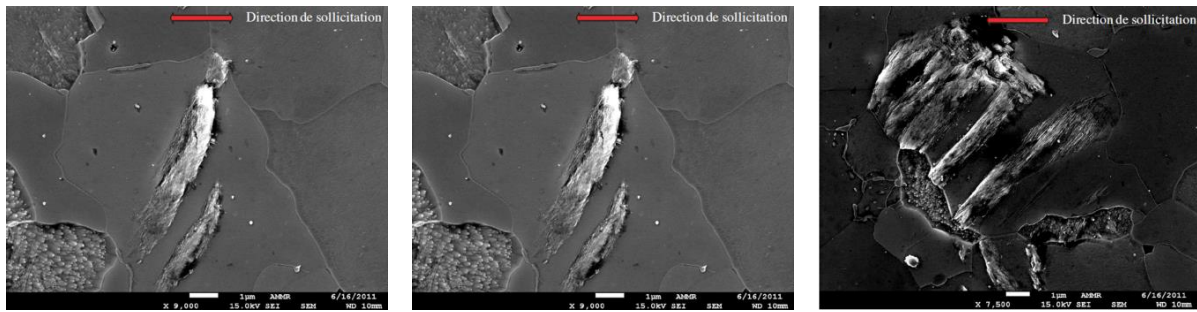


Figure I.20 : Exemples de BGP observées en microscopie électronique à balayage à la surface d'échantillons de HSLA 420 sollicitée pendant deux millions de cycles en traction uniaxiale à $R=-1$ avec une amplitude de 250 MPa (Munier, 2012)

I.1.5 Effet d'une pré-déformation sur le comportement en fatigue

Nous avons déjà eu l'occasion, dans la partie précédente, de faire remarquer que le comportement à l'écroutissage cyclique et en conséquence la résistance en fatigue dépend fortement de l'état initial du matériau considéré. En particulier, si une pré-déformation plastique (dont la nature est à définir) est appliquée, certaines répercussions quant au comportement mécanique ultérieur peuvent être escomptées.

Parmi les nombreuses études conduites sur les effets d'une pré-déformation plastique sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques, celles relatives aux aciers (Libertiny, et al., 1977; Nagase & Suzuki, 1992; Berchem & Hocking, 2006; Gustavsson, et al., 1997; Kang, et al., 2007; Uemura, 1998; Nakajima, et al., 1999), s'inscrivent souvent dans le cadre de la meilleure connaissance de l'impact des procédés de mise en forme par déformation plastique (e.g. emboutissage) sur la tenue mécanique. Il apparaît, à travers ces études, que de nombreux paramètres associés à la pré-déformation peuvent affecter la réponse en fatigue :

- Le type de pré-déformation (traction uniaxiale, compression uniaxiale, traction plane « plane strain », compression plane « plane strain », étirage biaxial, cisaillement ...)
- L'intensité de la pré-déformation
- L'application d'un traitement thermique à l'issue de la pré-déformation

Le comportement en fatigue observé dépend également des conditions d'essais proprement dites, avec une variété de réponse qui dépend :

- du sens de prélèvement des éprouvettes de fatigue par rapport à la direction de pré-déformation
- de la nature de l'essai de fatigue conduit (contrainte imposée, déformation imposée, rapport de charge ...)
- du régime de comportement en fatigue étudié (fatigue oligocyclique, fatigue à grand nombre de cycles)

Il se dégage néanmoins, pour les aciers, une tendance générale quant aux effets de pré-déformation qui semblent être sensiblement différents à grande et petite durée de vie.

En fatigue à grand nombre de cycles, une pré-déformation plastique a souvent un effet bénéfique pour la durée de vie (Berchem & Hocking, 2006; Libertiny, et al., 1977; Gustavsson, et al., 1997). Par exemple, Kang et al. (Kang, et al., 2007) s'intéressent à l'effet d'une pré-déformation de traction uniaxiale sur la limite de fatigue en flexion rotative d'un acier bas carbone (0,13 wt-%C) à l'état recuit (Résistance à la rupture de 378 MPa). Ils montrent que l'application de cette pré-déformation provoque l'apparition de nombreuses bandes de glissement et un état de surface dégradé

(Figure I.21(A)). Elle conduit pourtant à une augmentation sensible de la résistance en fatigue représentée par des courbes de Wöhler (Figure I.21(B)).

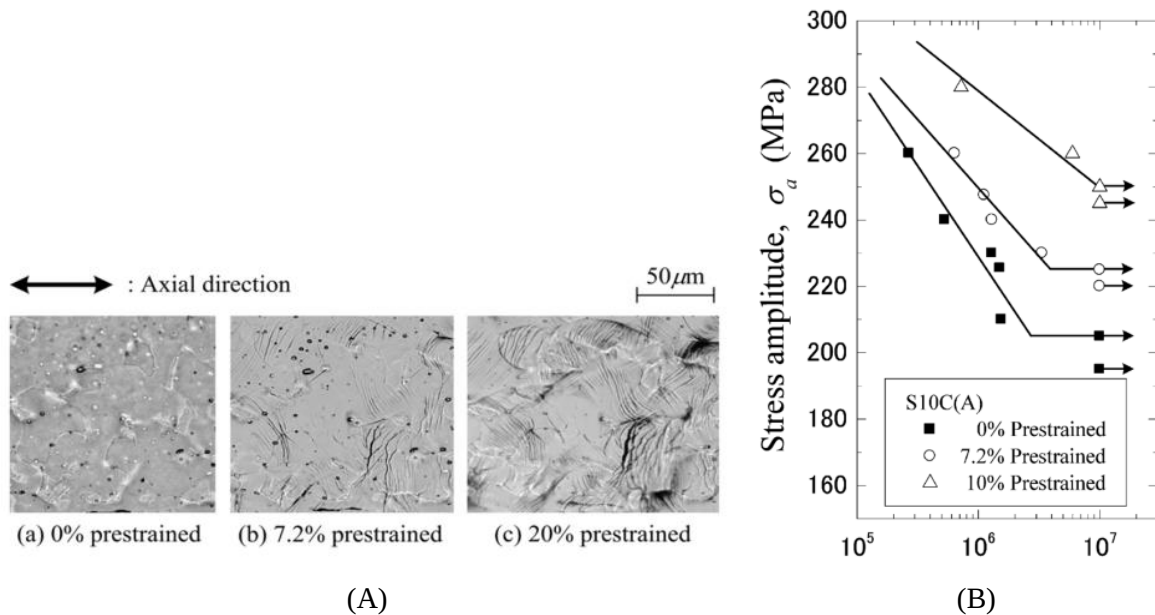


Figure I.21 : Effet d'une pré-déformation sur (A) l'état de surface et (B) la courbe de Wöhler pour un acier bas Carbone (Kang, et al., 2007)

Certaines études (Sherman, 1975; Uemura, 1998) reportent néanmoins des effets modérés et ceci même pour des intensités de pré-déformation importantes. Nagase et Suzuki (Nagase & Suzuki, 1992) constatent notamment, pour un acier bas carbone, des baisses de limite de fatigue pour les plus faibles valeurs de pré-déformation.

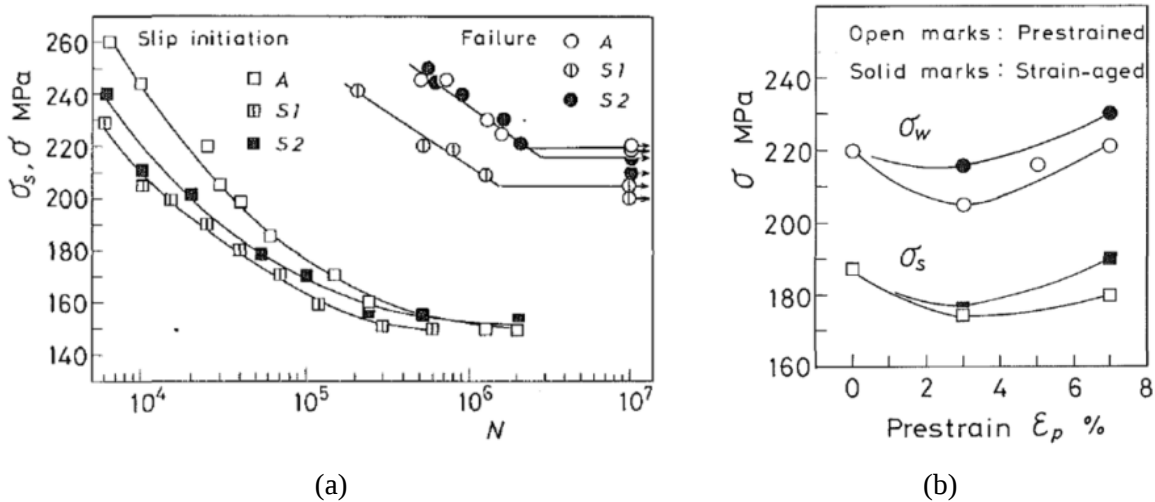


Figure I.22 : Effet d'une pré-déformation en traction uniaxiale (A : état recuit, S1 : pré-déformation de 3%, S2 : pré-déformation de 7%) sur (a) la courbe de Wöhler et (b) la limite de fatigue pour un acier bas Carbone (Nagase & Suzuki, 1992)

Pour les faibles durées de vie, il est souvent observé une diminution de la durée de vie ou au mieux aucun effet (Uemura, 1998). Ces tendances générales sont cependant très dépendantes des caractéristiques microstructurales de l'alliage considéré. La réponse en fatigue présente également parfois un caractère anisotrope et un comportement élasto-plastique cyclique dissymétrique.

Dans le cas d'un acier HSLA contenant 0,09 wt-%C, 0,41 wt-%C et 0,022 wt-%Nb et présentant une limite d'écoulement plastique de 420 MPa (et une résistance à rupture de 530 MPa), Libertiny et al. (Libertiny, et al., 1977) étudient l'effet d'une pré-déformation en traction uniaxiale sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Les niveaux de pré-déformation imposés sont très élevés puisqu'ils correspondent à 90 ou 95% de l'allongement à rupture. Les résultats expérimentaux montrent que la plus grande pré-déformation ne conduit à aucune amélioration de la résistance en fatigue alors que la pré-déformation de 90% de l'allongement à rupture améliore sensiblement la résistance en fatigue avec une augmentation de l'ordre de 40% (Figure I.23). Des niveaux plus élevés de pré-déformation conduiraient bien entendu à une chute des propriétés en fatigue en raison des endommagements générés.

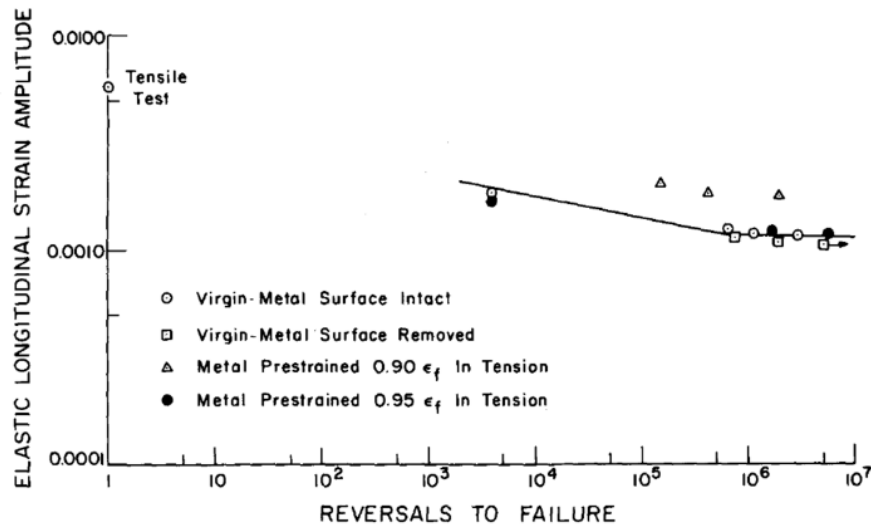


Figure I.23 : Effet d'une forte pré-déformation de traction uniaxiale sur le comportement en fatigue d'un acier HSLA (Libertiny, et al., 1977)

Gustavsson et al. (Gustavsson, et al., 1997) mettent en évidence la même tendance pour un acier HSLA contenant du niobium et du vanadium. Plus exactement, des éprouvettes ayant été obtenues par emboutissage sont soumises à des essais cycliques de flexion 4 points. Il apparaît, comme dans les études précédentes, que la résistance en fatigue croît avec le niveau de pré-déformation dû à l'opération de formage plastique mais également que cette augmentation n'apparaît qu'à partir d'un certain niveau de pré-déformation.

Toujours dans le cas spécifique des aciers HSLA mais avec des modes de pré-déformation autres qu'uniaxiaux, Fredriksson et al. (Fredriksson, et al., 1988) s'intéressent à la caractérisation des effets de pré-écrouissage en traction équi-biaxiale (étirage) et d'un traitement de baking sur la réponse mécanique d'un acier HSLA500, les éprouvettes lisses étant extraites dans le sens de laminage des tôles. Des essais monotones et des essais cycliques symétriques à déformation imposée permettent de mettre en évidence la faible influence de la pré-déformation et du traitement de baking sur la durée de vie en fatigue.

Charpentier (Charpentier, 2015) a récemment étudié les effets d'une pré-déformation plastique sur les comportements mécaniques monotone et cyclique d'un acier HSLA (AISI 50XF) avec une limite d'écoulement plastique minimale de 345 MPa. Trois niveaux élevés de pré-déformation (déformations de compression de -0,2, -0,38 et -0,58) sont imposés à l'aide d'un outillage adapté à l'introduction d'une compression dans le plan de la tôle. Des essais mécaniques sont alors conduits sur des éprouvettes lisses extraites parallèlement ou perpendiculairement à la direction de compression (Figure I.24). Une forte anisotropie des caractéristiques mécaniques monotones est observée après l'application de la pré-déformation. De la même façon, la limite d'écoulement plastique en

compression diffère sensiblement de celle en traction, phénomène attribué à un effet de type Bauschinger dû à la pré-déformation plastique. Cette différence est plus marquée dans le cas où les échantillons sont extraits parallèlement à la direction de pré-déformation en compression. Par ailleurs, des essais cycliques à déformation imposée symétrique permettent de mettre en évidence, pour des nombres de cycles à rupture compris entre 10^3 et 2×10^6 , un adoucissement bien plus marqué dans le cas des échantillons pré-déformés que dans celui des échantillons à l'état initial non pré-déformé. Comme dans le cas des chargements monotones, on observe une dissymétrie des contraintes seuils d'écoulement plastique entre les parties en compression et en traction des cycles de chargement. Cette dissymétrie reste relativement constante tout au long du cyclage pour les plus faibles valeurs de déformation appliquées (et donc pour les plus grands nombres de cycles à rupture).

