Etude des mécanismes de fissuration en fatigue et/ou fretting d'alliages Al-Cu-Li

Jessica Delacroix

▶ **To cite this version:**

Jessica Delacroix. Etude des mécanismes de fissuration en fatigue et/ou fretting d'alliages Al-Cu-Li. Autre. INSA de Lyon, 2011. Français. NNT : 2011ISAL0041 . tel-00740238

HAL Id: tel-00740238

https://theses.hal.science/tel-00740238

Submitted on 9 Oct 2012

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

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

2011

Thèse

Etude des Mécanismes de Fissuration en Fatigue et/ou Fretting d'Alliages Al-Cu-Li

présentée devant
L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

pour obtenir
le grade de docteur

Ecole doctorale : Matériaux de Lyon.
Spécialité : Matériaux

par
Jessica DELACROIX
Soutenue le 18 mai 2011 devant la Commission d'Examen

Jury

Trevor Lindley	Président du Jury
Véronique Doquet	Rapporteur
Christine Sarrazin-Baudoux	Rapporteur
Jean-Yves Buffière	Directeur de thèse
Siegfried Fouvry	Directeur de thèse
Armelle Daniélou	Partenaire Industriel

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Remerciements

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude envers Joël Courbon, directeur de laboratoire MATEIS à l'INSA de Lyon et Denis Mazuyer, directeur du LTDS à l'Ecole Centrale de Lyon pour m'avoir accueillie dans leur laboratoire afin de réaliser cette thèse.

J'adresse mes remerciements à mes deux directeurs de thèse, Siegfried Fouvry pour m'avoir laissé une grande autonomie et Jean-Yves Buffière pour son aide et ses précieux conseils, son soutien constant tout au long de cette thèse, notamment lors de la rédaction de ce mémoire.

Je remercie toutes les personnes du Centre de Recherche de Voreppe, que j'ai cotoyé tout d'abord pendant mon Projet de Fin d'Etude, puis ponctuellement pendant ma thèse lors de manip spécifiques. Je suis reconnaissante envers Armelle Daniélou pour son encadrement : l'orientation industrielle dans nos discussions, sa disponibilité malgré la distance et son soutien dans les moments difficiles.

Bien sûr, je n'oublierai pas la « fretting-team » : Caro seule représentante de la gente féminine, Jean qui m'a aidé à dompter la MTS2 et le double vérin, Rémi, Stéphane, Romain, Jonathan, Julien, Jean-Mi et Bruno ainsi que les petits nouveaux : merci à tous pour l'entraide et la bonne ambiance. Il y a aussi tous les moments de détente et de sport avec le D4 avec Romain, Fipi, Max, Sam, Keny, Leslie... Une phrase me restera : « Ah quand j'étais en thèse....!! ».

Aussi bien sur le plan professionnel que personnel, je remercie toutes les personnes de MATEIS-Métal : tout d'abord les permanents avec notamment Jean-Yves, Eric, Michel, Jérôme, Arnaud, Damien, Xavier, Sophie et tous les échanges toujours constructifs que nous avons eu ensemble au cours de ces années. J'ai vraiment apprécié cette proximité entre tous les membres du laboratoire, qui permet de travailler et d'évoluer dans d'excellentes conditions loin de toute hiérarchie superflue. Je remercie également Vivianne pour sa gentillesse et tous les thésards et post-docs qui ont rempli l'étage en même temps que moi : Claire, Olivier C, Michael, Aurélien, Manu, Caro, Loic, Oliviez Z, Coline, Nathalie... Toutes ces personnes m'ont enrichi, et l'une d'elle m'a apporté encore bien plus, je lui témoigne ici ma profonde gratitude.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Je tiens également à remercier Jean-Michel Damasse et Jean-Denis Mithieux, mes nouveaux collègues, pour avoir été conciliants à mes débuts et ainsi me permettre d'achever la rédaction de ma thèse tout en assurant mon intégration dans ma nouvelle équipe.

Enfin, un grand merci à toute ma famille et mes amis. Tous les moments passés ensemble ont beaucoup compté pour moi. Je remercie plus particulièrement mes parents qui ont toujours été là pour veiller à mon épanouissement ainsi que mes deux soeurs avec qui j'ai pu me défouler en faisant pas mal de sport à chaque fois que le besoin s'en faisant sentir. J'ai également une pensée pour mes grands-parents et les principes de vie qu'ils m'ont légués et qui font ce que je suis aujourd'hui.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Table des matières

Remerciements **i**

Introduction **1**

I État de l'art **5**

I.1 Généralités sur les alliages d'aluminium contenant du lithium 5

I.1.1 Procédé de fabrication des tôles pour l'aéronautique 5

I.1.2 Les alliages industriels 7

I.1.2.a Intérêt de l'ajout du lithium 7

I.1.2.b Historique du développement des alliages Al-Cu,Li 8

I.1.3 Microstructure 10

I.1.3.a Rôles des divers éléments d'addition sur la précipitation . 10

I.1.3.b Intermétalliques et porosité 13

I.1.3.c Texture 14

I.2 Endommagement en fatigue 16

I.2.1 Amorçage 16

I.2.2 Propagation des fissures de fatigue 18

I.2.2.a Définition du facteur d'intensité des contraintes K 18

I.2.2.b Suivi des fissures longues - loi de Paris 20

I.2.2.c Cas des fissures courtes 21

I.2.3 Phénomène de fermeture de fissures 23

I.2.4 Influence de la microstructure des alliages d'aluminium sur la réponse en fatigue 24

I.2.4.a Impact des intermétalliques 25

I.2.4.b Impact de l'état de précipitation 26

I.2.4.c Impact des grains 32

I.3 Endommagement en fretting et fretting-fatigue 36

I.3.1 Généralités sur le fretting 36

I.3.2 Définitions du contact de fretting 37

I.3.2.a Géométrie du contact 37

I.3.2.b Conditions de sollicitation 37

I.3.2.c Conditions de glissement 38

I.3.3 Comportement du matériau sous chargement de fretting 40

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.3.3.a Carte de réponse du matériau . . . 40
I.3.3.b Mécanismes de fissuration en fretting . . . 42
I.3.4 Particularités du fretting-fatigue . . . 45
I.3.4.a Les différents types d'essais de fretting-fatigue . . . 45
I.3.4.b Excentricité et dissymétrie du chargement mécanique . . . 46
I.3.4.c Fissuration en fretting-fatigue . . . 49
I.3.5 Influence de la microstructure sur la réponse en fretting et fretting-fatigue . . . 50
I.3.5.a Cas des aciers et alliages de titane . . . 50
I.3.5.b Cas des alliages d'aluminium . . . 52
I.4 Conclusion et position de la problématique . . . 58

II Techniques expérimentales et Matériaux 59
II.1 Techniques de caractérisation . . . 59
II.1.1 Préparation et attaques chimiques avant microscopie optique . . . 59
II.1.1.a Attaque chromique . . . 59
II.1.1.b Oxydation anodique . . . 60
II.1.1.c Attaque Keller . . . 60
II.1.2 Microscopie Électronique à Balayage . . . 61
II.1.2.a Fractographie . . . 61
II.1.2.b Plan de fissuration-piqûres . . . 61
II.1.2.c EBSD . . . 62
II.1.3 Microscopie Électronique à Transmission . . . 64
II.1.3.a Description des différents modes utilisés . . . 64
II.1.3.b Préparation classique des lames minces . . . 66
II.1.3.c Étude des structures de dislocations . . . 66
II.1.4 Micro-tomographie X . . . 68
II.2 Matériaux étudiés . . . 70
II.2.1 Caractéristiques générales . . . 70
II.2.2 Microstructure . . . 71
II.2.2.a Taille et forme des grains . . . 71
II.2.2.b Intermétalliques et porosité . . . 73
II.2.2.c Précipitation . . . 77
II.2.2.d Texture . . . 80
II.3 Essais mécaniques . . . 81
II.3.1 Fatigue sur éprouvette à trou . . . 81
II.3.1.a Machine et Échantillons . . . 81
II.3.1.b Suivi "in-situ" . . . 82
II.3.2 Fretting . . . 83
II.3.2.a Montage et conditions expérimentales . . . 83
II.3.2.b Méthode d'expertise . . . 86
II.3.3 Essais de Fretting-Fatigue . . . 87

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III Fissuration en fatigue sur éprouvette à trou **91**
III.1 Calculs préliminaires de la plasticité engendrée lors des essais 91
III.2 Résultats en terme de durées de vie 94
III.2.1 Effet de l'état de surface sur la durée de vie 94
III.2.2 Réponse des différents matériaux 95
III.2.3 Étude de l'amorçage 96
III.2.4 Étude de la propagation 99
III.2.5 Bilan des essais 100
III.3 Résultats en terme de chemins de fissuration 100
III.3.1 Aspect général des éprouvettes fissurées 100
III.3.2 Particularités du chemin de fissuration sur la surface polie des éprouvettes 102
III.3.3 Etude des faciès de rupture 105
III.4 Interactions avec la microstructure 111
III.4.1 Incidence des intermétalliques sur la phase d'amorçage 111
III.4.2 Effets des joints de grains sur le chemin de fissuration 112
III.4.3 Effet de la texture 113
III.4.3.a Nature cristallographique du plan de rupture 113
III.4.3.b Désorientation et chemin de fissuration 117
III.4.3.c Continuité de texture 124
III.4.4 Influence de la précipitation sur la structure de dislocations 126

IV Fissuration en fretting et fretting-fatigue **131**
IV.1 Calculs préliminaires 131
IV.1.1 Détermination des conditions de plasticité en fretting 131
IV.1.2 Détermination de la frontière domaine plastique / domaine élastique en fretting-fatigue 136
IV.2 Résultats en terme de longueurs de fissuration et durées de vie 138
IV.2.1 Longueurs de fissuration en fretting 138
IV.2.1.a Effet de l'orientation des grains par rapport au fretting . . 139
IV.2.1.b Effet du traitement thermique de revenu 140
IV.2.2 Durées de vies en fretting-fatigue 141
IV.2.2.a Fatigue simple sur éprouvettes lisses 141
IV.2.2.b Ajout d'un faible effort de fretting 143
IV.2.2.c Ajout d'un fort effort de fretting 144
IV.2.3 Bilan des essais mécaniques 144
IV.3 Étude du chemin de fissuration 146
IV.3.1 Analyse 2D des fissures de fretting 146
IV.3.1.a Observations optiques après attaque Keller 146
IV.3.1.b Observations microscopiques par EBSD 147
IV.3.2 Analyse 3D des fissures de fretting 150
IV.3.2.a Observations au MEB des faciès de fissuration en fretting 150
IV.3.2.b Observations par tomographie 155
IV.3.3 Analyses des éprouvettes de fretting-fatigue 163
IV.3.3.a Allure générale des éprouvettes 163
IV.3.3.b Étude des faciès de rupture 165