Pour ce qui est des courbes $\varepsilon-N_r$ (Amplitude de déformation totale-Nombre de cycles à rupture), il apparaît que la pré-déformation accroît la durée de vie pour les plus faibles niveaux de déformation (grande durée de vie) mais la fait baisser pour les plus hauts niveaux (faible durée de vie), phénomène déjà observé dans d'autres études pour ce type de matériau. Les durées de vie sont plus importantes dans le cas des directions d'essai perpendiculaires à la compression de pré-déformation que dans celui des directions d'essai parallèles.

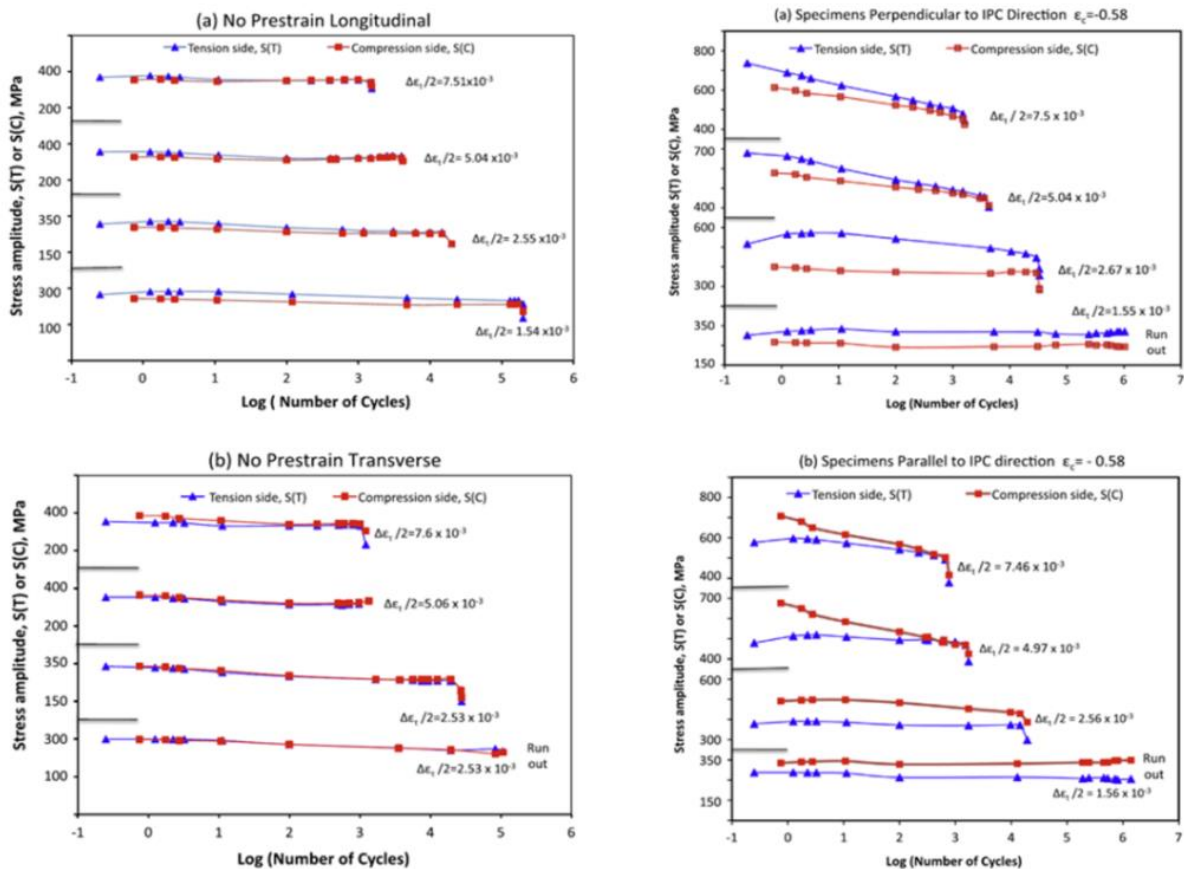


Figure I.24 : Comportement à l'érouissage cyclique d'un acier HSLA soumis à une pré-déformation dans le plan de la tôle de $-0,58$ (IPC : in-plane compression). Les essais sont conduits à déformation totale imposée parallèlement ou perpendiculairement à la direction de compression IPC (Charpentier, 2015)

L'étude la plus complète de la littérature sur l'influence des modes de pré-déformation est sans nul doute celle conduite par Munier dans sa thèse de doctorat (Munier, 2012). Ce travail est riche d'information car pas moins de 18 nuances différentes d'acier (grade A à R) commercialisées par la société Arcelor Mittal et destinées à l'industrie automobile sont étudiées. Ces nuances présentent des

caractéristiques mécaniques très variées induites par des microstructures allant du monophasé ferritique à des microstructures plus complexes (plusieurs phases, présence de précipités ...) voire martensitique. Parmi ces nuances, on retrouve des aciers ferritiques micro-alliés HSLA (dont les aciers FB Ferrite-Bainite), des aciers dual phase DB, des aciers complex phase (CP) ou multiphasés (M), des aciers TRIP (Transformation Induced Plasticity) et des aciers pour emboutissage à chaud (USIBOR).

Puisque notre étude concerne un acier HSLA, seul le comportement du grade B correspondant à l'acier HSLA420 ($R_{p0,2}=505$ MPa, $R_m=535$ MPa, $A\%=25\%$) sera détaillé et discuté dans la suite. Une grande partie des travaux expérimentaux conduits concerne des essais de fatigue en traction uniaxiale avec un rapport de charge $R=-1$. Grâce à l'utilisation d'un dépouillement déterministe de courbes d'auto-échauffement, Munier montre un très bon accord entre la limite d'endurance moyenne ainsi identifiée et les résultats de fatigue classique (méthode stair-case). Par exemple, pour le grade B (HSLA 420), l'utilisation de l'auto-échauffement conduit à 268 MPa alors que la méthode stair-case estime la limite à 257 MPa (pour un nombre de cycles à rupture de 10^6). Cette validation d'une méthode accélérée de détermination de la résistance en fatigue rend possible (par une diminution des temps d'essais) la mise en place d'une très grande base de données.

Dans un premier temps, plusieurs niveaux de pré-déformation plastique uniaxiale sont appliquées à des éprouvettes de traction dans le sens travers au sens de laminage, puis des essais d'auto-échauffement sont conduits, également dans le sens travers, afin d'obtenir les caractéristiques en fatigue. On observe que l'ensemble de la courbe d'auto-échauffement est affecté par l'application d'une pré-déformation.

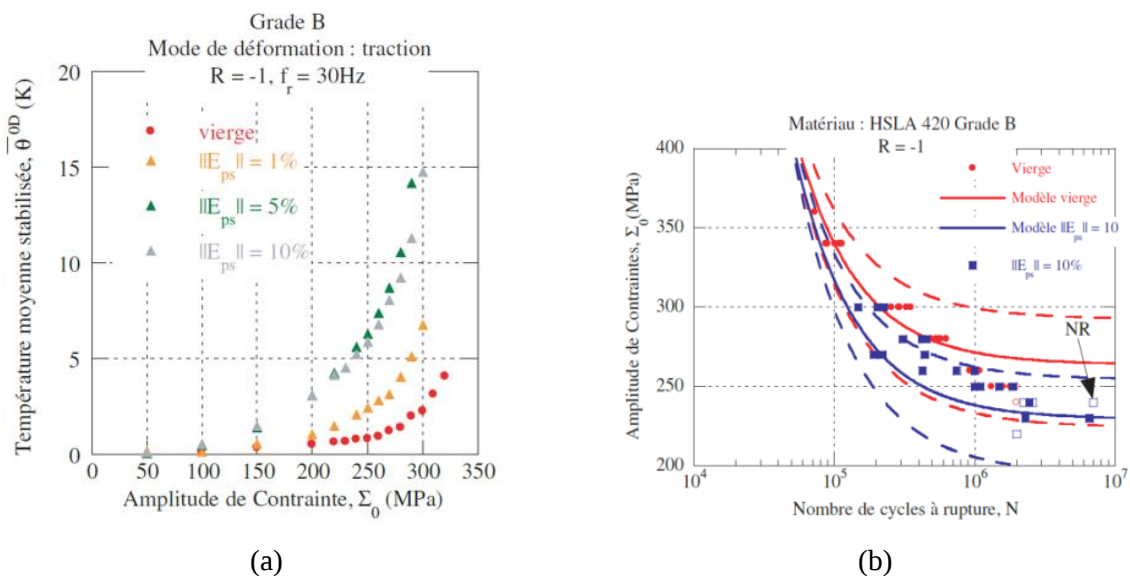


Figure I.25 : Comportement en fatigue d'un acier HSLA 420, (a) Courbes d'auto-échauffement obtenus pour trois niveaux de pré-déformation plastique en traction, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau vierge et le matériau pré-déformé à 10% (Munier, 2012)

Pour des niveaux de pré-déformation de 1, 5 et 10 %, les courbes pour les cas pré-déformés se situent à gauche du grade vierge (Figure I.25(a)). Afin de confirmer l'ensemble de ces tendances, des essais de fatigue « classiques » (courbe SN, méthode stair-case) sont conduits pour le grade B (HSLA 420) avec des niveaux de pré-déformation en traction de 10% (Figure I.25(b)). Par rapport à la nuance vierge, l'auteur constate une diminution des propriétés en fatigue du cas pré-déformé et ceci quel que soit le mode d'estimation de la limite de fatigue (conventionnel ou auto-échauffement), ce qui, pour lui, constitue un élément de validation de l'utilisation de la méthode d'auto-échauffement pour la quantification des effets de la pré-déformation.

Quand on analyse attentivement les données en fatigue issues des essais classiques conduits jusqu'à rupture (Figure I.25 (b)), cette tendance n'est peut-être pas aussi nette que celle avancée par Munier. Autour du million de cycles, on constate en effet que les données sont toutes contenues dans une même bande de dispersion.

Outre la traction uniaxiale déjà mentionnée, Munier s'intéresse également à des modes de pré-déformation en traction plane et cisaillement. Pour les pré-déformations en cisaillement, des éprouvettes d'auto-échauffement sont prélevées dans une des deux directions principales d1 de la pré-déformation et dans la direction d3 à 45° des deux directions principales. Pour les cas des directions d1 et d3, on constate un décalage des courbes d'auto-échauffement, et de manière surprenante les plus hauts niveaux de pré-déformation sont les plus proches du grade vierge.

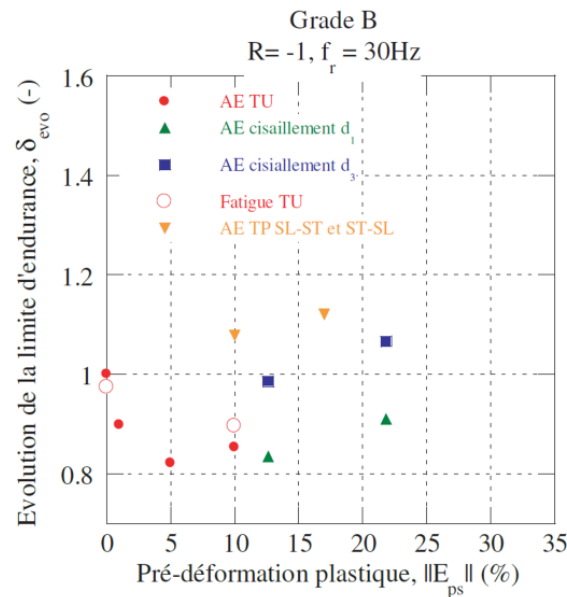


Figure I.26 : Evolution de la limite d'endurance (normalisée par rapport au cas non-déformé) d'un acier HSLA 420, pour plusieurs modes et niveaux de pré-déformation (Munier, 2012) (AE : Auto-échauffement, TU : Traction Uniaxiale, TP SL-ST : Pré-déformation en traction plane dans le sens Long, essai de fatigue dans le sens travers, Fatigue : données de fatigue avec des essais « classiques »)

Quand on procède à l'analyse de l'évolution de la limite d'endurance (normalisée par rapport au cas non pré-déformé) pour les différents modes de pré-déformation (traction uniaxiale, traction plane, cisaillement) étudiés, on constate une chute initiale de la tenue en fatigue puis une augmentation plus ou moins forte suivant le mode de pré-déformation (Figure I.26).

La littérature rapporte souvent, pour les aciers, une relation linéaire entre propriétés en fatigue et niveau de pré-déformation plastique. Cette dépendance semble en effet linéaire d'après les travaux de Munier mais une première chute (fonction du lien entre pré-déformation et direction de sollicitation) semble néanmoins opérer notamment dans le cas de l'acier HSLA 420.

Il existe très peu d'études dans la littérature traitant de l'effet de la moyenne ou du rapport de charge sur le comportement en fatigue des aciers HSLA. Munier (Munier, 2012) est l'un des rares à avoir abordé cette problématique. Si on admet, comme le fait Munier, que les courbes d'auto-échauffement permettent d'accéder aux effets de moyenne en fatigue dans les aciers, il apparaît, pour un HSLA 420 soumis à une pré-déformation de 10%, que le rapport de charge ($R = -1, -0,3, 0,1$) est sans effet sur la courbe d'auto-échauffement. Si, pour ce même niveau de pré-déformation, la contrainte moyenne est imposée (et non plus le rapport de charge), on ne constate aucun effet d'une contrainte moyenne sur la courbe S-N obtenue avec des essais plus « classiques ». Cette dernière constatation corrobore les résultats obtenus avec l'auto-échauffement.