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

V Discussions **171**
V.1 Interprétations et conclusions sur la fissuration en fatigue 171
V.2 Interprétations et discussions sur la fissuration en fretting et fretting-fatigue. 174
V.3 Construction d'un « modèle » de fissuration en fretting-fatigue 176
V.3.1 Calcul de la durée de vie en fatigue uni-axiale seule 176
V.3.1.a Hypothèses du calcul 176
V.3.1.b Calcul de la longueur critique l_c 176
V.3.1.c Propagation des fissures longues et phénomène de fermeture de fissure 178
V.3.1.d Résultats 179
V.3.2 Calcul de la durée de vie sous l'effet combiné des efforts de fatigue uni-axiale et fretting 180
V.3.2.a Détermination du facteur d'intensité de contrainte ΔK en fretting-fatigue 181
V.3.2.b Validation des calculs analytiques 181
V.3.2.c Résultats et ajustements 182
V.3.3 Conclusions 184

Conclusion générale **187**

Bibliographie **191**

A Calcul du facteur de concentration de contrainte Kt **203**

B Calcul du facteur d'intensité de contrainte par la méthode des fonctions de poids **205**

C Théorie de Hertz pour un contact cylindre/plan **207**

D Figures de pôles des composantes idéales de texture **209**

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Introduction

Problématique industrielle

Les alliages d'aluminium sont couramment utilisés dans l'industrie aéronautique. Ils sont cependant de plus en plus concurrencés par les matériaux composites et les alliages de titane. Un des axes de développement est de proposer des produits à durabilité améliorée, permettant d'augmenter les intervalles d'inspection des structures et donc de réduire le coût global de maintenance. Pour optimiser les performances (propriétés statiques et tolérance aux dommages) de l'aluminium, des éléments d'addition sont ajoutés, notamment du cuivre, du zirconium, du magnésium, du lithium, du manganèse ou encore de l'argent. Lors des traitements thermomécaniques, ces éléments d'addition peuvent former des dispersoïdes insolubles qui jouent un rôle dans le contrôle de la recristallisation, ou des précipités fins induisant un durcissement structural qui augmente les propriétés statiques du métal. Les alliages Al-Cu-Li développés récemment sont de bons candidats pour les applications de voilure car ils présentent de bonnes caractéristiques mécaniques ainsi qu'une masse volumique plus faible que les alliages classiques (7xxx et 2xxx sans Li).

La première sélection des matériaux se fait, pour les essais de durabilité, avec des éprouvettes standardisées soumises à des cycles de fatigue. Or, l'amélioration de la tenue en fatigue mesurée sur éprouvette classique ne se retrouve pas systématiquement dans la structure réelle. La mise en oeuvre du matériau, notamment lors de la phase d'assemblage et la préparation de surface jouent un rôle très important dans la durée de vie de la structure. Pour les avions classiques, les parties supérieures (extrados) et inférieures (intrados) des ailes présentent des sur-épaisseurs locales destinées à rigidifier la structure. Ceci est obtenu soit par usinage de la structure intégrale, soit par assemblage de profilés sur les tôles. Quand l'assemblage des profilés se fait par rivetage et/ou boulonnage, ce qui est fréquent, un phénomène de fatigue/fretting peut se produire au niveau des trous.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Deux aspects fondamentaux interviennent dans ce phénomène :

- Premièrement, la présence d'un contact entre le rivet et la tôle ou entre les deux tôles assemblées, qui génère, via un endommagement en surface, un amorçage prématuré de fissures ;
- Deuxièmement, l'influence du trou dans la tôle, qui produit une concentration de la contrainte et donc favorise l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

De nombreuses recherches ont déjà été menées sur l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue à partir d'entailles ou de trous, et ce pour une large gamme de matériaux. Cependant, les mécanismes qui conduisent à l'endommagement en fretting-fatigue ont été beaucoup moins explorés, surtout pour les alliages Al-Cu-Li, actuellement développés pour les applications aéronautiques.

Le but de cette étude est de déterminer l'influence de la microstructure sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue en présence de concentration de contrainte et/ou en fretting. Deux alliages Al-Cu-Li 2050 et 2196 ont été sélectionnés car ils présentent des microstructures très différentes. En faisant varier le taux de laminage à chaud et le sens de prélèvement des éprouvettes ainsi que les traitements thermiques de revenu, il est possible d'étudier l'effet de la texture, de la taille et forme des grains, ainsi que de la nature des précipités sur la résistance à une sollicitation cyclique.

Démarche du manuscrit

Ce manuscrit est divisé en cinq chapitres.

Le premier résume l'état de connaissance sur les microstructures des alliages Al-Cu-Li et sur la fissuration en fatigue, en fretting et en fretting-fatigue. Pour chaque sollicitation, un petit rappel sur les principaux concepts est réalisé avant d'aborder l'influence de la microstructure sur celle-ci. Cette partie met alors en évidence les points mal renseignés dans la bibliographie et permet d'extraire les questions scientifiques encore en suspens.

Dans le Chapitre 2, l'ensemble des techniques de caractérisation microstructurale et des dispositifs expérimentaux pour les essais mécaniques utilisés au cours de ce travail est présenté. Ensuite une description générale, puis microstructurale des matériaux étudiés est effectuée.

Nous présentons dans le Chapitre 3 les résultats obtenus sur le comportement des matériaux pour la sollicitation de fatigue sur éprouvette trouée. L'exploitation quantitative des essais mécaniques se fait essentiellement en terme de durée de vie : nombre de cycles à l'amorçage et nombre de cycles de propagation. Une étude à différentes échelles de la morphologie de fissuration est ensuite effectuée afin de mettre en évidence le lien entre la microstructure et le comportement mécanique. A l'échelle de l'éprouvette, la fractographie au Microscope Électronique à Balayage (MEB) permet de visualiser les différents mécanismes de fissuration : amorçage, propagation stable des fissures et

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

rupture brutale. A l'échelle des grains, l'EBSD nous renseigne sur l'influence de la texture et des joints de grains. A une échelle plus fine, l'interaction entre les dislocations et la précipitation est réalisée par observation au Microscope Électronique en Transmission (MET) de structures déformées.

Le Chapitre 4 aborde les mécanismes de fissuration en fretting et fretting-fatigue. Selon le type de sollicitation, les données quantitatives sont données soit en durées de vie (fretting-fatigue), soit en longueur de fissuration (fretting simple). Couplés à ces résultats mécaniques, des analyses 2D et 3D de la fissuration ont été développées avec notamment une méthode simple et innnovante permettant d'observer les faciès des fissures de fretting et aussi la tomographie aux rayons X.

Le dernier chapitre s'attache à discuter les précédentes analyses afin de tirer des conclusions quant à la compréhension des mécanismes de fissuration pour les trois types de sollicitation étudiées. Un calcul analytique est développé afin de mieux décrire le scénario de fissuration en fretting-fatigue.

Enfin une conclusion générale est formulée ainsi qu'un ensemble de perspectives.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

CHAPITRE I

État de l'art

I.1 Généralités sur les alliages d'aluminium contenant du lithium

I.1.1 Procédé de fabrication des tôles pour l'aéronautique

Les principales étapes du processus standard de fabrication des tôles fortes obtenues avec des alliages d'aluminium à durcissement structural de type Al-Cu-Li sont énumérées dans la figure I.1.

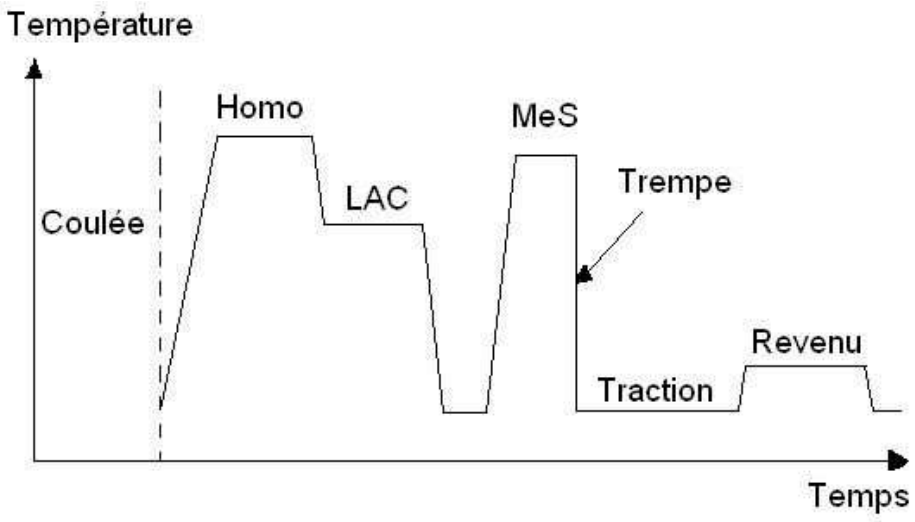


Figure I.1: Étapes principales de fabrication des tôles fortes : coulée, homogénéisation, laminage à chaud, mise en solution, trempe, détensionnement par traction et revenu.

Chaque étape est décrite brièvement ci-dessous :

– *la coulée* : tous les composants de l'alliage sont mélangés et portés à l'état liquide, puis solidifiés dans un métier de coulée jusqu'à former un produit massif appelé plateau. Cette étape entraîne des micro-ségrégations à l'échelle du grain ainsi que des différences assez importantes de concentrations entre les bords et la mi-épaisseur

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

du plateau. On parle de macro-ségrégation [Chu 90] [Yu 84]. Il y a aussi création de composés intermétalliques, principalement au fer (Al, Cu, Fe) dans les alliages Al-Cu-Li, qui resteront en grande majorité insolubles pour les températures d'homogénéisation et de mise en solution pratiquées par la suite. Ces composés d'une taille de l'ordre de $1 - 3\ \mu m$ après le laminage à chaud seront présents dans la microstructure finale de la tôle.

- *l'homogénéisation (Homo)* : elle est effectuée à haute température (proche du solvus) et permet principalement l'homogénéisation des gradients de concentrations dans la solution solide et la dissolution de phases solubles en excès. Elle produit également la germination et croissance des dispersoïdes Al_3Zr. Ils ne seront pas remis en solution et permettront de limiter la recristallisation. Les différences de composition entre la surface et le coeur du plateau peuvent rester importantes pour les homogénéisations de courte durée.

- *le Laminage A Chaud (LAC)* : il permet, par déformation plastique, de réduire l'épaisseur des plateaux. Cette étape change considérablement la microstructure du matériau dont les grains fortement écrouis s'allongent dans le sens du laminage. Dans certains cas, une recristallisation peut se produire pendant cette étape.

- *la mise en solution (MeS)* : Un maintien à température élevée permet la mise en solution des éléments Li et Cu présents dans l'alliage (les composés intermétalliques et les dispersoïdes sont insolubles). La fenêtre de température pour effectuer cette opération est très étroite : une température trop basse ne permet pas la mise en solution de tous les éléments alors qu'une température trop élevée entraîne la fusion de certains composés, appelée brûlure. Une mauvaise mise en solution entraîne souvent une baisse des caractéristiques mécaniques.

- *la trempe* : elle permet de figer la solution solide après la mise en solution en essayant au maximum d'éviter la précipitation. Cette dernière est effectuée par immersion dans l'eau ou par aspersion. Quelques précipités de trempe composés de (Al, Li, Cu) peuvent néanmoins se former dans les alliages Al-Cu-Li car la trempe n'est jamais infiniment rapide. Il s'agit d'une précipitation hétérogène ayant principalement lieu aux joints de grains et sur les dispersoïdes. Ces précipités sont assez grossiers et généralement peu nombreux si la trempe s'avère suffisamment rapide. L'état obtenu juste après la trempe est appelé état W.

- *le détensionnement par traction contrôlée* : il permet la diminution des contraintes résiduelles engendrées dans la tôle lors de la trempe en imposant une déformation plastique de quelques pourcents. Il permet également d'obtenir une bonne planéité de la tôle. L'état obtenu après traction contrôlée est appelé T351.

- *le revenu* : Ce traitement thermique à faible température ([100-200°C]) permet une précipitation contrôlée des précipités durcissants (taille typique : de quelques nanomètres jusqu'à 20-30 nm.) contenus dans la solution solide sursaturée, ce qui se traduit par une augmentation des propriétés mécaniques. Le durcissement est fonction de la température et de la durée du maintien. En effet ce sont la nature,

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

la taille et la fraction volumique des précipités durcissants qui conditionnent le niveau des caractéristiques mécaniques. De manière générale, la limite d'élasticité en traction $R_{0.2}$ en fonction du temps de revenu présente une courbe en forme de cloche [Kumar 90, Cassada 91, Ahmad 85]. Le revenu correspondant au sommet de cette courbe est appelé T8 pour les alliages ayant été détensionnés au lieu de la notation T6 communément utilisée si le revenu se fait juste après la trempe ou avec un détensionnement faible, comme pour les alliages 7xxx. Pour les alliages Al-Cu-Li, la forme de cette courbe dépend fortement du taux de détensionnement (figure I.2). Un fort détensionnement accélère la cinétique de revenu et augmente la valeur de $R_{0,2}$ au pic [Gable 02, Csontos 05, Gayle 92].

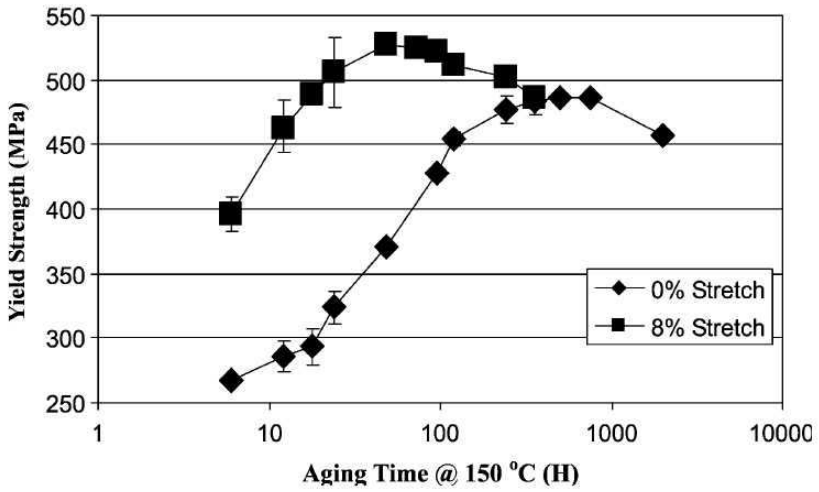


Figure I.2: Influence du taux de détensionnement sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage Al-2,7Cu-1,8Li-0,6Zn-0,3Mg-0,3Mn-0,08Zr obtenues par traitement thermique : Cette étape modifie la position et la nomenclature du pic : T6 (sans traction contrôlée) –> T8 (avec traction) [Gable 02].

I.1.2 Les alliages industriels

I.1.2.a Intérêt de l'ajout du lithium

Depuis le début du siècle dernier, beaucoup de recherches ont été menées afin de développer des alliages d'aluminium contenant du lithium pour les raisons suivantes :

Tout d'abord, le lithium, troisième élément de la classification périodique de Mendeleïev, est le plus léger de tous les métaux. Il fait aussi partie des 8 éléments qui possèdent une limite de solubilité dans l'aluminium supérieure à 1% at. Il peut donc être incorporé à l'aluminium en assez grande quantité (jusqu'à 4,2% en valeur pondérale dans le cas de l'alliage binaire Al-Li). Grâce à ces deux propriétés, il est possible d'obtenir un alliage avec une masse volumique plus faible que les alliages d'aluminium classiques (qui sont eux plus lourds que l'aluminium pur). L'ajout d'un pourcent en poids de Li entraîne une réduction de 3% en masse volumique de l'alliage. Cette caractéristique est très attrayante dans le domaine de l'aéronautique qui mise beaucoup sur l'allègement des structures. En effet, si une modification de composition de l'alliage s'accompagne

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

d'une conservation des caractéristiques mécaniques et d'un gain de poids, la diminution de consommation de carburant engendrée en phase de vol permettra à l'avionneur de faire des économies [Williams 75].

De plus, comme le montre la figure I.3, le lithium est l'élément le plus efficace pour augmenter le module d'élasticité E de l'aluminium. Un ajout d'un pourcent en poids de Li provoque une augmentation du module d'élasticité de 6% [Polmear 05].

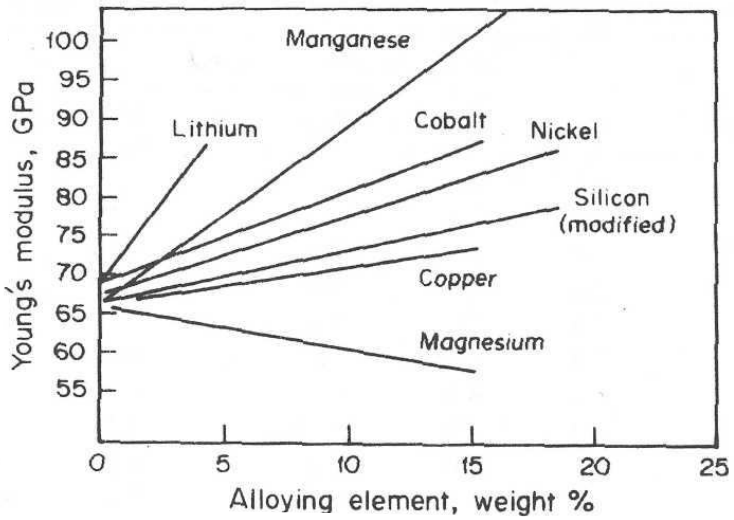


Figure I.3: Influence de divers éléments sur le module d'Young d'alliages d'aluminium binaires d'après [Polmear 05]. L'ajout de lithium a l'effet le plus marqué sur l'augmentation du module d'Young.

Le troisième avantage de l'addition de lithium à l'aluminium est un fort accroissement de la limite d'élasticité du matériau par durcissement structural, qu'il soit sous forme d'alliage binaire ou plus complexe [Bretz 85].

I.1.2.b Historique du développement des alliages Al-Cu,Li

On distingue classiquement trois générations d'alliages d'aluminium au lithium qui diffèrent par leurs compositions et leurs années d'apparition sur le marché (figure I.4).

Le tout premier alliage commercial d'aluminium au lithium est apparu dans les années 1920 en Allemagne sous le nom de « Scléron ». Il était composé principalement d'aluminium avec une forte teneur en zinc (12%) et en cuivre (3%) ainsi que des teneurs plus faibles en manganèse (0,6%) et en lithium (0,1%). Cet alliage n'a malheureusement pas eu le succès escompté car il a été dépassé par le fort développement d'alliages Al-Cu-Mn-Mg qui présentaient de meilleures propriétés mécaniques (alliages Duralumin).

Ce n'est qu'à la fin des années 50 que l'ajout du lithium dans les alliages d'aluminium a suscité à nouveau de l'intérêt : on parle de « **première génération** ». Il y a tout d'abord eu l'alliage 2020 produit aux États-Unis et l'alliage 1420 développé par les Russes au milieu des années 60, tous deux utilisés dans l'aviation militaire. La composition nominale de ces alliages est donnée dans le tableau I.1. Ces premiers alliages commerciaux

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

n'ont pas perduré du fait du fort développement de nouveaux alliages concurrents dans les séries 2000 et 7000 à forte résistance mécanique. De plus, ces alliages Al-Cu,Li ont connu de sérieux problèmes de fabrication de part leur faible allongement à rupture et une très grande sensibilité à l'effet d'entaille [Balmuth 81, de Jong 84].

Au début des années 1980, une nouvelle vague d'alliages au lithium a vu le jour suite à une forte mobilisation des grands producteurs d'aluminium (**deuxième génération**). Les principaux alliages issus de ce fort investissement sont les alliages 2090 et 2091 (ayant le cuivre comme élément majoritaire, ils appartiennent à la série 2xxx et les alliages 8090 et 8091 avec le lithium comme élément majoritaire (série 8xxx). Leur composition respective est donnée dans le tableau I.1. Tous ces alliages ont connu un succès commercial limité en raison d'un certain nombre de problèmes techniques tels qu'une faible résistance à la corrosion, une sensibilité au vieillissement, une dureté assez basse et une anisotropie des propriétés mécaniques élevée [Gregson 85].

Désignation de l'alliage	% de lithium	% de cuivre	% de magnésium	% de zirconium	Autres éléments
2020	1,3	4,5	-	-	0,5 Mn 0,25 Cd
2090	2,2	2,7	-	0,12	-
2091	2,0	2,1	1,5	0,10	-
8090	2,4	1,3	0,9	0,10	-
8091	2,6	1,9	0,9	0,12	-
8092	2,4	0,65	1,2	0,12	-
2094	1,1	4,8	0,5	0,11	0,4 Ag
2097	1,5	2,8	0,35 max	0,12	0,35 Mn
2195	1,0	4,0	0,5	0,12	0,4 Ag
01420	2,0	-	5,2	0,11	-

Table I.1: Composition des principaux alliages commerciaux d'aluminium-(cuivre)-lithium (pourcentage massique)[Polmear 05].