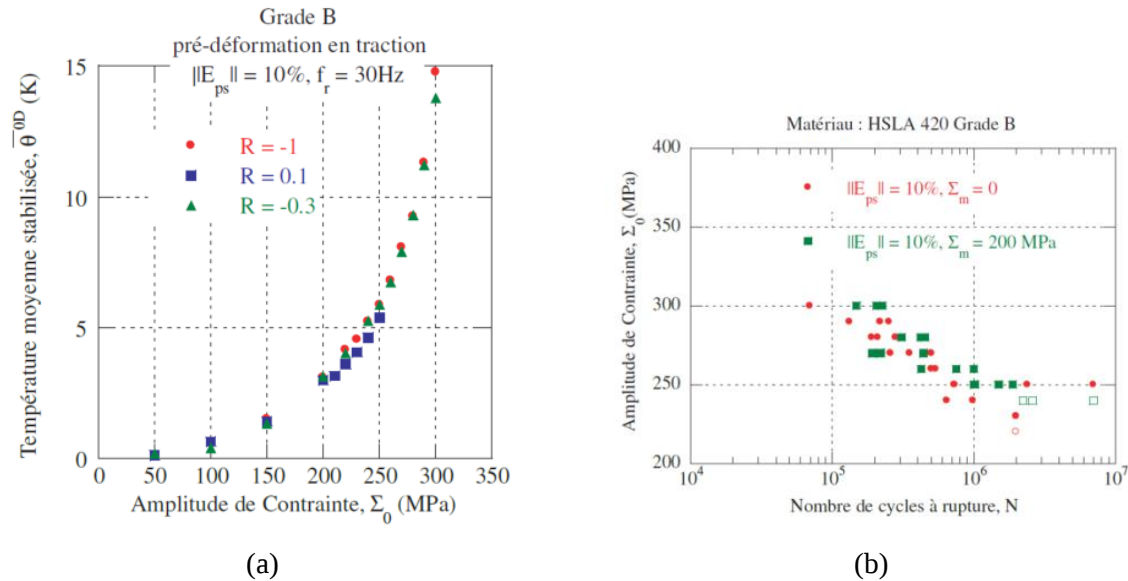


Figure I.27 : Effet de moyenne en fatigue dans un acier HSLA 420, (a) Courbes d'auto-échauffement obtenues pour trois rapports de charge $R = -1, -0,3, 0,1$, (b) Courbes de Wöhler pour le matériau pré-déformé à 10% et deux niveaux moyens 0 et 200 MPa (Munier, 2012)

I.1.6 Synthèse

Grâce à des microstructures majoritairement ferritiques, à de petites tailles de grain et à la présence de précipités, les aciers micro-alliés HSLA (appelés également HLE) présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques (résistance, ténacité) ainsi qu'une très bonne soudabilité. L'utilisation des éléments de micro-alliage (Nb, V, Ti) permet en particulier d'accéder à des limites d'écoulement deux à trois fois supérieures à celle d'un acier C-Mn. Les courbes d'écrouissage cyclique révèlent un durcissement par rapport aux courbes de traction monotone et ceci quel que soit l'élément de micro-alliage utilisé. Pour les essais à déformation imposée et les plus grandes durées de vie, on observe toujours un adoucissement (baisse continue de la contrainte par cycle) en fonction du nombre de cycles. Pour les essais à contrainte imposée, il est souvent mis en évidence un phénomène de rochet (ou fluage cyclique) qui est d'autant plus important que l'amplitude et le niveau moyen appliqués sont grands.

L'analyse bibliographique conduite permet également de montrer que les caractéristiques de résistance en fatigue à grand nombre de cycles sont bien plus élevées dans les aciers HSLA que dans les aciers bas carbones ne contenant pas d'éléments de micro-alliage. Pour des échantillons lisses parfaitement polis, il apparaît que les mécanismes à l'origine de la fissuration font principalement intervenir des bandes de glissement persistantes, zones de forte localisation de la déformation plastique, dont la répartition est aléatoire à la surface de l'échantillon. On observe également une augmentation progressive de la taille des BGP au cours de l'application des cycles ainsi qu'un accroissement de la densité de BGP avec l'amplitude du chargement appliquée. Les caractéristiques macroscopiques de résistance en fatigue sont donc fortement affectées par la naissance et le développement de ces bandes (et des microfissures associées) au sein du matériau.

A propos du rôle d'une pré-déformation plastique sur la résistance en fatigue, on constate que la littérature est riche de données relatives aux aciers bas carbone. Il apparaît que les propriétés en fatigue obtenues après une pré-déformation plastique peuvent croître ou chuter, le niveau de pré-déformation (et bien entendu la nuance, donc la microstructure) appliqué conditionne ce gain ou cette chute.

Même si des résultats contradictoires apparaissent parfois l'ensemble des travaux disponibles semble indiquer qu'en fatigue à grand nombre de cycles, une pré-déformation plastique a souvent un effet bénéfique pour la durée de vie alors qu'en fatigue oligocyclique il est souvent observé une diminution de la durée de vie ou au mieux aucun effet.

A l'aide d'une base de données très riche, Munier (Munier, 2012) met en évidence, pour différents modes de pré-déformation, un effet singulier de la pré-déformation sur la limite d'endurance. La littérature rapporte souvent, pour les aciers, une relation linéaire entre propriétés en fatigue et niveau de pré-déformation plastique. Cette dépendance semble en effet linéaire d'après les travaux de Munier mais une première chute (fonction du lien entre pré-déformation et direction de sollicitation) semble néanmoins opérer notamment dans le cas de l'acier HSLA420. Cette chute pour les plus faibles intensités de pré-déformation avait déjà été observée par Nagase et Suzuki dans un acier bas carbone (Nagase & Suzuki, 1992)

I.2 Approche énergétique en fatigue à grand nombre de cycles

I.2.1 Grandeurs énergétiques utilisées en fatigue à grand nombre de cycles

Le dimensionnement en fatigue est généralement basé sur l'estimation de la limite d'endurance déterminée par des méthodes statistiques qui s'avèrent longues et coûteuses pour des applications industrielles. Ainsi, certaines approches énergétiques (en particulier basées sur l'énergie dissipée) ont été développées afin de déterminer de manière rapide cette limite (Doudard, et al., 2004; Poncelet, et al., 2010). Même si la corrélation entre l'énergie dissipée et la limite d'endurance reste mal comprise (Berthel, et al., 2008), l'adoption d'un point de vue énergétique suscite un intérêt puisque les grandeurs énergétiques, si elles sont bien choisies, constituent un indicateur permettant de quantifier les irréversibilités microstructurales qui vont se répercuter sur les propriétés macroscopiques (Mareau, et al., 2013). Par exemple, Galtier et al. (Galtier, et al., 2002) ont montré qu'il existe une corrélation entre l'énergie dissipée (ou l'élévation de température) et la fraction surfacique de BGP pour un acier ferritique (Figure I.28, Figure I.29).

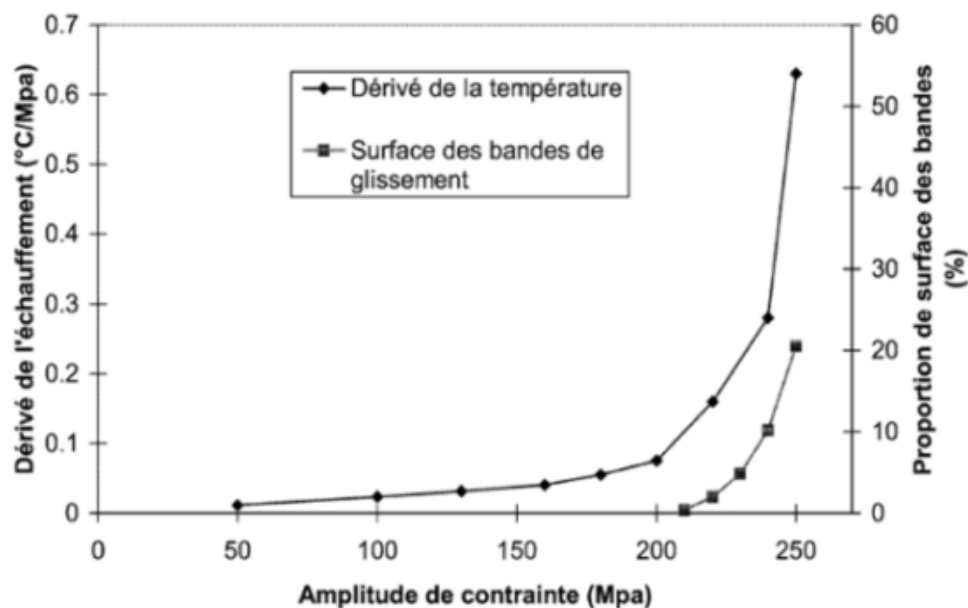


Figure I.28 : Évolution de la surface des bandes de glissement en fonction de l'échauffement dans un acier ferritique (Galtier, et al., 2002)

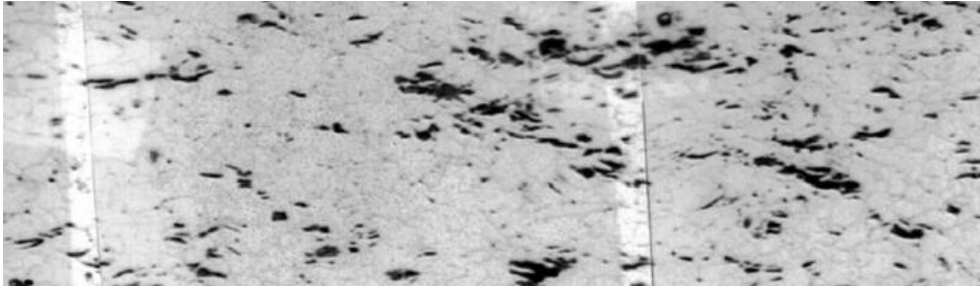


Figure I.29 : Exemple de surface polie après sollicitation de fatigue dans un acier ferritique (240 MPa durant 400 000 cycles) (Galtier, et al., 2002)

L'existence de différentes grandeurs énergétiques est liée au fait que l'énergie de déformation n'est pas totalement dissipée en chaleur, une partie, appelée énergie stockée, reste en effet bloquée dans le matériau (Figure I.30). Le stockage d'énergie est lié à la multiplication des défauts dans le matériau comme les dislocations. Puisque l'amorçage des fissures de fatigue est souvent dû à la multiplication puis l'organisation des dislocations, certains travaux ont tenté d'utiliser l'énergie stockée pour caractériser l'endommagement en fatigue des matériaux. Par exemple, les travaux de Warren et Wei (Warren & Wei, 2010) ont montré une corrélation entre l'énergie stockée et l'accumulation de l'endommagement.

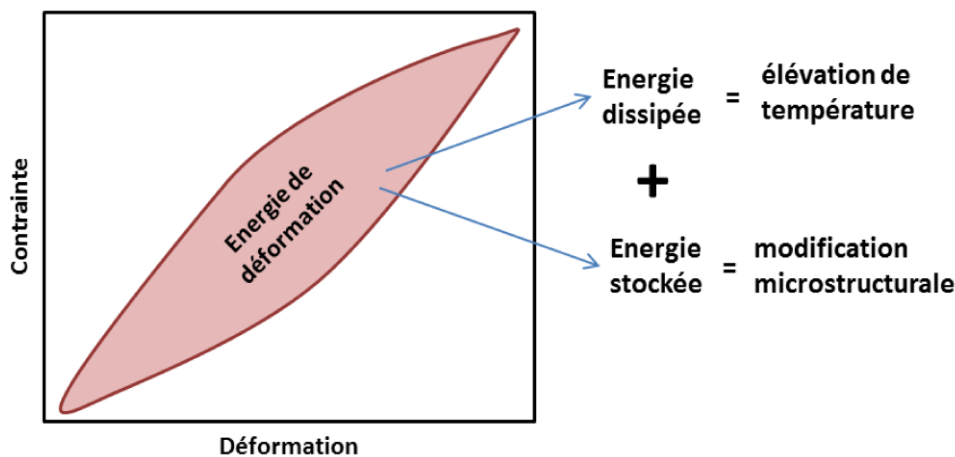


Figure I.30 : Décomposition de l'énergie en énergie dissipée et énergie stockée

I.2.2 Energie dissipée

Afin de déterminer d'une manière rapide la limite d'endurance, plusieurs travaux se basent sur l'étude de l'échauffement au cours de l'essai de fatigue en suivant l'évolution de la température moyenne au cours d'un essai de fatigue (Luong, 1998; La Rosa & Risitano, 2000). Cet échauffement observé est fortement lié au comportement en fatigue (Figure I.31). Par exemple, Welter a étudié l'évolution de la température sur toute la durée de vie pour différentes éprouvettes soumises à un chargement de traction-compression (Welter, 1937) et a corrélié ces évolutions avec la courbe de Wöhler correspondante (Figure I.31). Ces observations révèlent l'existence de 3 phases :

- Phase I : dans un premier temps on n'observe pas d'élévation de température. A la fin de cette phase, on constate une augmentation rapide de l'échauffement suivie d'une ruine du matériau. Cette phase est caractéristique du comportement oligo-cyclique.
- Phase II : après cette augmentation rapide, la température se stabilise et n'augmente plus. Cette phase représente plus de 90% de la durée de vie (Qiang, et al., 2015).
- Phase III : cette phase est caractérisée par une réaugmentation rapide de la température suivie de la ruine du matériau.

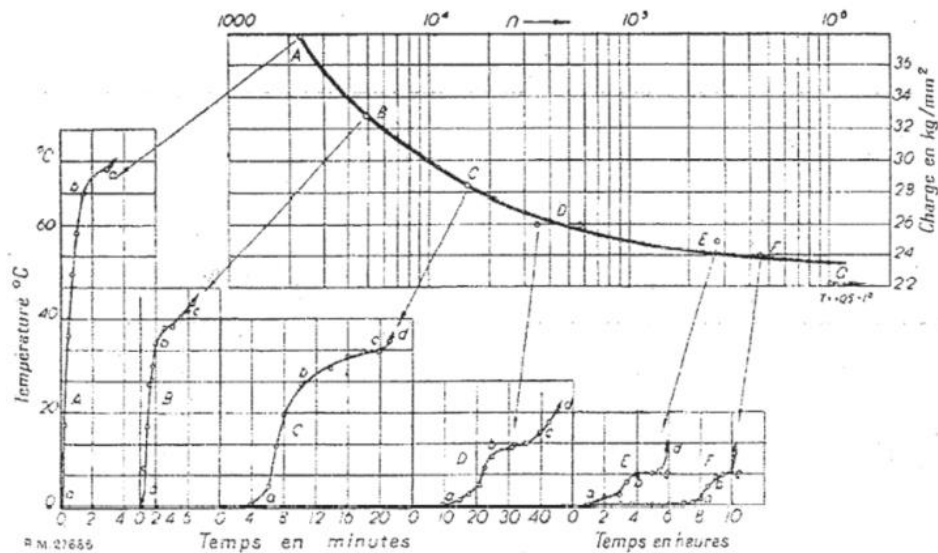


Figure I.31 : Relation entre l'élévation de la température et la courbe de Wöhler (Welter, 1937)

Toutefois, l'étude de l'échauffement au cours d'un essai de fatigue nous ramène à étudier l'énergie dissipée via l'adoption d'un cadre thermodynamique qu'on détaillera au Chapitre II. Ainsi via un essai d'auto-échauffement, on peut mettre en évidence l'existence de deux régimes (Mareau, et al., 2012) : anélastique et inélastique qui traduisent l'évolution de la microstructure (Figure I.32). Au début de l'essai d'auto-échauffement on observe une faible dissipation (un faible échauffement) qui caractérise le régime anélastique qui est associé aux faibles amplitudes de chargement. Ce régime traduit non seulement une réversibilité mécanique du mouvement des dislocations qui oscillent autour d'une position d'équilibre (Figure I.33) mais aussi une irréversibilité thermodynamique manifestée par une faible dissipation. Au-delà d'une valeur critique de contrainte appliquée, on observe une dissipation plus significative (traduite par un échauffement plus important) qui caractérise le régime inélastique. Ce régime traduit à la fois une irréversibilité thermodynamique et mécanique manifestée par l'apparition de la microplasticité et la genèse des bandes de glissement persistantes.

Dans le même contexte, Boulanger et al. (Boulanger, et al., 2004) distinguent une évolution en trois stades de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue (Figure I.34) à blocs de chargement successif (augmentation du chargement de 10% de $R_{p0,02}$ entre deux blocs successif) sur un acier dual phase avec une fréquence de chargement de 50 Hz et un rapport de charge $R=0$.

Le stade I correspond aux premiers paliers (à faible amplitude), il est caractérisé par une faible dissipation avec une évolution linéaire. Cette évolution change à partir d'une contrainte seuil ($\Delta\sigma=250$ MPa pour un acier dual phase) qui définit la frontière entre les deux stades I et II. Durant le stade II la dissipation est quasi-constante durant tout le bloc de chargement.

Le stade III est enfin caractérisé par la décroissance de la dissipation d'une valeur initiale (d_{ini}) à une valeur de dissipation stabilisée (d_{stab}) proportionnelle à la valeur de l'élévation de température au régime stabilisé. Cette évolution de la dissipation dans le stade III peut être expliquée par un effet d'écrouissage du matériau qui intervient lors des premiers cycles. Une autre explication qui justifie la chute de la dissipation au début du bloc lors du stade III est celle d'un effet structurel. En effet, la dissipation est calculée en supposant une distribution uniforme du terme source (Boulanger, et al., 2004). D'où une hétérogénéité sur le terme source entraîne une chute de dissipation jusqu'à atteindre le régime stabilisé.

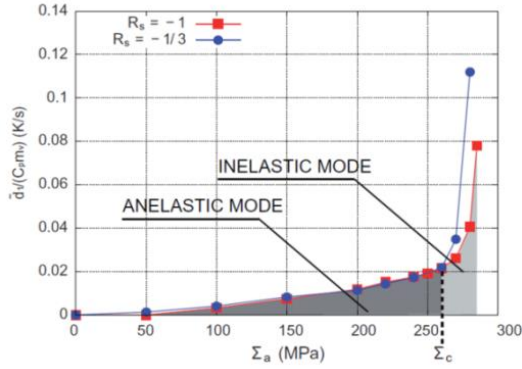


Figure I.32 : Courbes d'auto-échauffement d'un acier ferritique (exprimé en fonction de l'énergie dissipée moyenne) : mise en évidence des deux régimes (Mareau, et al., 2012)

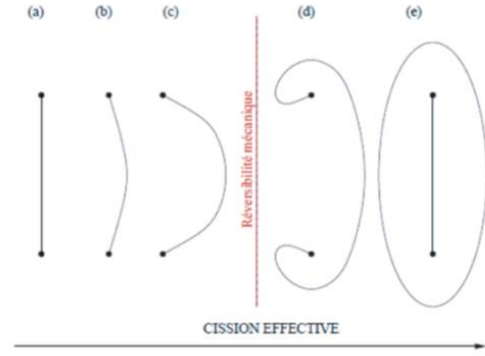


Figure I.33 : Evolution d'une dislocation ancrée entre deux points (Mareau, 2007)

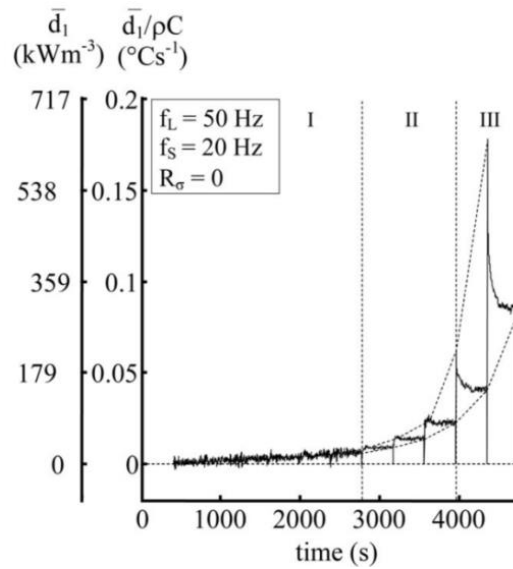


Figure I.34 : Évolution de la dissipation au cours des blocs de chargement (Boulanger, et al., 2004)

La relation entre l'énergie dissipée et les modifications microstructurales au cours d'un chargement en fatigue étant établie, plusieurs travaux ont proposé d'utiliser l'énergie dissipée comme un indicateur d'amorçage de fissure en fatigue. Un critère de fatigue est généralement formulé comme une expression mathématique reliant le nombre de cycle à la rupture N_r à une fonction Φ regroupant la contrainte et la déformation cyclique (Korsunsky, et al., 2007) :

$$\Phi(\varepsilon, \varepsilon_p, \sigma, \dots) N_r^b = c \quad (\text{I-3})$$

avec b, c des paramètres matériau et $\varepsilon, \varepsilon_p$ et σ les valeurs de la déformation et de la contrainte du cycle stabilisé. Plusieurs auteurs proposent d'écrire la fonction Φ comme suit (Skelton, 1991; Charkaluk & Constantinescu, 2000; Charkaluk, et al., 2003) :

$$\Phi(x) = \int_{\text{cycle}} \sigma(x, t) : \dot{\varepsilon}(x, t) dt \quad (\text{I-4})$$

où l'intégrale est calculée sur le cycle stabilisé et x représente le point où on évalue la contrainte et la déformation. Afin de déterminer la zone critique de la structure, le critère de fatigue s'écrit alors (Korsunsky, et al., 2007) :

$$\left[\max_x \Phi(x) \right] N_r^b = c \quad (I-5)$$

Ce choix de la fonction Φ permet d'identifier les points chauds et d'utiliser l'énergie dissipée, supposée égale à l'énergie de déformation, comme indicateur d'endommagement en fatigue. En effet, Skelton (Skelton, 1991) postule que l'énergie dissipée calculée dans le cycle stabilisé peut être considérée comme un paramètre matériau qui exprime l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure. On considère alors qu'une partie de l'énergie dissipée contribue à l'endommagement, ce qui permet de l'utiliser comme critère de fatigue.

Afin de mieux appréhender le rôle des quantités énergétiques en fatigue, Korsunsky et al. (Korsunsky, et al., 2007) appliquent le critère basée sur l'énergie dissipée (équation (I-5)) pour un super alliage à base de nickel. Ils travaillent dans le domaine de la fatigue oligocyclique et s'intéressent à l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles à rupture. Ils tracent ainsi l'évolution de l'énergie dissipée par cycle en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure I.35). Les résultats obtenus révèlent alors une bonne corrélation entre l'énergie dissipée et le nombre de cycles à la rupture.

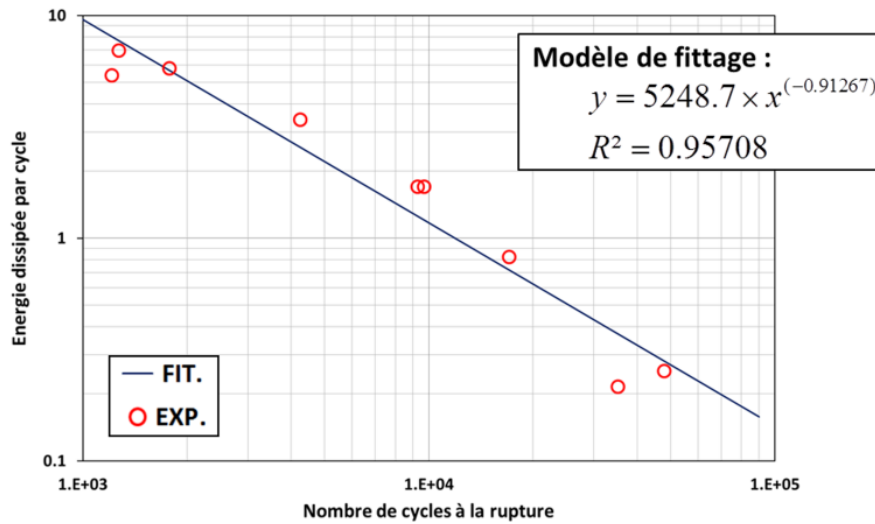


Figure I.35 : Corrélation entre l'énergie dissipée par cycle et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)

Afin de tester la robustesse du critère, ils l'appliquent à une échelle plus fine afin de tenir compte du caractère polycristallin du superalliage à base de nickel. Pour cela ils effectuent des simulations sur un agrégat polycristallin et calculent numériquement l'énergie dissipée par cycle (dw_d) à partir de l'énergie dissipée à chaque incrément de chargement :

$$dw_d(x) = \sum_{m=1}^M \tau^m \dot{\gamma}^m dt \quad (I-6)$$

où M est le nombre total des systèmes de glissement actif, τ est la contrainte de cisaillement résolue, $\dot{\gamma}$ est le taux de cisaillement, dt est l'incrément de temps et x est la position dans le VER.

Korsunsky et al. (Korsunsky, et al., 2007) appliquent le critère basé sur l'énergie dissipée (équation (I-5)) dans les zones les plus critiques et tracent l'évolution de l'énergie dissipée par cycle (valeurs numériques) en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure I.37). Les résultats obtenus montrent une bonne corrélation entre énergie dissipée par cycle et le nombre de cycles à la rupture ce qui permet de confirmer la validité et la robustesse de ce critère.

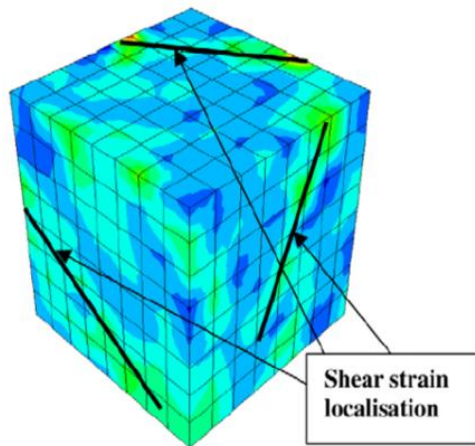


Figure I.36 : Isovaleurs de la déformation plastique accumulée et zone de localisation de déformations dans un VER (Korsunsky, et al., 2007)

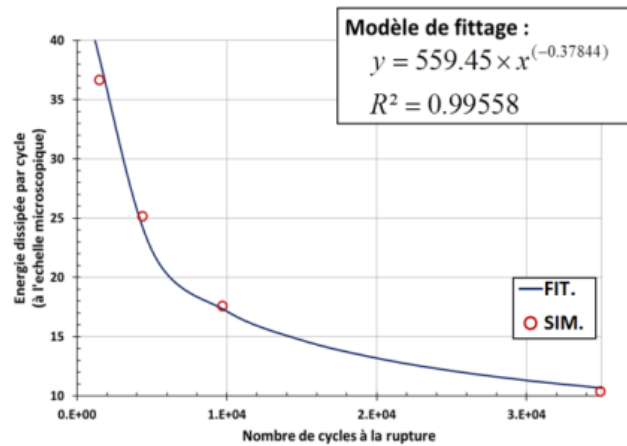


Figure I.37 : Corrélation entre l'énergie Dissipée par cycle (simulation à l'échelle microscopique) et le nombre de cycles à la rupture (Korsunsky, et al., 2007)

I.2.3 Energie stockée

La recherche du paramètre énergétique le plus adapté à la représentation des conditions mécaniques responsables de l'endommagement en fatigue a naturellement conduit certains auteurs à considérer l'énergie stockée plutôt que celle dissipée. La pertinence de cette dernière pour traduire la réponse en fatigue semble limitée car elle est entièrement dissipée sous forme de chaleur. L'énergie stockée correspond à la part bloquée dans le matériau et est souvent interprétée sous l'angle des structures de dislocations. Il est maintenant largement admis que ces dernières sont à l'origine des bandes de glissement persistantes, sièges de l'amorçage des fissures de fatigue. Même s'il semble délicat de faire porter à l'énergie stockée la totalité de la responsabilité quant à l'endommagement en fatigue, il n'en reste pas moins qu'elle paraît la plus indiquée pour traduire ce type de comportement.

La mise en évidence majoritairement expérimentale des effets d'énergie stockée sous chargement cyclique a fait l'objet d'un nombre limité de travaux. La plupart du temps, pour calculer l'énergie stockée, les auteurs ont recours à des modèles phénoménologiques construits dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles ou à des modèles physiques de calcul des champs de contrainte interne associés à différentes structures de dislocations.

Pour ce qui est des travaux expérimentaux, il est important d'évoquer l'ensemble des travaux conduits par l'équipe d'A. Chrysochoos et par exemple l'étude décrite dans Chrysochoos et al. (Chrysochoos, et al., 2008). Il y est question de l'estimation de différentes quantités énergétiques intervenant dans le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier DP600. Les auteurs mettent en place un protocole expérimental soigné afin d'accéder d'une part aux champs de déplacement et de déformation en surface à l'aide d'une technique de corrélation d'image numérique et d'autre part aux différentes sources de chaleur à l'aide de mesures de rayonnement infra-rouge. Après avoir découplé les sources d'énergie dissipée et de couplage thermoélastique, il est possible d'appréhender localement les différentes contributions énergétiques.

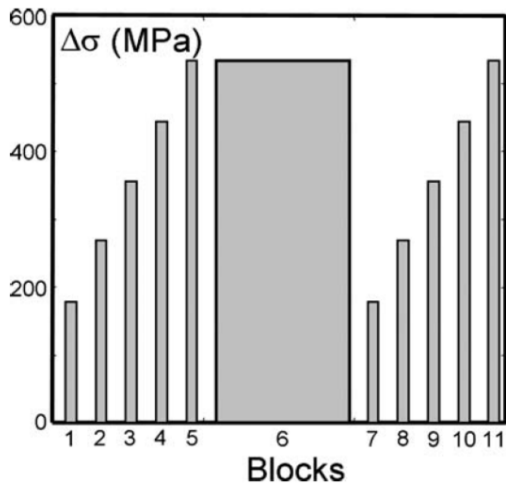


Figure I.38 : Stratégie des essais par bloc conduits sur un acier DP600. Les plus petits blocs comportent 2400 cycles alors que le bloc central représente 100000 cycles (Chrysochoos, et al., 2008)

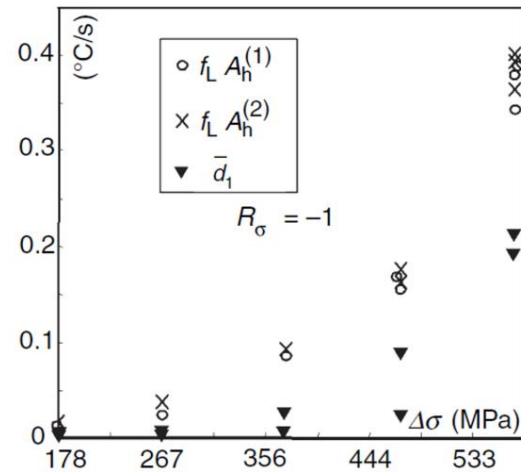


Figure I.39 : Evolution du taux moyen d'énergie de déformation par cycle et de la dissipation intrinsèque moyenne (en ordonnée et rapportées à ρC donc exprimée en $^{\circ}\text{C s}^{-1}$) en fonction de l'amplitude de contrainte par bloc (Chrysochoos, et al., 2008)

Il est en particulier montré aussi bien localement dans la partie utile de l'éprouvette qu'en moyenne sur la totalité de la partie utile que l'énergie de déformation relative à la boucle d'hystérésis contrainte-déformation est systématiquement supérieure à l'énergie dissipée par cycle (Figure I.38, Figure I.39). Cette différence peut être interprétée comme une variation d'énergie stockée associée à un changement de microstructure. D'autres travaux pointent le même type de comportement. En particulier Kaleta (Kaleta, 1998) remarque, dans le cas d'un acier ferrito-perlitique des rapports énergie stockée/énergie de déformation associée à la boucle d'hystérésis de 37,4% en fatigue oligo-cyclique et de 67,3% en fatigue à grand nombre de cycles.