Dans les années 90, ces problèmes ont été résolus avec l'apparition d'une **troisième génération** d'alliages Al-Cu-Li, possédant un taux de lithium moins important ($< 2\%$). Aujourd'hui encore de nouveaux alliages sont mis au point, toujours dans le but d'augmenter les caractéristiques mécaniques en traction, en fatigue et la résistance à la corrosion. Pour cela, il est possible de jouer sur la composition des alliages mais aussi sur les traitements thermiques appliqués. Les principaux alliages d'Al-Cu-Li de 3$^{\text{ème}}$ génération sont les alliages 2195 (Weldalite) 2198, 2094 ainsi que les alliages 2196 et 2050, objets de cette étude. Concernant les applications industrielles, la gamme Weldalite est utilisée dans l'aérospatial pour les lanceurs et les réservoirs cryogéniques [Sanders 96], la gamme Airware d'Alcan sera intégrée au CSéries de Bombardier et est proposée pour l'Airbus A350 XWB.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

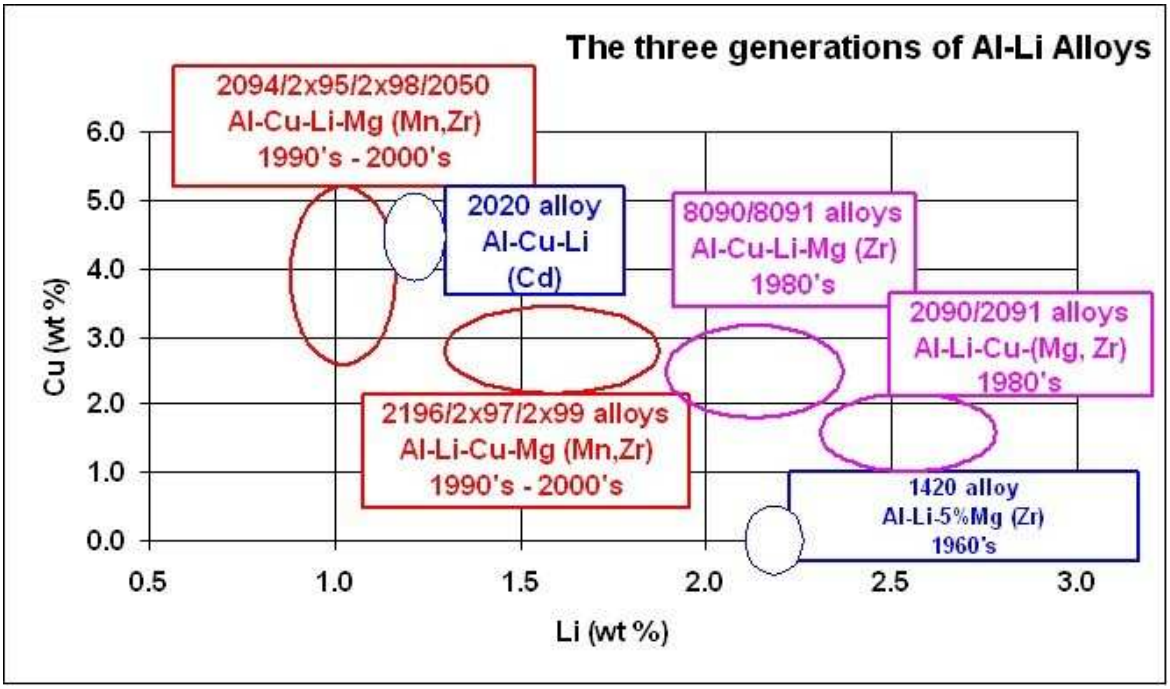


Figure I.4: Localisation des différentes familles d'alliage d'Al(Cu,Li) dans le plan $(\%Li - \%Cu)$. Les ellipses bleues correspondent aux alliages de $1^{\text{ère}}$ génération, les ellipses roses à celles de la $2^{\text{ème}}$ génération et les rouges à la $3^{\text{ème}}$ génération.

I.1.3 Microstructure

La microstruture se définit dans cette étude comme l'ensemble des éléments composant la matière, ainsi que leur organisation. Elle comprend donc la taille et forme des grains, la texture, les intermétalliques, la porosité et les précipités.

I.1.3.a Rôles des divers éléments d'addition sur la précipitation

Les alliages Al-Cu,Li utilisés dans l'industrie possèdent une microstructure assez complexe qui présente plusieurs phases parmi lesquelles on retrouve principalement les phases δ' ($(Al_3\text{Li})$, β' (Al_3Zr), T_1 (Al_2CuLi), Ω (Al_2Cu), S' (Al_2CuMg), $T2$ $(Al_6Cu(Li,Mg)_3)$, θ' (Al_2Cu) ainsi que d'autres à la stoechiométrie plus complexe (cf.tableau I.2) [Venkateswara Rao 92, Kumar 96]. La répartition des précipités durcissants (nature et taille) dépend de la composition de l'alliage, de la vitesse de trempe, du détensionnement et des conditions de revenu (durée et température) [Yoshimura 03] [Perez-landazabal 00].

La phase métastable δ' de formule Al_3Li possède une structure ordonnée de type L_{12}, représentée sur la figure I.5. Cette phase précipite de façon cohérente. Le paramètre de maille a de la phase δ' est très légèrement inférieur à celui de l'aluminium pur avec un écart à la cohérence $\Delta a/a$ inférieur à 9.10^{-4} ce qui favorise sa germination. Les précipités obtenus sont généralement de faible taille (quelques nm) et de forme sphérique. Ils sont répartis de façon homogène dans la matrice et participent au durcissement structural.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Phase	Morphologie	Structure	Paramètres de maille
δ' - Al_3Li	sphères	$L1_2$	a=0,401nm
β' - Al_3Zr	sphères	$L1_2$	a=0,4093nm
T_1 - Al_2CuLi	plaquettes $//\{111\}_{Al}$	Hex-P6/mmm	a= 0,4965nm c=0,9345nm
δ - $AlLi$	sphères	Cfc-Fm3m	a=0,637nm
θ' - Al_2Cu	plaquettes $//\{100\}_{Al}$	Tétragonale I4/mmm	a=0,404nm c=0,508nm
S' - Al_2CuMg	batonnets $\{021\}_{S'}//\{100\}_{Al}$	Orthorhombique	a=0,405nm b=0,916nm c=0,720nm
Ω - Al_2Cu	plaquettes $//\{111\}_{Al}$	Orthorhombique Fmmm	a=0,496nm b=0,859nm c=0,848nm

Table I.2: Tableau présentant l'ensemble de la précipitation observée dans des alliages Al-Cu-Li [Decreux 10].

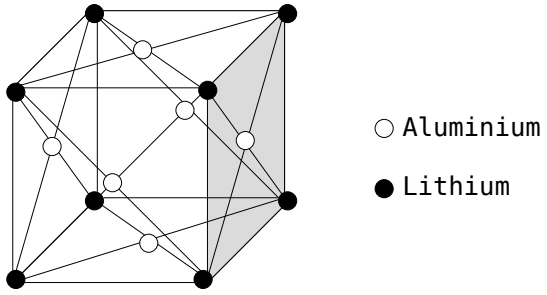


Figure I.5: Structure cristallographique ordonnée de la phase Al_3Li.

L'ajout de cuivre dans l'alliage binaire Al-Li conduit à une réduction de la solubilité du lithium dans la matrice d'aluminium. La précipitation de la phase δ' (Al_3Li) est ainsi favorisée. Il y a aussi précipitation simultanée de plusieurs phases contenant du cuivre : principalement T_1 (Al_2CuLi) et θ' (Al_2Cu) [Gayle 92]. La phase T_1 possède une structure hexagonale et précipite sous forme de plaquettes dont les grandes faces correspondent aux plans {111} de la matrice cfc. L'épaisseur des plaquettes est très faible (quelques rangées atomiques) [Decreux 10]. La phase semi-cohérente θ', quant à elle, est de structure tétragonale et précipite sous forme de plaquettes dans les plans {001} de la matrice cfc.

Les phases T_1 et θ' précipitent préférentiellement au niveau des sous-joints de grains et des dislocations. Le taux de précipitation de ces deux phases dépend du rapport des concentrations Cu/Li, de la vitesse de trempe, du taux de traction (qui favorise la germination) et des conditions de revenu. Pour un rapport Cu/Li élevé (de l'ordre de 8), la phase θ' prédomine, alors qu'un rapport plus faible favorise la précipitation de la phase T_1. Huang et Zheng ont par exemple déterminé, pour l'alliage 2195, les domaines d'existence des différentes phases en fonction du taux de lithium ajouté [Huang 98a].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Ils ont aussi montré que les éléments Ag et Mg favorisent également la germination de la phase T_1 [Huang 98b]. Pour ce même alliage 2195 (4,05Cu-1,22Li) revenu au pic (état T8) avec laminage à froid après trempe, De Geuser met en évidence la présence de plaquettes T_1 et θ' sous la forme d'un réseau interconnecté [De Geuser 08]. La phase T_1 reste cependant prédominante. En présence d'argent, la phase Ω (Al_2Cu) peut apparaître. Elle a la même stoechiométrie que la phase θ', mais se trouve dans les plans que T_1.

La figure I.6 montre la position des alliages de l'étude par rapport au diagramme d'équilibre de Gayle [Gayle 92]. **Pour les alliages 2050 et 2196 étudiés par la suite, la phase majoritaire contenant du cuivre est la phase T_1.**

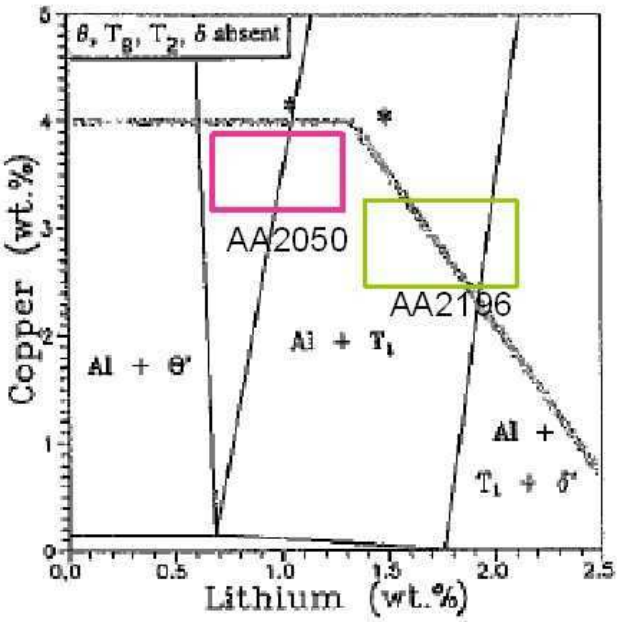


Figure I.6: Position des alliages étudiés dans le diagrame d'équilibre de Gayle [Gayle 92].