Vincent (Vincent, 2008) s'inscrit pour sa part dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles pour évaluer la capacité de différents modèles de plasticité cyclique à estimer l'énergie stockée par la microstructure. Il met en particulier en évidence le fait que l'accroissement de l'énergie stockée au cours du cyclage en fatigue est du fait de l'écrouissage isotrope et en aucun cas de l'écrouissage cinématique, quelle que soit la formulation utilisée. Il procède également à des comparaisons avec des données expérimentales en fatigue uniaxiale pour un acier inoxydable 304L. Des essais à température ambiante et à déformation totale imposée de 0,2% sont notamment conduits.

Pour accéder aux différentes valeurs d'énergie, Vincent utilise un modèle constitué d'un écrouissage isotrope non linéaire et de trois variables d'écrouissage cinématique non linéaire. L'identification de ce dernier permet de parfaitement reproduire les boucles d'hystérésis contrainte-déformation (Figure I.40(a)) mais les températures prédites sont 2,5 fois plus grandes que celles observées expérimentalement (Figure I.40(b)). Cette constatation peut s'expliquer par le fait que l'énergie stockée par le matériau est nettement plus importante que celle prédite par le modèle et ceci malgré sa capacité à rendre compte fidèlement du comportement élastoplastique cyclique.

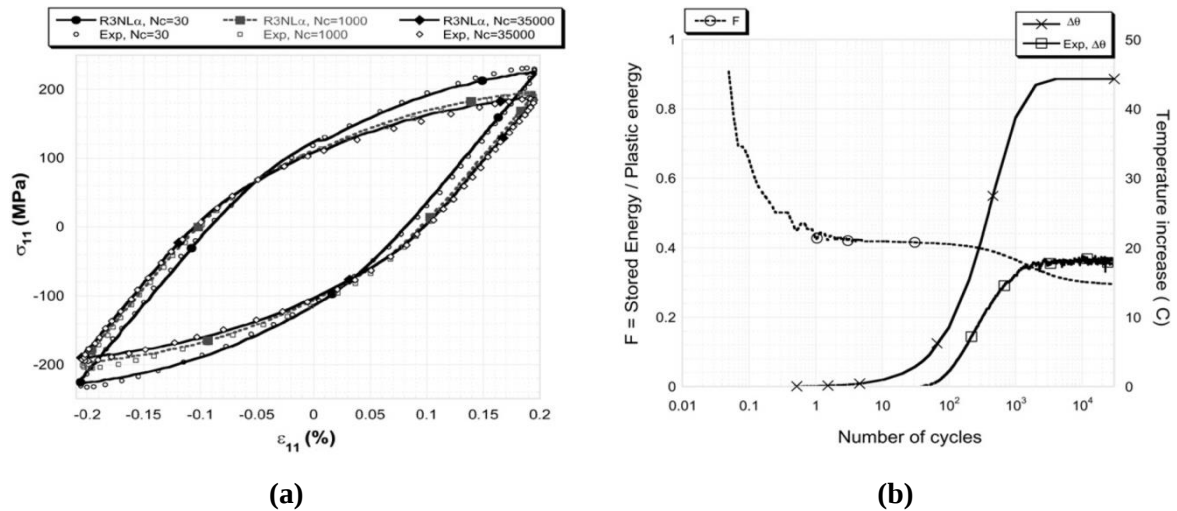


Figure I.40 : Comportement élastoplastique sous chargement cyclique d'un acier inoxydable 304L. **(a)** boucles d'hystérésis contrainte-déformation à différentes durées de vie pour un essai de fatigue uniaxiale à déformation totale imposée de $\pm 0,2\%$ et une fréquence de 8 Hz. Prédications d'un modèle noté R3NL α constitué d'un écrouissage isotrope non linéaire et de trois variables d'écrouissage cinématique non linéaire. **(b)** Evolution du rapport F de l'énergie stockée à l'énergie de déformation plastique totale et accroissements de la température θ prédite par le modèle et mesurée expérimentalement (Vincent, 2008)

Vincent (Vincent, 2008) montre également que même si différents modèles de comportement plastique cyclique sont capables de rendre compte fidèlement de l'évolution de la déformation plastique totale, la prédiction du rapport F diffère sensiblement d'un modèle à l'autre. Ces différences proviennent principalement de la manière de rendre compte de l'écrouissage isotrope. Il fait également apparaître une augmentation de l'énergie stockée prédite au cours du cyclage alors que le comportement macroscopique présente un adoucissement cyclique.

L'ensemble de cette étude est une parfaite illustration de la difficulté à atteindre, à l'aide d'une modélisation de la plasticité cyclique, les évolutions de l'énergie stockée en fatigue. Il apparaît en particulier que le recours aux variations de température constitue un moyen approprié pour discriminer différents modèles quant à leur capacité à prédire la part d'énergie stockée dans un matériau soumis à un chargement de fatigue.

Parmi les nombreux travaux consacrés à la prédiction de la durée de vie en fatigue à partir de considérations énergétiques, ceux de (Warren & Wei, 2010) sont particulièrement intéressants car ils montrent, à partir d'une base de données étendue, que l'énergie stockée constitue un paramètre adapté pour traduire l'endommagement en fatigue dans le cas d'un super-alliage base Nickel (Waspalloy) et ceci pour différentes températures appliquées (de 260°C à 760°C) et différents rapports de charge (de -1 à $0,1$). Des chargements cycliques de traction uniaxiale à déformation totale imposée sont appliqués pour ces différentes configurations environnementales et de chargement. En utilisant un modèle approché de calcul de l'énergie de déformation élastique relative aux structures de dislocations générées, les auteurs parviennent à une estimation de l'énergie stockée. Le modèle prévoit, pour une contrainte pic fixée, que l'énergie stockée croît quand le rapport de charge R décroît. Il apparaît également que l'énergie stockée par cycle notée $\overline{W}_s$ est fortement corrélée à la durée de vie mesurée expérimentalement et ceci pour les différentes températures appliquées et les différents rapports de charge utilisés (Figure I.41)

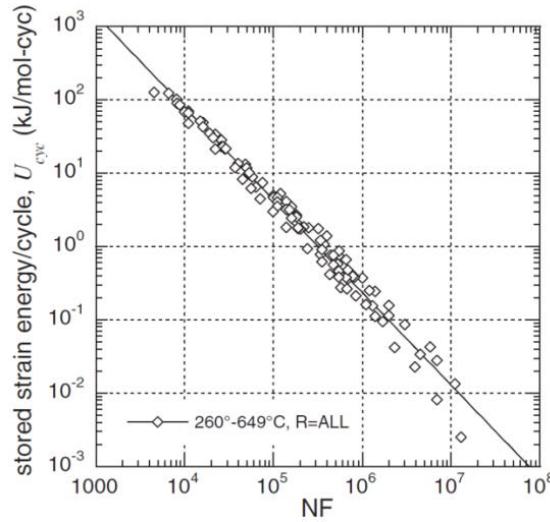


Figure I.41 : Corrélation entre énergie stockée molaire par cycle (modèle) et le nombre de cycles à la rupture (Warren & Wei, 2010)

Dans le cadre d'une étude sur les effets de microstructure sur le comportement en fatigue d'un acier ferritique, Wan et al. (Wan, et al., 2014) conduisent d'une part des essais de flexion 4 points à $R=0$ sur des échantillons entaillés présentant une microstructure à gros grains et d'autre part des simulations numériques d'agrégat polycristallin à l'aide d'un modèle de plasticité cristalline et où les orientations cristallographiques ainsi que les géométries des grains sont explicitées. Les auteurs recherchent les conditions locales d'apparition des fissures de fatigue et tentent de construire un critère local adapté. Pour cela, ils procèdent à une estimation à l'échelle de la microstructure de l'énergie stockée et tentent d'établir un lien entre les quantités obtenues par le calcul et les nombres de cycles à l'amorçage mesurés pour les différents essais conduits et donc les différentes configurations microstructurales locales rencontrées.

Au cours d'un chargement cyclique, la densité d'énergie stockée surfacique par cycle $\dot{W}_s$ est calculée à l'aide de :

$$\dot{W}_s = \oint_{cycle} \frac{\xi \sigma : d\epsilon^p}{\sqrt{(\rho_s + \rho_G)}} \quad (I-7)$$

avec :

σ la contrainte appliquée,

$d\epsilon^p$ l'incrément de déformation plastique,

ξ le taux d'énergie stockée dans le matériau considérée comme étant égale à 0,05, il est supposé que 95% de l'énergie fournie est dissipée,

ρ_G la densité de dislocations d'accommodation géométrique liée au gradient de déformation et ρ_s elle représente la densité de dislocation statiquement distribuée qui est généralement considérée égale à la déformation plastique cumulée (Lemaitre & Chaboche, 2009).

Wan et al. (Wan, et al., 2014) considèrent aussi que la densité d'énergie stockée surfacique par cycle $\dot{W}_s$ tend à se stabiliser à une valeur constante, l'énergie stockée peut alors s'écrire sous la forme :

$$W_s = \dot{W}_s N \quad (I-8)$$

Le critère d'amorçage des fissures en fatigue utilisée postule que l'amorçage des fissures ne s'effectuent qu'à partir d'une valeur critique $(W_s)_c$, d'où la condition d'amorçage :

$$(W_s)_c = \dot{W}_s N_r \quad (I-9)$$

avec N_r le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage.

Wan et al. (Wan, et al., 2014) représentent alors l'évolution de la densité d'énergie stockée surfacique par cycle en fonction du nombre de cycles nécessaires à l'amorçage (Figure I.42). On observe que cette densité est inversement proportionnelle au nombre de cycles à l'amorçage ce qui traduit une relation directe entre l'énergie stockée dans les structures de dislocations et l'endommagement.

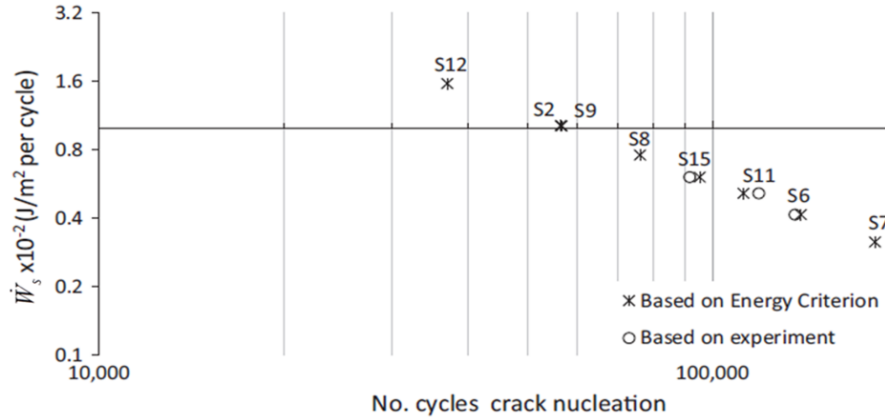


Figure I.42 : Corrélation entre densité d'énergie stockée (Wan, et al., 2014) et nombre de cycles à l'amorçage dans un acier ferritique

I.2.4 Synthèse

L'adoption d'un cadre énergétique en fatigue permet d'obtenir des indicateurs qui offrent la possibilité à la fois de caractériser l'évolution de la microstructure et celle de l'endommagement au cours des cycles de chargement. Les difficultés principales associées à ce type d'approche résident dans le choix de la quantité énergétique la plus pertinente pour représenter les mécanismes physiques de l'endommagement en fatigue et dans la démarche d'estimation (expérimentale et/ou numérique) de ces quantités.

Il a en particulier été montré qu'il existe une corrélation entre la fraction surfacique des BGP et l'élévation de la température donc l'énergie dissipée (Galtier, et al., 2002). Si on interprète l'énergie dissipée comme un paramètre mécanique représentatif de l'énergie nécessaire à la propagation d'une fissure, elle peut être considérée comme un bon indicateur de la réponse en fatigue. Elle a été employée dans certains travaux à cette fin mais son utilisation dans le cas de la représentation de l'amorçage est plus difficile à justifier. En effet, l'énergie fournie au matériau n'est pas totalement dissipée, une partie est stockée et se manifeste via les structures de dislocations, en particulier celles associées aux bandes de glissement. L'énergie stockée semble donc plus à même de traduire l'évolution de la microstructure dans le matériau et ses conséquences sur l'endommagement. Certains critères de fatigue ont été construits aux échelles macroscopique et microscopique sur la base de cette quantité pour prédire l'amorçage des fissures mais on constate que son calcul est souvent ardu. Il nécessite une très bonne connaissance de la loi de comportement élasto(-visco-)plastique.

Face à la difficulté de la tâche (expérimentale et/ou numérique) pour calculer et distinguer les quantités énergétiques *ad hoc*, certains auteurs procèdent à un certain nombre d'hypothèses simplificatrices (notamment quant à la fraction d'énergie stockée sur l'énergie totale de déformation au cours d'un cycle) dont la pertinence peut être mise à mal. Par exemple Mareau et al. (Mareau, et al., 2013) montrent clairement à partir d'une modélisation polycristalline et d'une campagne expérimentale conduite sur un acier ferrito-perlitique C35 que la part d'énergie stockée n'est pas une grandeur fixe mais dépend à la fois de l'amplitude de chargement et du nombre de cycles appliqués

(Figure I.43). Il apparaît également à l'échelle locale que l'énergie dissipée et l'énergie stockée présentent des variations très importantes provenant à la fois de la distribution des orientations cristallographiques et de la microstructure bi-phasée.