L'ajout de zirconium dans les alliages Al-Cu-Li permet de retarder la recristallisation et de contrôler la croissance des grains, via la formation de la phase β'. Cette phase de stoechiométrie Al_3Zr et de structure L_{12} est cohérente avec la matrice dans laquelle elle précipite de manière homogène sous la forme de fins précipités sphériques lors du traitement thermique d'homogénéisation. Les dispersoïdes ainsi formés sont insolubles et restreignent le mouvement des joints de grains pendant le traitement thermique de mise en solution.

Les alliages commerciaux contiennent des précipités « composites ». Terrones [Terrones 07] a observé et décrit la formation de tels précipités lors du traitement de revenu d'un alliage Al-Li-Cu-Mg-Zr . Ces précipités mixtes peuvent être composés de 2 ou 3 phases et présenter plusieurs formes :

– précipité « mixte » sphérique composé d'un coeur et d'une enveloppe de nature différente. C'est le cas de δ'/β' ;

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

- précipité « mixte » sous la forme d'une plaquette composée d'un coeur complètement entouré d'une autre phase. C'est le cas de δ'/θ' ;
- précipité sous forme de plaquette avec quelques demi-sphères qui adhèrent à sa surface. C'est le cas de δ'/T_1 ;
- précipité triple composé d'un double sphérique attaché tangentiellement à une plaquette. C'est le cas de $\delta'/\beta'/T_1$ et $\delta'/\beta'/\theta'$ (Figure I.7).

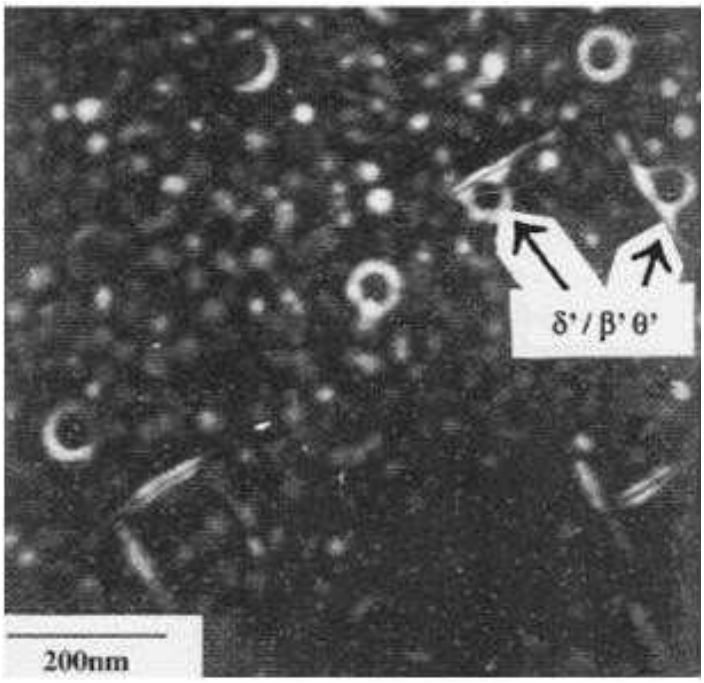


Figure I.7: Observation de précipités « composites » triples dans un alliage 2090 (2,6% Li, 3,0 % Cu) à l'état T8 d'après [Terrones 07].

Pour un alliage 2090 (forte teneur en Li) remis en solution puis revenu à l'état T8, les précipités « composites » peuvent représenter une fraction de 10 à 20% de l'ensemble des précipités [Terrones 07].

I.1.3.b Intermétalliques et porosité

Les particules intermétalliques résultent principalement de la présence d'impuretés (fer, silicium..) dans les alliages industriels et dans le cas des alliages 2050 et 2196, ce sont principalement des intermétalliques au fer (Al, Cu, Fe). Ces particules, créées lors de la coulée, ont une taille assez élevée (jusqu'à $20\mu m$ à la coulée puis fragmentées au LAC). L'augmentation de la vitesse de solidification diminue la taille des intermétalliques au fer, tandis que l'augmentation de la teneur en fer a l'effet opposé [Miyasato 93]. Lors de l'étape de laminage, les plus gros intermétalliques se fragmentent et forment des amas allongés dans la direction de laminage. Ces derniers ont une influence importante et néfaste sur le comportement mécanique notamment en fatigue [Laz 98].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Les alliages commerciaux possèdent également une porosité inhérente au procédé de fabrication. En effet, la plupart des pores sont créés pendant l'étape de solidification, soit par dégazage d'hydrogène, soit lors du retrait (micro-retassures). De nombreux efforts ont été réalisés pour réduire la quantité de pores et leur taille, leur présence est cependant inévitable dans les alliages industriels [Toda 10]. S'ils restent de petites tailles, leur influence sur les propriétés mécaniques reste limitée. La phase de laminage réduit fortement ces porosités mais est également source d'une seconde famille de micro-porosités de très petite taille. En effet, lors de la déformation plastique, les propriétés mécaniques très différentes des intermétalliques et de la matrice aboutissent à la formation de micro-cavités à l'interface particule/ matrice. Ces défauts peuvent constituer un lieu d'amorçage préférentiel d'une fissure [Bowles 73].

I.1.3.c Texture

L'étape de laminage crée une texture c'est-à-dire que l'orientation des grains dans la tôle laminée n'est pas aléatoire. Si la recristallisation est limitée pendant l'étape de mise en solution (effet du Zr), cette texture se retrouve à l'état final T8 . Afin de décrire l'orientation cristallographique d'un grain par rapport au repère de référence (DL, DT, DN) [1] lié à la tôle, il est possible d'utiliser les angles d'Euler (ϕ_1, ψ, ϕ_2). Ceux-ci représentent les trois rotations successives nécessaires pour faire coïncider le repère de la maille du cristal avec celui de la tôle (figure I.8.a). La convention de Bunge fixe l'ordre des rotations [Bunge 82] :

- rotation de ϕ_1 autour de DN ($0 \leq \phi_1 \leq 360°$)
- rotation de ψ autour de DL' ($0 \leq \psi \leq 180°$)
- rotation de ϕ_2 autour de DN' ($0 \leq \phi_1 \leq 360°$)

Un autre type de notation, équivalente et tout aussi répandue, est l'utilisation des indices de Miller [Randle 00]. La notation $\{hkl\} < uvw >$ indique que les plans de normale DN sont de type $\{hkl\}$ tandis que la direction $< uvw >$ correspond à la direction de laminage DL (figure I.8.b).

Les textures de laminage des alliages d'aluminium sont constituées d'un ensemble d'orientations le long d'une fibre, dite β, dans l'espace des angles d'Euler. Cette fibre est composée de trois composantes principales, stables en laminage : « Laiton », « S » et « Cuivre » dont les angles d'Euler et les indices de Miller sont précisés dans le tableau I.3. D'autres orientations sont formées par recristallisation induite par le laminage comme les composantes « Cube » et « Goss » ou par recristallisation pure pendant les traitements thermiques (« P » et « Q »).

1. Selon cette notation, DL correspond à la Direction de Laminage (RD en anglais), DN à la Direction de la Normale (ND en anglais) à la tôle et DT (TD en anglais) correspond à la Direction Transverse (figure I.8.b).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

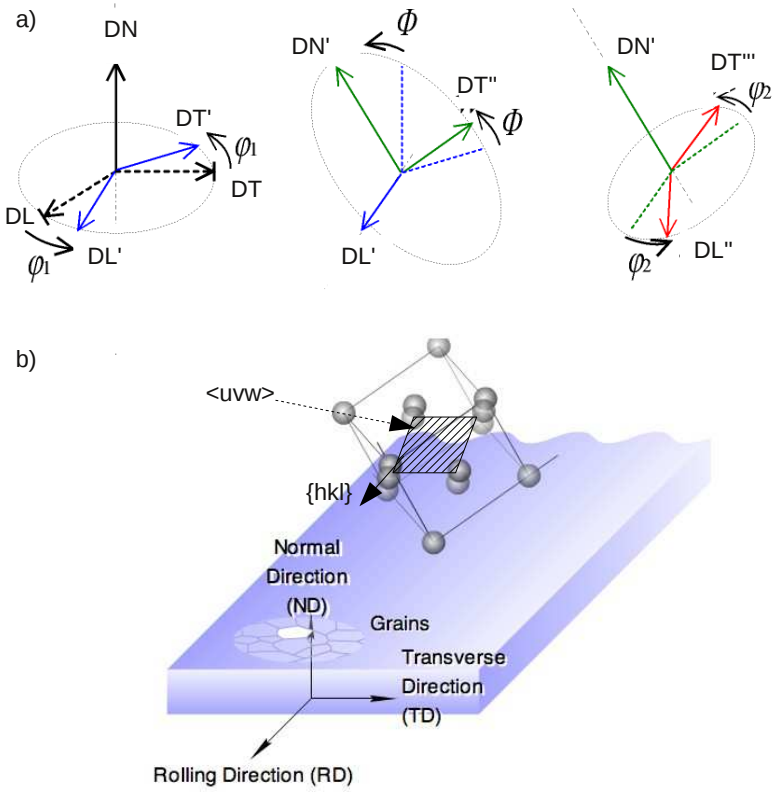


Figure I.8: Définition de l'orientation cristalline a) avec les angles d'Euler et b) avec les indices de Miller.

Mode de déformation	Composante	Indices de Miller	Angles d'Euler		
			ψ_1	ϕ	ψ_2
Laminage	Cuivre	$\{112\} < 111 >$	90	35	45
	Laiton	$\{110\} < 112 >$	35	45	0
	S	$\{123\} < 634 >$	59	37	63
Recristallisation	Cube	$\{001\} < 100 >$	0	0	0
après laminage	Goss	$\{011\} < 100 >$	0	45	0
Recristallisation	P	$\{011\} < 122 >$	69,5	45	0
pure	Q	$\{013\} < 231 >$	56	18	0

Table I.3: Composantes principales des textures cristallographiques pour les alliages d'aluminium laminés.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.2 Endommagement en fatigue

L'examen macroscopique de la surface de rupture d'une pièce rompue par fatigue (Figure I.9) fait généralement ressortir 3 zones représentatives des différentes étapes de l'endommagement [Lemaignan 03] :

- une phase d'amorçage correspondant à l'apparition des premières microfissures au sein du matériau, difficilement prédictible dans le volume (zones repérées par A sur la figure I.9) ;
- une phase de propagation où les fissures amorcées vont croître de façon stable au fur et à mesure des cycles en fonction de la charge imposée ;
- une phase de rupture ductile (et brutale) quand la contrainte dans la section utile restante devient supérieure à la contrainte à rupture du matériau (zone repérée par R).