La précédente analyse ciblée de certains éléments bibliographiques relatifs aux approches énergétiques en fatigue va nous permettre dans la suite du document de proposer une démarche précise tant au niveau expérimental qu'au niveau modélisation de découplage des quantités énergétiques susceptibles d'être à l'origine de l'endommagement en fatigue. Même si l'énergie stockée semble être un bon candidat à la représentation de la sévérité d'un chargement de fatigue quant à l'amorçage, il n'en reste pas moins que son lien avec les mécanismes d'endommagement et l'apparition des fissures nécessite encore de nombreux développements. Pour illustrer cette difficulté, nous proposons d'aborder, dans la prochaine partie, certaines approches de modélisation de l'endommagement en fatigue.

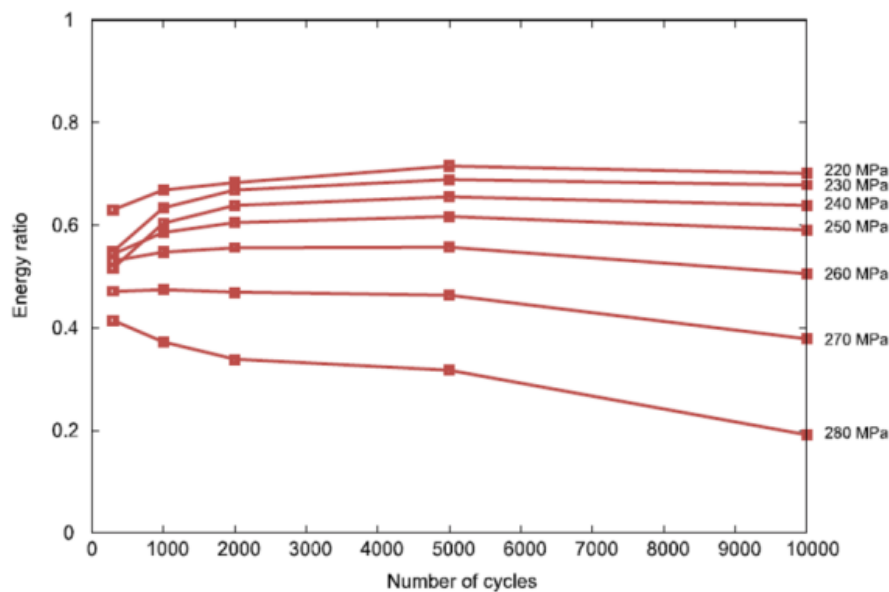


Figure I.43 : Evolution de la fraction d'énergie stockée au cours du cyclage pour différents niveaux de chargement (Mareau, et al., 2013)

I.3 Modélisation de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles dans les matériaux métalliques

La prédiction de la résistance en fatigue des matériaux et des structures constitue un enjeu majeur dans de nombreux secteurs industriels et suscite un grand intérêt dans le monde académique où les recherches conduites sur le thème visent d'une part à prévoir la réponse mécanique sous chargement cyclique complexe et d'autre part à mieux comprendre le rôle des différentes caractéristiques microstructurales sur l'endommagement en fatigue. Dans ce cadre, de très nombreux critères d'endurance (Dang-Van, 1993; Papadopoulos, 1994; Morel & N. Huyen, 2008; Pessard, et al., 2010) ont été proposés depuis une quarantaine d'années, la plupart du temps à des fins de dimensionnement mécanique. Même si ces critères présentent un compromis simplicité de formulation/performance excellent notamment quand il s'agit de prendre en compte des trajets de chargement complexes, leurs formulations ne sont souvent pas à même de refléter certains effets notamment ceux relatifs à la microstructure (et son évolution). De plus, ils ne constituent pas stricto sensu des modèles d'endommagement. En d'autres termes, l'endommagement (et son potentiel couplage avec la plasticité) n'apparaît pas explicitement (à travers l'évolution d'une variable d'endommagement par exemple) dans les formulations proposées.

Comme l'objectif des travaux de thèse présentés dans ce rapport est de mieux comprendre l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles dans le cas d'un acier HSLA et de proposer un modèle d'endommagement à même de rendre compte de certains effets de microstructure observés, le choix est fait d'axer la revue bibliographique sur certains modèles faisant apparaître explicitement un couplage plasticité-endommagement à une échelle appropriée (échelle des grains d'un agrégat polycristallin) et permettant, si nécessaire, de procéder à un bilan des quantités énergétiques en jeu dans le processus de fatigue. Notre ambition, dans cette partie, n'est donc pas de procéder à un bilan exhaustif des modèles en fatigue à grand nombre de cycles disponibles dans la littérature scientifique mais de décrire quatre démarches de modélisation différentes qui nous permettront, au Chapitre III, de justifier certains des choix faits lors de la construction d'une approche originale. Nous n'aborderons donc pas certaines approches (Morel & N. Huyen, 2008; Kruch, et al., 2006) qui, chacune à leur façon, ont permis d'obtenir des prédictions de très bonne qualité dans le cadre des chargements complexes.

Le premier modèle décrit est celui de Lemaître et Desmorat. Il s'agit d'une modélisation à deux échelles qui cherche à décrire l'évolution de l'endommagement à l'échelle d'un grain plastifié. Construit dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, il fait en particulier intervenir une force thermodynamique d'endommagement associée au taux de restitution de densité d'énergie élastique.

Le second modèle, qui s'apparente à un critère d'endurance multiaxial, est proposé par Monchiet. Sa principale originalité est l'utilisation d'un critère d'écoulement plastique de type Gurson afin de rendre compte, à travers une approche micro-macro, des mécanismes d'endommagement qui peuvent apparaître dans les BGP souvent à l'origine des microfissures de fatigue.

La troisième formulation abordée est issue des travaux successifs de Flacelière et Morel, Huyen et Morel et enfin Vu, Halm et Nadot. Le modèle d'endommagement proposé est construit dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. Il est développé pour rendre compte des effets de trajet de chargement complexes. Le modèle a été validé sur une base de données en fatigue très importante portant sur le comportement en fatigue multiaxiale d'un acier mi-dur C35.

Enfin, Doudard, Calloch et Hild proposent un modèle probabiliste à deux échelles permettant de simuler l'activité microplastique au cours du cyclage. La théorie du maillon le plus faible ainsi qu'une énergie dissipée critique sont utilisées afin de prédire la probabilité de rupture et la durée de vie associée.

I.3.1 Modèle de Lemaître et Desmorat

La première modélisation à deux échelles proposée en fatigue est celle due à K. Dang Van dans le cadre de sa thèse en 1971 (Dang Van, 1971). Sur la base de cette idée, apparurent ensuite d'autres propositions portant soit sur des critères d'endurance (Papadopoulos, 1994; Morel & N. Huyen, 2008) soit sur des modèles d'endommagement. Dans ce cadre, Lemaître et al. (Lemaître, et al., 1999) ont en particulier introduit une formulation à deux échelles permettant la description de l'évolution de l'endommagement à l'échelle des grains d'un agrégat polycristallin.

Ils considèrent que la plasticité et l'endommagement sont localisés uniquement à l'échelle du grain et n'affectent pas le comportement élastique macroscopique mais jouent un rôle majeur dans l'endommagement de la structure. Pour tenir compte de cet effet, Lemaître et al. considèrent une inclusion ou un défaut ayant un comportement élastoplastique et endommageable noyée dans un volume élémentaire représentatif (VER) présentant un comportement purement élastique.

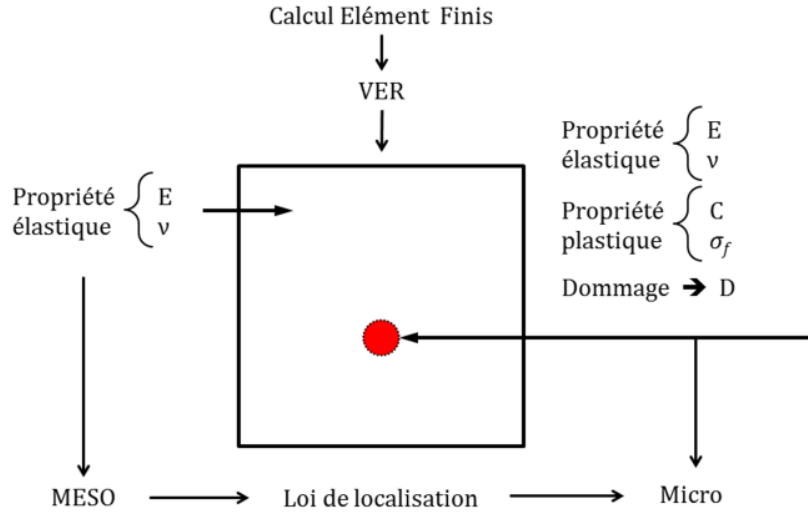


Figure I.44 : schéma du modèle à deux échelles (Lemaitre, et al., 1999)

Cette inclusion possède les mêmes propriétés élastiques (E et ν) que le VER, une limite d'écoulement plastique égale à la limite d'endurance du matériau notée σ_D et seul un écrouissage cinématique linéaire est considéré.

Afin de pouvoir prédire le comportement du VER, les contraintes microscopiques σ sont évaluées à partir des contraintes mésoscopiques Σ à l'aide d'une loi de localisation issue d'un schéma auto-cohérent (Berveiller & Zaoui, 1978; Kröner, 1961) :

$$\sigma = \Sigma - (aE\epsilon^p) \quad (\text{I-10})$$

tel que :

ϵ^p est le tenseur de déformation plastique microscopique (au niveau de l'inclusion)

a est obtenu par l'analyse d'Eshelby (Eshelby, 1957) ; pour une inclusion sphérique il est donné par :

$$a = \frac{1-\beta}{1+\nu} \quad (\text{I-11})$$

avec :

$$\beta = \frac{2(4-5\nu)}{15(1-\nu)}$$

L'endommagement se produisant uniquement à l'échelle micro, il est décrit via la variable d'endommagement scalaire notée D (le VER est considéré comme étant rompu quand D atteint une valeur critique notée D_c). En se basant sur le concept de la contrainte effective, la contrainte effective microscopique $\tilde{\sigma}$ s'écrit alors :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (\text{I-12})$$

En considérant une décomposition additive de la déformation, on a alors :

$$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p \quad (\text{I-13})$$

La déformation élastique effective est donnée par la loi de Hooke et s'écrit :

$$\epsilon^e = \frac{1+\nu}{E} \tilde{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\tilde{\sigma}) \mathbf{1} \quad (\text{I-14})$$

L'évolution de la déformation plastique est donnée alors par la loi de normalité :

$$\dot{\mathbf{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (\text{I-15})$$

où f est la fonction de charge à l'échelle micro (à l'échelle de l'inclusion) et définie par :

$$f = \left(\tilde{\boldsymbol{\sigma}} - \tilde{\mathbf{X}}^D \right)_{eq} - \sigma_D \quad (\text{I-16})$$

tel que l'écrouissage cinématique linéaire effectif est donné par :

$$\dot{\tilde{\mathbf{X}}}^D = \frac{2}{3} C \dot{\mathbf{\epsilon}}^p (1 - D) \quad (\text{I-17})$$

C étant le module d'écrouissage cinématique. Le multiplicateur $\dot{\lambda}$ est obtenu par la condition de cohérence $df = 0$ tels que :

$$\dot{\lambda} = \frac{\dot{p}}{1 - D} \quad (\text{I-18})$$

p étant la déformation plastique accumulée.

Finalement, l'évolution de l'endommagement est donnée par :

$$\dot{D} = \left(\frac{Y}{S} \right)^s \dot{p} \quad \text{si} \quad p \geq p_D \quad (\text{I-19})$$

où p_D est le seuil d'endommagement lié à l'énergie stockée dans le matériau, il est donné par :

$$p_D = \varepsilon_{pD} \frac{\sigma_u - \sigma_D}{\sigma_{eq} - \sigma_D} \quad (\text{I-20})$$

avec :

ε_{pD} seuil de dommage en traction, σ_u la contrainte à la rupture, σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Mises, σ_D la limite d'endurance.

s et S sont des coefficients caractéristiques du dommage.

et Y est le taux de restitution d'énergie élastique. A travers ce terme la loi d'évolution d'endommagement prend en compte l'effet de fermeture de fissure (différence de comportement en traction et en compression)¹ :

$$Y = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\sum_J \langle \sigma_J \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \sum_J \langle -\sigma_J \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{E} \left[\frac{\langle 3\sigma_H \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \langle -3\sigma_H \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \quad (\text{I-21})$$

où σ_J ($J=1,2,3$) sont les contraintes principales, h est le paramètre de fermeture de fissure ($0 < h < 1$). On suppose qu'une fissure apparaît à l'échelle mésoscopique que D atteint la valeur critique de dommage D_c

¹ $\langle \cdot \rangle$ représente la partie positive de la quantité entre crochet

Les coefficients d'élasticité (E, ν) et les coefficients de micro-plasticité (σ_D, C) sont des caractéristiques matériaux identifiées à partir des essais de traction en supposant que l'écroutissage cinématique est identique à l'échelle micro (inclusion) et méso (VER). Le coefficient de localisation (a) est déterminé par l'analyse d'Eshelby. Les coefficients de micro-dommage $(S, s, \varepsilon_{pD}, h, D_c)$ sont déterminés comme suit :

- (S, s) sont identifiés à partir des courbes de Wöhler
- (h) est identifié à partir de quelques essais de compression
- (ε_{pD}, D_c) sont déterminés à partir d'essais de fatigue à deux niveaux

I.3.2 Modèle de Monchiet, Charkaluk et Kondo

Se basant sur des observations expérimentales menées sur des aciers de structure cubique à faces centrées, Monchiet et al. (Monchiet, et al., 2006) proposent un critère de fatigue à grand nombre de cycles qui couple la plasticité et l'endommagement à l'échelle du grain. En effet, la localisation de la déformation au niveau du grain se traduit par l'apparition des bandes de glissement persistantes (BGP) au niveau des grains (Figure I.45). Ils considèrent que l'amorçage des fissures est dû à la croissance de microcavités situées le long des BGP.