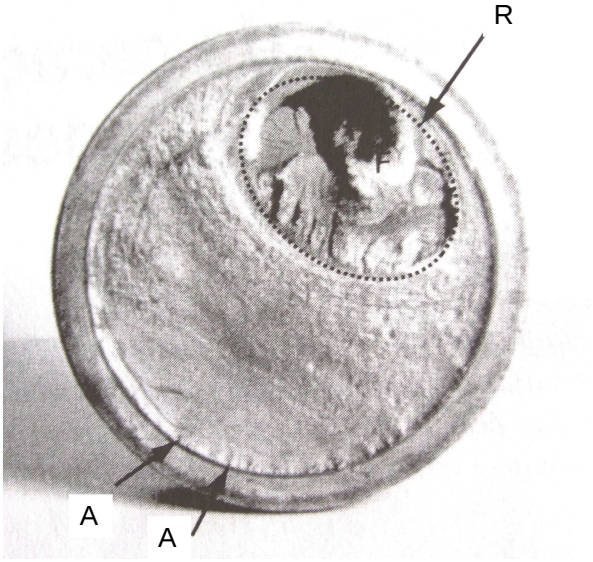


Figure I.9: Faciès de rupture d'une pale d'éolienne en alliage léger (la zone d'amorçage est repérée par A, la rupture finale par R)[Lemaignan 03].

I.2.1 Amorçage

L'amorçage dans les matériaux métalliques cristallins peut essentiellement se produire de trois manières différentes :

- par glissement cyclique irréversible des dislocations ;
- à partir des micro-hétérogénéités présentes dans la microstructure ;
- à partir des particularités géométriques de la pièce.

Ces trois mécanismes sont présentés de manière succincte dans ce qui suit.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Le glissement cyclique irréversible des dislocations est un phénomène présent dans les matériaux polycristallins de haute pureté. L'application d'une contrainte mécanique entraîne un mouvement des dislocations selon des plans de glissement cristallographique privilégiés au sein des différents grains. Celui-ci conduit à la formation de marches à la surface du matériau par le mécanisme de création d'une paire intrusion/extrusion [Suresh 98]. Ces reliefs de surface induisent des zones de concentration de contrainte locale qui favorisent l'apparition de microfissures (figure I.10).

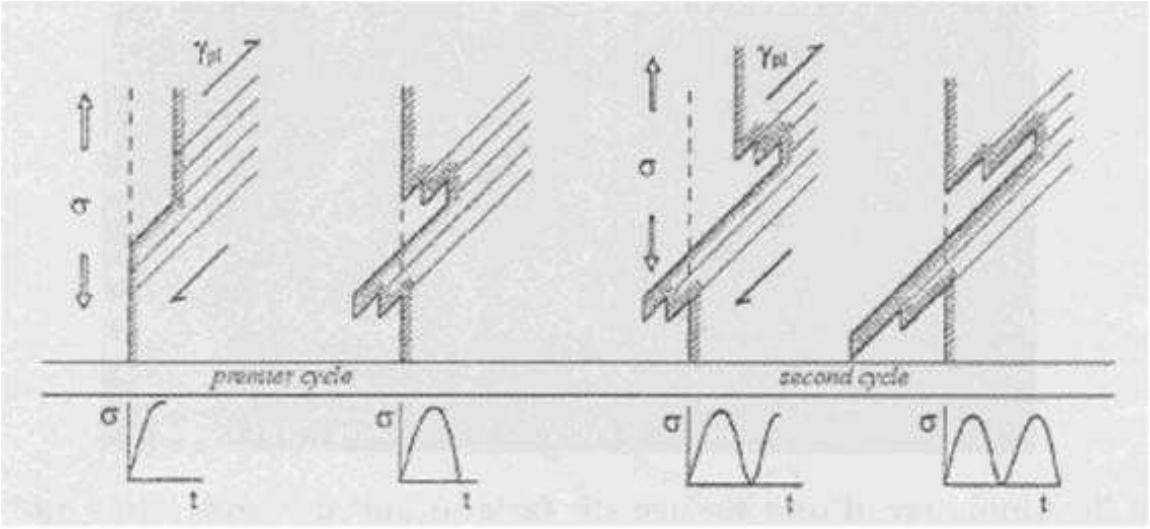


Figure I.10: Principe de formation de marches en surface de la pièce d'après [Pommier 00].

Dans les matériaux métalliques industriels, le glissement cyclique irréversible des dislocations n'est cependant pas le phénomène qui conduit à l'amorçage de fissures. Ce sont plutôt les deux autres mécanismes cités plus haut qui opèrent.

En effet, comme indiqué précédemment, les alliages d'aluminium utilisés industriellement présentent une microstructure complexe dans laquelle plusieurs phases coexistent et où les hétérogénéités sont nombreuses : porosités, inclusions, intermétalliques, précipités, joints de grains. Ces défauts dans la microstructure offrent un grand nombre de sites d'amorçage potentiels dans le volume. Ces hétérogénéités entraînent des incompatibilités de déformation élastique et/ou plastique qui favorisent l'amorçage des micro-fissures.

Jusqu'à ce point, la discussion de l'amorçage était implicitement centrée sur des pièces lisses. Or la quasi-totalité des pièces en service présentent des variations géométriques importantes (coins, congés ou trous) qui sont des sites préférentiels d'amorçage des fissures de fatigue car elles génèrent une concentration de contrainte. Le facteur de concentration de contrainte K_t est défini comme le rapport entre la contrainte maximale en fond d'entaille $\sigma_{entaille}$ et la contrainte nominale σ_{nom} dans la section. Un exemple de calcul du facteur de concentration K_t des contraintes dans le cas d'une plaque semi-infinie contenant une entaille elliptique est présenté en annexe A. Pour les pièces industrielles (de taille non infinie), il n'existe pas de formules analytiques simples pour exprimer la contrainte en fond d'entaille. Cependant, il est possible de trouver la valeur du facteur de

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

concentration de contrainte K_t grâce à des courbes abaques [PETERSON 74] ; dans le cas où une précision plus importante sur les niveaux de contrainte locaux est nécessaire, on a recours au calcul par éléments finis sur la pièce réelle. Dans cette étude, des éprouvettes à trous seront utilisées. Le calcul de K_t pour cette géométrie est présenté dans l'annexe A.

I.2.2 Propagation des fissures de fatigue

Une fois amorcées, les fissures se propagent dans le matériau. Historiquement, cette phase de propagation a été étudiée avant la phase d'amorçage. Dans ce qui suit, nous en rappelons les principaux concepts.

I.2.2.a Définition du facteur d'intensité des contraintes K

Il existe 3 modes de fissuration (Figure I.11) :
- mode I pur (KI) : ouverture des lèvres, perpendiculairement au plan de la fissure ;
- mode II pur (KII) : cisaillement plan des lèvres de la fissure ;
- mode III pur (KIII) : cisaillement antiplan des lèvres de la fissure.

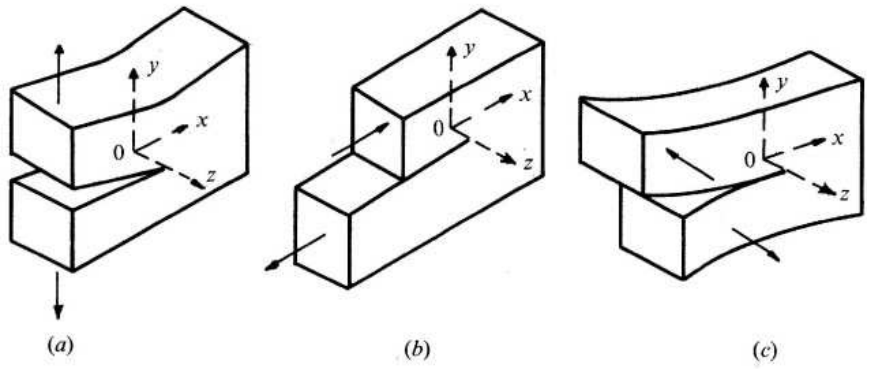


Figure I.11: Schéma du déplacement des lèvres de la fissure pour les 3 modes de fissuration : a) mode I, b) mode II et c) mode III.

La propagation des fissures est généralement décrite dans le cadre de la Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture (MELR). La figure I.12 considère une fissure de longueur $2a$ dans une plaque soumise en mode I à une contrainte S à l'infini. En négligeant les phénomènes plastiques en fond de fissure [2], le champ de contrainte au voisinage de l'extrémité de la fissure s'exprime à l'aide des relations suivantes :

$$\begin{aligned}
\sigma_{xx} &= \frac{S\sqrt{\pi \times a}}{\sqrt{2\pi \times r}} \times cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \times \left[1 - sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \times sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\
\sigma_{yy} &= \frac{S\sqrt{\pi \times a}}{\sqrt{2\pi \times r}} \times cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \times \left[1 + sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \times sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\
\tau_{xy} &= \frac{S\sqrt{\pi \times a}}{\sqrt{2\pi \times r}} \times cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \times sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \times cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)
\end{aligned} \tag{I.1}$$

2. Dans un métal, la singularité du champ de contrainte en fond de fissure ($\sigma \sim 1/\sqrt{(r)}$) aboutit à l'apparition d'une zone plastique. Si la taille de cette zone est suffisamment faible devant la taille de la fissure (plasticité confinée) le champ des contraintes peut être décrit avec une bonne approximation dans une analyse purement élastique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Où r et θ sont les coordonnées polaires du point pour lequel sont calculées les contraintes (figure I.12).

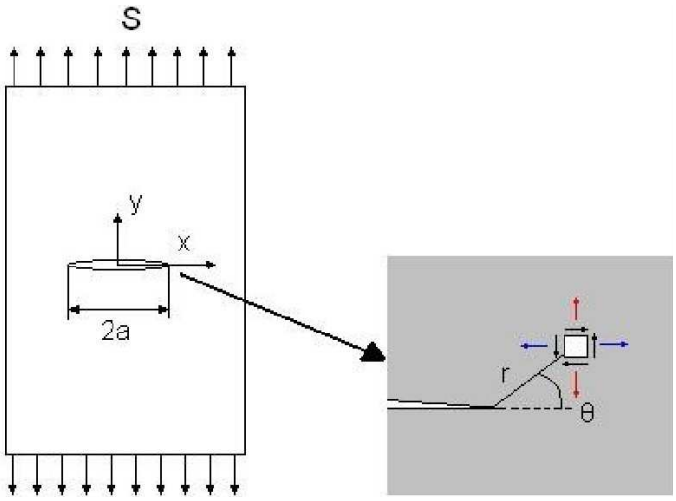


Figure I.12: Description des contraintes dans une plaque semi-infinie contenant une fissure de taille $2a$- Définition des coordonnées cylindriques en pointe de fissure.

Ces relations peuvent être réécrites sous la forme suivante :

$$\sigma_{i,j} = \frac{K}{\sqrt{2\pi \times r}} \times f_{i,j}(\theta) \tag{I.2}$$

K représente le facteur d'intensité de contrainte dans le mode I. Il est exprimé en $MPa.\sqrt{m}$ et est défini par :

$$K = S \times \sqrt{\pi \times a} \tag{I.3}$$

Dans le cas général, c'est-à-dire pour une plaque de géométrie finie, le facteur d'intensité de contrainte s'écrit :

$$K = \alpha \times S \times \sqrt{\pi \times a} \tag{I.4}$$

où α représente un facteur de correction. Ce terme a été calculé dans les cas simples [Schijve 01].

Pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte dans les cas plus complexes, plusieurs méthodes peuvent être employées. Il est possible d'effectuer une modélisation en éléments finis et par un passage à la limite d'obtenir une valeur de K. Cette solution peut s'avérer assez coûteuse en temps de calcul selon la taille de maillage choisie. Une autre solution, plus rapide, consiste à utiliser la méthode d'interpolation par les fonctions de poids. Celle-ci repose sur le principe de superposition qui s'énonce de la façon suivante : « Pour n'importe quelle géométrie et cas de chargement, le facteur d'intensité de contraintes d'une fissure est égal au facteur d'intensité de contraintes obtenu en appliquant aux lèvres de cette fissure les contraintes qui existeraient à cet endroit en l'absence de fissure »[Miannay 95].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

La méthode semi-analytique des fonctions de poids a été introduite par Bueckner en 1970 [Bueckner 70]. Le but est de considérer une structure sans fissure et un chemin le long duquel on suppose une fissure et de relever les contraintes le long du chemin. Selon l'orientation du chemin et des sollicitations extérieures, la fissure virtuelle sera sollicitée en mode I et/ou mode II. Le mode de sollicitation donne l'information sur le type de fonction de poids M à choisir. Une fois choisie, celle-ci vient pondérer le champ de contrainte le long du chemin et permet d'établir KI et KII. Le détail de la fonction de poids utilisée pour la détermination du facteur d'intensité de contraintes pour une fissure droite débouchante se trouve en annexe B.

I.2.2.b Suivi des fissures longues - loi de Paris

Au cours des cycles de fatigue, il est possible de calculer la variation du facteur d'intensité de contraintes pour une longueur de fissure donnée :

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \alpha.\sqrt{\pi.a} \times (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \tag{I.5}$$

Où σ_{max} et σ_{min} représentent respectivement la contrainte maximale et minimale atteinte lors d'un cycle de fatigue.

En traçant l'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de ΔK, on obtient une courbe qui ne dépend plus des paramètres géométriques de la pièce étudiée mais seulement du matériau et du rapport de charge R. Cette représentation, généralement en échelle bi-logarithmique, fait apparaître 3 domaines (Figure I.13) qui sont reliés aux trois grandes étapes de l'endommagement en fatigue précédemment citées :

- un régime de croissance rapide de la vitesse de propagation au delà d'une certaine valeur de ΔK appelée valeur seuil ΔK_{seuil} [3] ;

- un régime couvrant une gamme étendue du paramètre ΔK pour lequel la vitesse de propagation de fissure présente une évolution puissance connue sous le nom de **loi de Paris** :

  $$\frac{da}{dN} = C \times \Delta K^m \tag{I.6}$$

  Il s'agit d'une loi empirique qui a été vérifiée pour de nombreux matériaux ; pour les métaux l'exposant m est compris entre 2 et 4, pour l'aluminium il est de l'ordre de 4 ;

- un régime de propagation très rapide qui conduit à la rupture brutale du matériau. Au cours d'un cycle, le facteur d'intensité de contrainte K_{max} atteint la ténacité du matériau K_{IC}.

3. Une fissure longue soumise à un $\Delta K < \Delta K_{seuil}$ ne se propage pas. Expérimentalement, ΔK_{seuil} est défini pour une fissure longue propageante en faisant diminuer progressivement Δ_K jusqu'à l'arrêt de la fissure

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

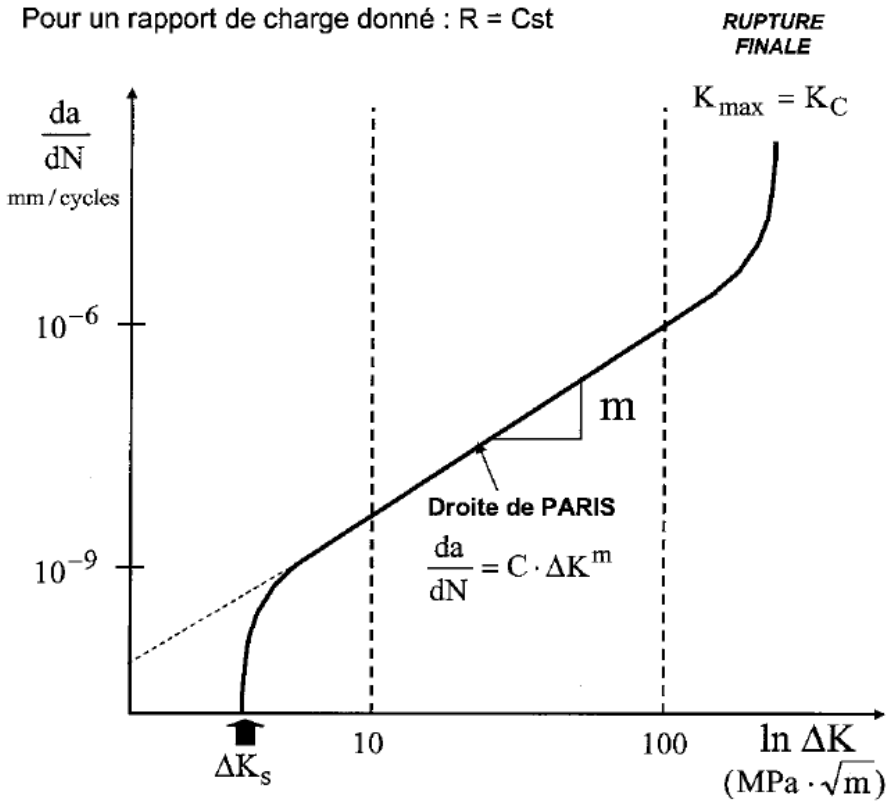


Figure I.13: Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation des trois domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris), à droite haute vitesse de fissuration [Masounave 08].

La loi de Paris ne décrit pas correctement le comportement de la fissure ni près de la rupture ni vers la valeur seuil de propagation. Certains auteurs ont proposé de modifier cette équation pour tenir compte des conditions limites et des paramètres d'essai : contrainte moyenne, rapport de contrainte R, etc [Savelli 00].

I.2.2.c Cas des fissures courtes

En pratique, on constate que la plus grande partie de la durée de vie des pièces en service correspond à l'amorçage et à la propagation de fissures de faible taille (typiquement inférieure à 1mm) que l'on désigne du nom de fissures courtes. Il est tout d'abord nécessaire de différencier plusieurs familles de fissures courtes [Verreman 08] :

- *fissures microstructurellement courtes* : ce sont des fissures de taille comparable à une dimension caractéristique de la microstructure : taille de grains, distance entre renforts dans les composites, taille des aiguilles dans les alliages de titane duplex, etc. Leur propagation est très sensible à l'hétérogénéité de la microstructure ;
- *fissures mécaniquement courtes* : elles sont de dimensions comparables ou inférieures à la taille de la zone plastique qui les entoure. C'est le cas par exemple pour une fissure courte dans le champ de contrainte d'une entaille ;

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

– *fissures physiquement et/ou chimiquement courtes* : Un phénomène physique et/ou chimique est à l'origine de la propagation de ces fissures, tel que les phénomènes de corrosion et d'oxydation dans un environnement agressif ou encore l'effet de fermeture de fissure. Ces fissures ne sont pas étudiées dans ce travail.

Les fissures courtes ont été mises en évidence par Pearson dans les années 70 dans des alliages d'aluminium destinés à l'aéronautique [Pearson 75]. Pour la première fois, on observait que des fissures de fatigue pouvaient se propager à des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation ΔK_{seuil} mis en évidence sur un diagramme $da/dN = f(\Delta K)$. En outre, toujours sur ce même diagramme, les vitesses de propagation apparaissaient largement supérieures à celles mesurées pour des fissures longues sous un ΔK équivalent. Depuis les travaux de Pearson, de très nombreux auteurs ont mis en évidence ce phénomène dans la plupart des matériaux métalliques de structure et l'étude des fissures courtes a constitué le sujet de plusieurs colloques internationaux ainsi que de monographies [Ravichandran 99, Miller 86, Davidson 03]. Dans les alliages Al-Cu,Li comme dans la plupart des alliages d'aluminium aéronautiques, le phénomène de fissure courte a été observé. La figure I.14 illustre ce phénomène sur un alliage 8090 à l'état revenu.