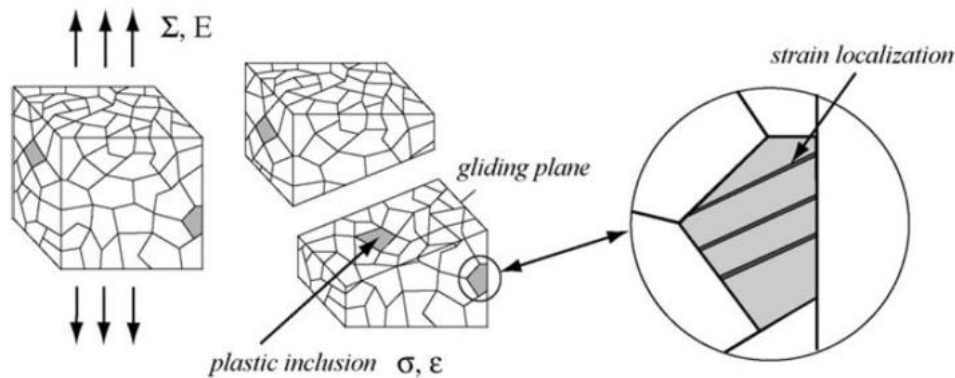


Figure I.45 : Représentation du volume élémentaire représentatif et des conditions de localisation de la déformation plastique à l'origine de l'amorçage des fissures (Monchiet, et al., 2006)

I.3.2.1 Cadre de la plasticité cristalline

Afin de prendre en considération le caractère polycristallin du matériau, le modèle est décrit en utilisant le cadre de la plasticité cristalline à partir d'une décomposition additive de la déformation au niveau du grain $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p$. La déformation plastique étant supposée localisée au niveau des BGP, on considère que la déformation plastique résulte d'un glissement suivant un système de glissement actif caractérisé par un vecteur normal $\mathbf{n}$ au plan de glissement et une direction de glissement $\mathbf{m}$. La relation entre la contrainte de cisaillement τ et le glissement plastique γ^p est établie à partir d'une loi de plasticité adaptée utilisant en particulier la loi de Schmid :

$$|\tau - X| - \tau_0 - R = 0 \quad (\text{I-22})$$

avec :

$$\tau = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{l} \quad \text{avec} \quad \mathbf{l} \text{ tenseur d'orientation définie par : } \mathbf{l} = \frac{1}{2}(\mathbf{n} \otimes \mathbf{m} + \mathbf{m} \otimes \mathbf{n})$$

τ_0 est la contrainte de cisaillement critique

$X = C\gamma^p$ est l'écouissage cinématique linéaire tel que $\boldsymbol{\varepsilon}^p = \gamma^p \mathbf{1}$

R est l'écouissage isotrope, défini de deux manières différentes :

$$\begin{cases} R(p) = R_0 p \\ R(p) = R_s [1 - \exp(-rp)] \end{cases}$$

avec p glissement plastique cumulé défini par : $p = \int_0^t |\dot{\gamma}^p(t')| dt'$ et R_0, R_s, r trois constantes matériau

I.3.2.2 Mécanisme d'endommagement

Monchiet et al. (Monchiet, et al., 2006) considèrent que la formation des BGP est accompagnée par un mécanisme d'annihilation de dislocations qui provoque la formation de lacunes. Ils supposent que l'endommagement le long des BGP est dû à la contribution de deux mécanismes : multiplication des lacunes et croissance des microcavités qui résultent respectivement des effets du glissement plastique et de la pression hydrostatique.

La porosité induite suite aux mécanismes d'annihilation à l'échelle du grain est alors donnée par :

$$\eta_a = A_0 (k_a p - 1 + \exp(-k_a p)) \quad (\text{I-23})$$

où A_0 et k_a sont deux paramètres du modèle.

Or la porosité totale η s'exprime comme la somme de la porosité induite par les mécanismes d'annihilation η_a et celle induite par la pression hydrostatique notée η_g :

$$\eta = \eta_a + \eta_g \quad (\text{I-24})$$

La nucléation et la croissance des microcavités à l'échelle du grain conduit à une déformation plastique qui s'écrit :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^p = \gamma^p \mathbf{1} + \boldsymbol{\varepsilon}_h^p \mathbf{1} \quad (\text{I-25})$$

Avec $\boldsymbol{\varepsilon}_h^p$ la partie hydrostatique de la déformation plastique due à la croissance des microcavités et qui est liée à η_g . En utilisant le principe de conservation de masse, on peut écrire :

$$\dot{\eta}_g = (1 - \eta) 3\dot{\varepsilon}_h^p \approx 3\dot{\varepsilon}_h^p \quad (\text{I-26})$$

Le critère d'amorçage de fissure formulé à l'échelle du grain est alors donné par :

$$\eta = \eta_a + \eta_g = \eta_c \quad (\text{I-27})$$

où η_c est la valeur critique de la porosité.

I.3.2.3 Lois d'évolution : couplage plasticité-endommagement

Monchiet et al. proposent d'utiliser un critère de plasticité de type Gurson afin de déterminer les lois d'évolution de $\boldsymbol{\varepsilon}_h^p$ et p . Ce critère prend en compte l'écouissage isotrope et cinématique et s'écrit :

$$F = \left(\frac{\mathbf{B} : \mathbf{1}}{\tau_d} \right)^2 + 2\eta \left(\cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \right) - 1 - \eta^2 \leq 0 \quad (\text{I-28})$$

avec : $\mathbf{B} = \boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}$ où $\mathbf{X}$ est la variable d'écouissage cinématique qui définit le centre du domaine d'élasticité. La partie hydrostatique de $\mathbf{B}$ s'écrit : $B_h = \text{tr}(\mathbf{B})/3$

$\mathbf{X}$ se décompose en partie hydrostatique (X_h) et partie déviatorique (X_d) qui s'écrivent :

$$X_h = \frac{\text{tr}(\mathbf{X})}{3} \quad X_d = 2\mathbf{X} : \mathbf{1}$$

L'écoulement isotrope est pris en compte en remplaçant le seuil de plasticité τ_0 par un seuil hydrostatique et un autre déviatorique qui sont définis respectivement par $\tau_h = \tau_0 + R_h$ et $\tau_d = \tau_0 + R_d$ tel que :

$$\begin{cases} R_d = R_0 p \\ X_d = (1-\eta) c \gamma^p \\ R_h = -\frac{R_0}{\ln(\eta)} \alpha_{cum} \\ X_h = \frac{2c}{\sqrt{3}} \alpha \end{cases}$$

avec ² :

$$\alpha = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\text{dilog} \left(\frac{\eta_a}{\eta} \right) - \eta_g \right)$$

et $\alpha_{cum} = \int_0^t |\dot{\alpha}| dt'$ est la valeur cumulée de α .

Les lois d'évolution de ε_h^p et p sont obtenues par la loi de normalité associée à F :

$$\dot{\mathbf{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \Rightarrow \begin{cases} \dot{p} = 2\dot{\lambda} \frac{|\mathbf{B} : \mathbf{1}|}{\tau_d^2} \\ \varepsilon_h^p = \dot{\lambda} \frac{\eta}{\sqrt{3}\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \end{cases} \quad (\text{I-29})$$

où $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique.

Le modèle étant formulé à l'échelle du grain (échelle microscopique), Monchiet et al. utilisent un schéma auto-cohérent de type Kröner (Kröner, 1961) afin de pouvoir utiliser les quantités mécaniques à l'échelle du VER (échelle macroscopique). En effet, la contrainte de cisaillement (τ) et la contrainte hydrostatique (σ_h) s'expriment en fonction du tenseur de contrainte macroscopique ($\boldsymbol{\Sigma}$) par :

$$\tau = \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - \mu^* \gamma^p \quad (\text{I-30})$$

$$\sigma_h = \Sigma_h - 3E^* \varepsilon_h^p \quad (\text{I-31})$$

avec:

$$\mu^* = \frac{\mu}{15} \frac{7-5\nu}{1-\nu} \quad (\text{I-32})$$

$$E^* = \frac{2E}{3} \frac{1-2\nu}{1-\nu} \quad (\text{I-33})$$

où E et μ sont respectivement le module de Young et le module de cisaillement du matériau.

² $\text{dilog}(x) = \int_1^x \frac{\ln(t)}{1-t} dt$

Finalement, le critère dans l'état adapté (Equation (I-28)) s'écrit à l'échelle macroscopique :

$$F = \left(\frac{\boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - X_d^*}{\tau_h} \right)^2 + 2\eta \cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} - 1 - \eta^2 \leq 0 \quad (\text{I-34})$$

avec:

$$X_d^* = X_d + \mu^* \gamma^p \quad X_h^* = X_h + 3E^* \varepsilon_h^p$$

Les lois d'évolution de ε_h^p et p s'écrivent à l'échelle du VER :

$$\begin{cases} \dot{p} = 2\dot{\lambda} \frac{|\boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{1} - X_d^*|}{\tau_d^2} \\ \dot{\varepsilon}_h^p = \dot{\lambda} \frac{\eta}{\sqrt{3}\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} \end{cases} \quad (\text{I-35})$$

La mise en place de ce modèle nécessite l'identification des paramètres :

- τ_0 le seuil de plasticité
- R_0, c sont les modules d'écrouissage
- A_0, k_a sont des paramètres du modèle
- E, μ sont respectivement le module de Young et le module de cisaillement du matériau.

I.3.3 Modèle de Vu

Vu s'inspire du modèle proposé par Flacelière-Morel-Dragon (Flaceliere, et al., 2007) afin de rendre compte du développement de l'endommagement dans le cas de chargements complexes en fatigue à grand nombre de cycles.

On suppose que la déformation plastique résulte de glissements irréversibles à l'origine de la formation de bandes de glissement persistantes (échelle micro) qui apparaissent au niveau des grains (échelle méso). Ces bandes constituent donc des sites préférentiels d'amorçage. Les chargements étant appliqués à l'échelle macroscopique (VER), une loi de localisation de type Lin-Taylor est utilisée pour relier le champ de contrainte et de déformation à l'échelle méso :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\Sigma} - 2\mu \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{I-36})$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ est la déformation plastique et μ est le module de cisaillement du matériau.

I.3.3.1 Energie libre et dissipation volumique

L'énergie libre volumique dans un grain s'écrit :

$$\begin{aligned} \omega = \rho\psi = & \frac{1}{2} (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) : \mathbf{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) + \frac{1}{2} \tilde{c} \boldsymbol{\alpha} : \boldsymbol{\alpha} \\ & + \tilde{r}_\infty p \exp(-sd) + \frac{\tilde{r}_\infty}{g} \exp(-gp) \exp(-sd) + \frac{1}{2} q \beta^2 \end{aligned} \quad (\text{I-37})$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}$ est le tenseur de déformation, $\boldsymbol{\varepsilon}^p = \boldsymbol{\alpha}$ est le tenseur de déformation plastique (et variable d'écrouissage cinématique), $\mathbf{C}$ est le tenseur de rigidité élastique, p est la déformation plastique cumulée, d est la variable de l'effet du dommage, β est la variable du dommage cumulé et $\tilde{c}, \tilde{r}_\infty, s, g, q$ sont des paramètres matériaux.

La dissipation volumique intrinsèque au niveau du grain s'écrit :

$$\Phi = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \mathbf{X} : \dot{\boldsymbol{\alpha}} - R\dot{p} + F_d\dot{d} - k\dot{\beta} \quad (\text{I-38})$$

Tels que :

Φ doit vérifier l'inégalité de Clausius Duhem

$\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ représente l'énergie de déformation irréversible

$-\mathbf{X} : \dot{\boldsymbol{\alpha}} - R\dot{p}$ représente l'énergie stockée due à l'écrouissage cinématique et isotrope

$F_d\dot{d} - k\dot{\beta}$ représentent respectivement la dissipation et le stockage d'énergie par dommage local

I.3.3.2 Lois d'état

Le comportement élastique linéaire isotrope s'écrit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial \omega}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (\text{I-39})$$

Les force thermodynamiques associées aux écrouissages cinématique et isotrope s'écrivent respectivement :

$$\mathbf{X} = \frac{\partial \omega}{\partial \boldsymbol{\alpha}} = \mathbf{c} : \boldsymbol{\alpha} = \mathbf{c} : \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (\text{I-40})$$

$$R = \frac{\partial \omega}{\partial p} = \tilde{r}_\infty (1 - \exp(-gp)) \exp(-sd) \quad (\text{I-41})$$

où :

$\mathbf{c}$ est le module d'écrouissage cinématique

$\tilde{r}_\infty$ est la valeur de saturation de force thermodynamique R

g est le module de durcissement et s est le module de sensibilité au dommage

L'endommagement étant décrit par deux variables d et β , deux forces conjuguées sont associées à ces deux variables. F_d est la force associée à la variable effet du dommage par :

$$F_d = -\frac{\partial \omega}{\partial d} = \tilde{r}_\infty s \exp(-sd) \left(p + \frac{\exp(-gp)}{g} \right) \quad (\text{I-42})$$

β étant la variable qui mesure le dommage cumulé, sa force conjuguée est définie par :

$$k = \frac{\partial \omega}{\partial \beta} = q\beta \quad (\text{I-43})$$

I.3.3.3 Loi d'évolution

La surface de charge f en plasticité à l'échelle méso est définie par :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = \sqrt{\gamma_1 J_2^2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) + \gamma_2 J_{2, moy}^2 + \gamma_3 I_f(I_{1, a}, I_{1, m})} - (R + r_0) \leq 0 \quad (\text{I-44})$$

avec :

$$J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \sqrt{\frac{1}{2}(\mathbf{S} - \mathbf{X}) : (\mathbf{S} - \mathbf{X})} \quad (\text{I-45})$$

$$J_{2,moy} = \frac{1}{T} \int_0^T J_2'(t) dt \quad (I-46)$$

$$J_2'(t) = \sqrt{\frac{(\Sigma_{xx}(t) - \Sigma_{xm})^2}{3} + (\Sigma_{xy}(t) - \Sigma_{xym})^2} \quad (I-47)$$

$$I_{1,a} = \frac{1}{2} \left[\max_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) - \min_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) \right] \quad (I-48)$$

$$I_{1,m} = \frac{1}{2} \left[\max_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) + \min_{t \in T} Tr(\Sigma(t)) \right] \quad (I-49)$$

$$\gamma_3 = \frac{t_{-1}^2 - (f_{-1}^2/3)}{f_{-1}} \quad (I-50)$$

En fonction de la valeur de R_m du matériau, γ_1 , γ_2 et I_f s'expriment comme suit :

- Si $R_m < 750$ MPa :

$$\gamma_1 = 0.65 \quad \gamma_2 = 0.8636 \quad I_f(I_{1,a}, I_{1,m}) = I_{1,a} + I_{1,m} \quad (I-51)$$

- Si $R_m > 750$ MPa :

$$\gamma_1 = 0.3 \quad \gamma_2 = 1.7272 \quad I_f(I_{1,a}, I_{1,m}) = I_{1,a} + \frac{f_{-1}}{t_{-1}} I_{1,m} \quad (I-52)$$

Les indices a et m désignent respectivement l'amplitude et la moyenne de la grandeur.

$\mathbf{S}$ est le tenseur déviateur de contrainte

t_{-1} et f_{-1} désignent respectivement les limites d'endurance en torsion et en traction purement alternées.

Les lois d'évolution de $\boldsymbol{\varepsilon}^p$, $\boldsymbol{\alpha}$ et p sont données par :

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R \quad (I-53)$$

où F est le potentiel de dissipation qui est différent de f

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = -\dot{\lambda}^p \left(\frac{\partial F}{\partial \mathbf{X}} \right) = \frac{1}{2} \dot{\lambda}^p \frac{\mathbf{S} - \mathbf{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (I-54)$$

$$\dot{p} = -\dot{\lambda}^p \left(\frac{\partial F}{\partial R} \right) = \dot{\lambda}^p \quad (I-55)$$

$\dot{\lambda}^p$ est un multiplicateur plastique qui s'obtient en résolvant l'équation $\dot{F} = 0$.

Le matériau est considéré comme endommagé si la variable de l'effet du dommage d atteint une valeur critique notée d_c . Afin d'étudier l'évolution du dommage, Vu définit alors la fonction seuil de dommage donnée par :

$$h(F_d, k) = F_d - (k + k_0) \leq 0 \quad (I-56)$$

L'évolution du dommage est caractérisée par une phase d'amorçage et une phase de propagation. Pour une passer de l'une à l'autre un seuil d_p est introduit. Les lois d'évolution sont différentes dans ces deux domaines.

Phase d'amorçage ($0 \leq d \leq d_p$)	Phase de propagation ($d_p < d \leq d_c$)
Fonction potentiel de dommage : $H_1(F_d, k) = aF_d - k \quad (\text{I-57})$ avec $0 < a \leq 1$ Loi d'évolution : $\dot{d} = \dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_1}{\partial F_d} \right) = a \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-58})$ $\dot{\beta} = -\dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_1}{\partial k} \right) = \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-59})$	Fonction potentiel de dommage : $H_2(F_d, k, \sigma_h) = F_d (1 + b \langle \sigma_h \rangle) - k \quad (\text{I-60})$ avec $b > 0$ Loi d'évolution : $\dot{d} = \dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_2}{\partial F_d} \right) = \dot{\lambda}^d (1 + b \langle \sigma_h \rangle) \quad (\text{I-61})$ $\dot{\beta} = -\dot{\lambda}^d \left(\frac{\partial H_2}{\partial k} \right) = \dot{\lambda}^d \quad (\text{I-62})$

où σ_h est la contrainte hydrostatique

La mise en œuvre de ce modèle nécessite l'identification des paramètres suivants à partir de résultats expérimentaux :

- **Paramètres d'élasticité :**
 - μ Module de cisaillement
- **Paramètre de plasticité :**
 - c Module d'écrouissage cinématique
 - r_0 Seuil initial d'écoulement plastique
 - $r_0 + \tilde{r}_\infty$ Seuil à saturation d'écoulement plastique
 - g Module de durcissement
 - $\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3$ Paramètres du critère d'endurance
- **Paramètre d'endommagement :**
 - k_0 Seuil initial d'endommagement
 - s Sensibilité de l'écrouissage isotrope au dommage
 - q Module d'évolution du seuil d'endommagement
 - a Coefficient de ralentissement de l'évolution du dommage en phase d'amorçage
 - b Sensibilité de l'évolution du dommage à la contrainte hydrostatique en phase de propagation
 - d_p Seuil d'endommagement à la phase propagation
 - d_c Valeur critique de la variable d'effet du dommage

I.3.4 Modèle de Doudard, Calloch et Hild

Les mesures de température ont été largement utilisées dans plusieurs études pour déterminer la limite d'endurance des aciers et des alliages. En effet, lors d'un essai d'auto-échauffement, on observe une augmentation significative de la température à partir d'un certain seuil de chargement. Cette élévation est parfois utilisée pour traduire un dépassement de la limite d'endurance et un amorçage des fissures dû à la microplasticité. Afin de décrire ce phénomène Doudard et al. (Doudard, et al., 2004) proposent un modèle probabiliste à deux échelles afin de déterminer la limite d'endurance et la probabilité de rupture.

Doudard et al. considèrent que pour un VER soumis à un chargement cyclique, l'évolution de la température de ce volume est due à la microplasticité. Ils supposent que les zones affectées par la

microplasticité sont assimilables à des inclusions élastoplastiques (dites sites actifs) de volume V_0 distribuées aléatoirement et noyées dans une matrice (VER) de volume V (Figure I.46).

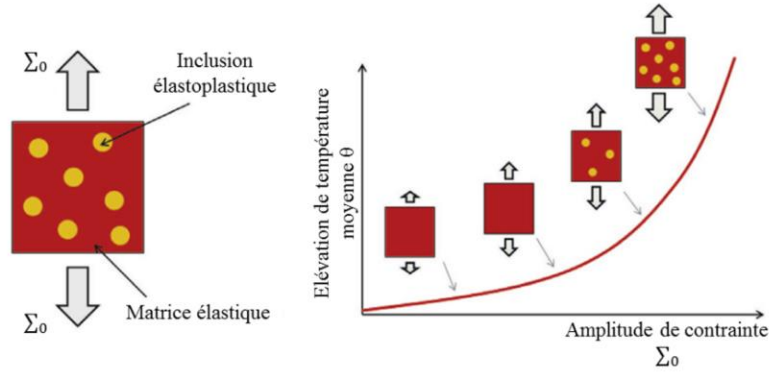


Figure I.46 : Modèle probabiliste à deux échelles (Munier, et al., 2014)

La description des inclusions est supposée suivre un processus ponctuel de Poisson d'intensité λ . La probabilité P_k de trouver k sites actifs d'un domaine Ω de volume V suit la distribution de Poisson donnée par :

$$P_k(\Omega) = \frac{[N(\Omega)]^k}{k!} \exp(-N(\Omega)) \quad (\text{I-63})$$

où $N(\Omega)$ est le nombre moyen de sites de sites actifs. L'intensité λ du processus de ponctuel de Poisson correspond alors à la densité moyenne des sites actifs et elle est donnée par :

$$N(\Omega) = \lambda V \quad (\text{I-64})$$

λ est donnée en fonction de contrainte moyenne équivalente de Von Mises (Σ_e) :

$$\lambda(\Sigma_e) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_e}{S_0} \right)^m \quad (\text{I-65})$$

avec m et S_0 paramètres matériaux. D'après cette modélisation, plus la contrainte appliquée est importante, plus le nombre de sites actifs est important. Considérant un écrouissage cinématique linéaire, l'énergie dissipée d pour une seule inclusion sur un cycle de chargement est donnée par :

$$d(\sigma_y, \Sigma_a) = \frac{4V_0\sigma_y}{h} \langle \Sigma_a - \sigma_y \rangle \quad (\text{I-66})$$

avec :

Σ_a amplitude de contrainte appliquée

σ_y la limite d'écoulement du matériau

h module d'écrouissage $h = c + 3\mu(1 - \beta)$

μ est le module de cisaillement, β est un paramètre relié au coefficient de poisson du matériau (Berveiller & Zaoui, 1978) et c est un paramètre matériau

L'énergie dissipée sur un cycle de chargement pour l'ensemble du VER est donnée par :

$$D(\Sigma_a) = \int_0^{\Sigma_a} \left(d(\Sigma, \Sigma_a) \frac{d\lambda}{d\Sigma} \right) d\Sigma = \frac{4m}{h(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_a^{m+2}}{S_0^m} \quad (\text{I-67})$$

L'énergie dissipée par cycle D induit une variation de température. Donc l'énergie dissipée peut être calculée en résolvant l'équation de la chaleur donnée par :

$$\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_c} = \frac{D(\Sigma_a) f_c}{\rho C} \quad (\text{I-68})$$

τ_c est la constante de temps caractéristique, f_c est la fréquence de chargement, ρ la masse volumique, C la capacité calorifique et θ est l'élévation de la température. Finalement, la température moyenne stabilisée $\bar{\theta}$ est donnée par :

$$\bar{\theta} = \frac{4 f \tau m}{h \rho C (m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_a^{m+2}}{S_0^m} \quad (\text{I-69})$$

Afin d'étudier le comportement fatigue à grand nombre de cycles, Doudard et al. postulent que l'amorçage n'a lieu que si l'énergie dissipée atteint une valeur critique $(W_d)_c$ calculée pour tous les sites actifs par :

$$N_r \times d(\sigma_y, \Sigma_a) = (W_d)_c \quad (\text{I-70})$$

avec N_r le nombre de cycle à la rupture.

La probabilité de rupture est donnée alors par :

$$P_F = P_{k \geq 1}(\Omega) = 1 - \exp(-\lambda V) \quad (\text{I-71})$$

D'où le nombre de cycles à la rupture en fonction de la probabilité de rupture et la limite d'endurance s'écrit :

$$N_r(\Sigma_D(P_F), \Sigma_a) = \frac{\Sigma_s^2}{\Sigma_D(P_F) \langle \Sigma_a - \Sigma_D(P_F) \rangle} \quad (\text{I-72})$$

Σ_s est une constante qui dépend de $(W_d)_c$, h et V_0

La limite d'endurance est donnée alors par :

$$\bar{\Sigma}_D = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad (\text{I-73})$$

avec V_{eff} le volume effective, Γ la fonction Gamma définie par $\Gamma(x) = \int_0^\infty t^{x-1} \exp(-t) dt$.

Afin de mettre en œuvre ce modèle, les différents paramètres (m , S_0 et τ) doivent être identifiés à partir d'un essai d'auto-échauffement. Finalement, l'utilisation de ce modèle ne requiert qu'un essai, on a juste besoin d'un essai d'auto-échauffement et de 10 essais pour obtenir une courbe de Wöhler contre 30 à 50 essais pour méthode d'analyse directe.

I.3.5 Synthèse

Les modèles d'endommagement décrits dans cette partie reflètent parfaitement la très grande variété des choix de modélisation possible pour un même phénomène physique, celui de l'endommagement en fatigue à grand nombre de cycles. Certains modèles (Vu, 2009; Lemaitre, et al., 1999) s'inscrivent dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles et traitent l'endommagement comme une variable interne dont l'évolution requiert une formulation particulière souvent mal connue.

D'autres (Monchiet, et al., 2006) abordent l'effet de l'endommagement à travers l'évolution de la fraction de porosité au sein des BGP et établissent un critère basé sur le concept d'adaptation élastique. L'ingrédient principal et le plus original de ce modèle est l'utilisation d'un critère de plasticité de type Gurson avec prise en compte du taux de porosité et des effets d'écrouissage. Même si l'approche est séduisante et rend compte des principales tendances expérimentales, l'identification n'est pas des plus aisées. Doudard et al. (Doudard, et al., 2004) abordent la dispersion en fatigue à grand nombre de cycles à l'aide d'un modèle probabiliste à deux échelles permettant de simuler l'activité microplastique au cours du cyclage. Ce modèle simple à mettre en place permet de réduire le nombre d'essai pour estimer la courbe de Wöhler et rend possible le calcul de la probabilité de rupture. Il a depuis été étendu pour tenir compte des chargements multiaxiaux (Doudard, et al., 2007) et des effets de moyenne. Même si l'approche simplifie grandement la détermination de la résistance en fatigue, de nombreuses questions restent encore ouvertes quant aux liens entre la dissipation mesurée et les mécanismes d'endommagement en fatigue.

Nous nous sommes volontairement restreints, pour des raisons de place, à la description des modèles et nous avons très peu discuté de leurs performances face à des données expérimentales. Il est néanmoins très important de signaler que la validation des modèles est souvent très délicate. L'échelle des grains concernée par les modélisations de l'endommagement décrites dans cette partie rend difficile une analyse fine puisque la plupart du temps seules les quantités macroscopiques (contrainte, déformation, quantités énergétiques, nombre de cycles à la rupture ...) sont accessibles expérimentalement. Il est parfois possible, si elles sont issues de travaux spécifiques, d'avoir recours à des données expérimentales relatives à la réponse en fatigue pour des modes variés de chargement mais ces informations sont très rarement disponibles. Il ne faut également pas oublier que la fatigue à grand nombre de cycles est un phénomène très dispersé qui peut rendre très ardue voire impossible la validation des modélisations proposées.

I.4 Conclusions

L'ensemble des éléments bibliographiques rassemblés dans ce chapitre permet de parfaitement cerner le cadre de cette étude mais également de bien appréhender les enjeux et les objectifs poursuivis.

Comme les travaux porteront principalement sur l'acier ferritique HC360LA, les spécificités des aciers micro-alliés HSLA sont rappelées et en particulier leurs très bonnes caractéristiques mécaniques (résistance, ténacité) obtenues grâce à l'utilisation des éléments de micro-alliage (Nb, V, Ti). Pour ce qui est du comportement cyclique, il est souvent mis en évidence, dans les essais à contrainte imposée, un phénomène de rochet (ou fluage cyclique) qui est d'autant plus important que l'amplitude et le niveau moyen appliqués sont grands.

Il apparaît également que les caractéristiques macroscopiques de résistance en fatigue sont fortement affectées par la naissance et le développement de bandes de glissement persistantes qui sont à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue.

Quand les aciers HSLA sont soumis à des pré-déformations (comme celles qui seront présentées au Chapitre II), on constate la plupart du temps un effet bénéfique en fatigue à grand nombre de cycles. Pour les plus faibles niveaux de pré-déformation, une baisse des caractéristiques est néanmoins parfois observée.

Nous nous efforcerons dans le Chapitre II de procéder, pour chacun des essais de fatigue conduit sur l'acier HC360LA, à un bilan énergétique le plus complet possible. Il nous a par conséquent semblé indispensable de rassembler les éléments bibliographiques permettant de mettre en évidence les principales caractéristiques des différentes approches énergétiques en fatigue.

Parmi les quantités souvent utilisées comme indicateur de l'endommagement en fatigue, l'énergie stockée semble être la plus à même de traduire l'évolution de la microstructure dans le matériau et ses conséquences sur les caractéristiques de résistance. Certains critères de fatigue ont été construits aux échelles macroscopique et microscopique sur la base de cette quantité pour prédire l'amorçage des fissures mais on constate que son calcul est souvent ardu. Malgré certaines difficultés, nous veillerons à mettre tous les moyens en place, expérimentaux au Chapitre II, numériques au Chapitre III, afin d'accéder à cette énergie et de permettre l'analyse la plus précise possible quant à la pertinence de son utilisation.

Même si l'énergie stockée semble être un bon candidat à la représentation de la sévérité d'un chargement de fatigue, sa seule utilisation n'est peut-être pas suffisante et ceci au vu de la complexité des mécanismes d'endommagement aux échelles fines. Pour cette raison et après examen des modèles d'endommagement disponibles dans la littérature, il nous paraît nécessaire de construire une modélisation capable à la fois de traiter des problématiques de plasticité, d'endommagement et de leur couplage à l'échelle des grains d'un agrégat polycristallin. La construction de ce modèle fait l'objet du Chapitre III et il sera utilisé pour interpréter, au Chapitre IV, l'ensemble des données expérimentales obtenues pour l'acier HC360LA au Chapitre II