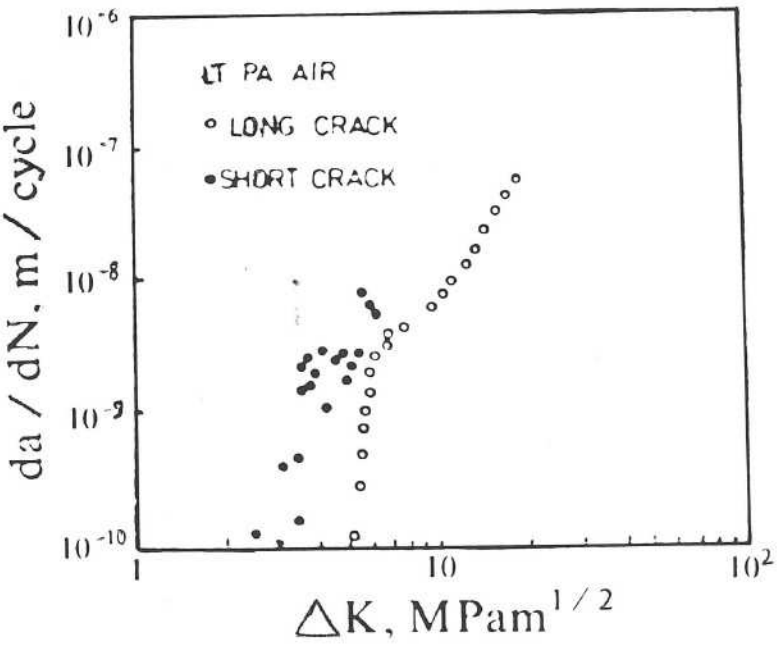


Figure I.14: Comparaison de la vitesse de propagation de fissures courtes (symbole plein) par rapport à celle de fissures longues (symbole vide) pour les mêmes conditions de sollicitation : R=0.1, f= 50Hz, air ambiant, prélèvement L-T dans un alliage 8090 à l'état revenu [Wang 91].

Comme indiqué précédemment, les zones de concentration de contrainte sont des lieux privilégiés pour l'amorçage des fissures de fatigue. Il arrive toutefois que des fissures amorcées dans de telles zones, deviennent non propageantes, un comportement assimilable à celui des fissures mécaniquement courtes. Ceci s'explique par le fait que la contrainte décroît rapidement lorsque l'on s'éloigne du défaut qui engendre la concentration de contrainte et que la force motrice responsable de la propagation de la fissure n'est

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

alors plus assez élevée. La figure I.15 [4] montre les différents domaines de comportement et l'effet des concentrations de contraintes sur l'arrêt ou la propagation des fissures courtes.

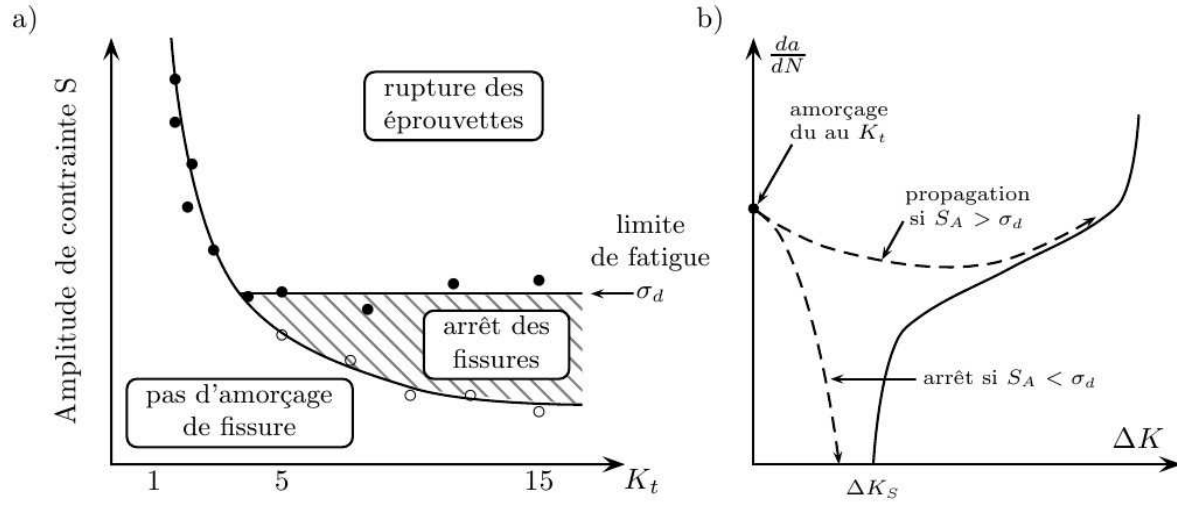


Figure I.15: Mise en évidence de l'arrêt des fissures amorcées par une forte concentration de contrainte : a) dans le plan $S - K_t$, b) dans le plan $da/dN - \Delta K$. S_a représente l'amplitude de contrainte appliquée et σ_d la limite de fatigue indépendante de K_t [Suresh 98].

Notons pour finir que si les fissures courtes arrivent à se propager, elles adoptent, à partir d'une certaine longueur, un comportement semblable à celui des fissures longues.

I.2.3 Phénomène de fermeture de fissures

Le phénomène de fermeture des fissures de fatigue a été observé pour la première fois par Elber en 1970 [Elber 70]. Celui-ci met alors en évidence une ouverture retardée de la fissure lors du chargement mécanique [5] ce qui entraîne une diminution de la vitesse de propagation (ΔK diminue). Par la suite, de nombreux auteurs ont mis en évidence le phénomène de fermeture dans divers matériaux. La figure I.16 illustre les différents mécanismes (mécaniques, microstructuraux et aussi environnementaux) qui peuvent en être à l'origine [Suresh 98].

Dans les métaux, ce sont les deux phénomènes suivants qui prédominent :

– la plasticité (Plasticity Induced Crack Closure PICC) (Figure I.16.a) : la présence d'une zone plastique en bout de fissure entraîne, lors de la phase de décharge, une mise en contact des lèvres de la fissure avant que la contrainte minimale soit atteinte. Lors de la partie en traction du cycle de fatigue, l'ouverture des lèvres de la fissure se produit avec un certain retard entraînant une réduction de la force motrice et par conséquent de la vitesse de propagation.

4. Dans cette figure, le prélèvement L-T correspond à une sollicitation réalisée dans le sens de laminage L et une propagation de la fissure dans le sens travers long TL.

5. et aussi une fermeture prématurée lors de la décharge

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

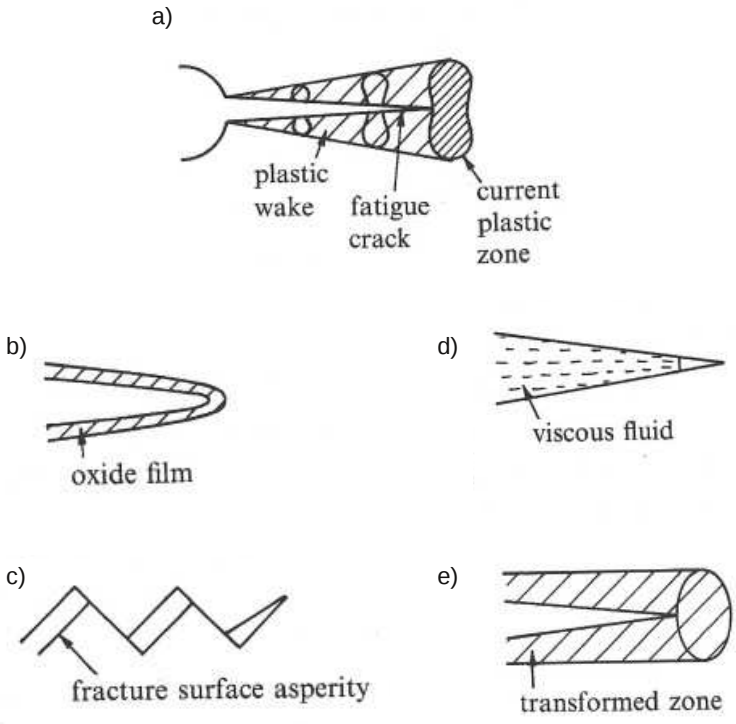


Figure I.16: Les différents mécanismes de fermeture des fissures : a) Plasticity-Induced Crack Closure (PICC), b)Oxide-Induced Crack Closure (OICC), c)Roughness-Induced Crack Closure (RICC), d)Fluid-Induced Crack Closure (FICC), e)Transformation phase-Induced Crack Closure (TICC) [Suresh 98].

– la rugosité (Roughness Induced Crack Closure RICC) (Figure I.16.c) : dans ce cas, le contact prématuré des lèvres de la fissure est dû à la très forte sinuosité du chemin de fissuration [Yoder 89].

Plusieurs études, dont celle de Birt et Beevers sur l'alliage 8090, ont montré que la bonne résistance à la fatigue de certains alliages Al-Cu,Li était due à un taux de fermeture de fissure élevé [Birt 89]. En effet, ces alliages sont souvent caractérisés par une fissuration très déviée, favorisant ainsi le phénomène de RICC [Venkateswara Rao 92].

I.2.4 Influence de la microstructure des alliages d'aluminium sur la réponse en fatigue

L'état de précipitation des alliages, la taille des grains, la texture créée par le laminage à chaud ainsi que la présence de particules intermétalliques sont des facteurs qui jouent un rôle important sur l'endommagement. Nous étudions brièvement l'influence de chacun de ces paramètres sur la fissuration dans les paragraphes suivants.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.2.4.a Impact des intermétalliques

Comme vu précédemment, la présence d'intermétalliques dans les alliages d'aluminium est inhérente aux procédés d'élaboration du matériau. Leur taille (moyenne et distribution), leur fraction volumique (e.g. 1,1% dans un alliage 7075-T6 [Mao 06]) et leur composition varient avec la composition de l'alliage et son procédé de transformation. De nombreuses études ont montré que ces intermétalliques qui présentent des incompatibilités de déformation élastique et plastique avec la matrice environnante constituent des sites privilégiés pour l'amorçage de fissures de fatigue [Suresh 98].

Sigler *et al.* [Sigler 83] montrent ainsi que la probabilité d'amorcer une fissure sur un intermétallique dépend de l'amplitude de la contrainte appliquée. L'étude, réalisée sur l'alliage 2024 et résumée dans le tableau I.4, révèle que pour des contraintes faibles, l'amorçage a lieu uniquement sur les phases intermétalliques. Plus l'amplitude de contrainte augmente, plus les lieux d'amorçage se diversifient : joints de grains, matrice.

Amplitude de contrainte (MPa)	Nombre de cycles à rupture	% de fissures amorcées dans la matrice	% de fissures amorcées dans les joints de grains	% de fissures amorcées dans les intermétalliques
320	771	17.1	19,3	61,4
308	802	9.1	9,1	79,8
294	2460	5,7	3,8	79,9
272	1310	8,6	2,9	87,5
241	3970	9.1	0	90,9
200	1500	7.7	0	92,3
180	3530	0	0	100

Table I.4: Répartition des sites d'amorçage de fissures de fatigue dans l'alliage Al-Cu 2024 (rapport R non précisé) [Sigler 83].

Trois mécanismes peuvent conduire à un amorçage d'une fissure au niveau d'une particule intermétallique : rupture de la particule elle-même [Weiland 09], décohésion à l'interface inclusion/matrice [Kung 79] [Bowles 73] ou encore fissuration sur des plans de glissement aux abords de l'inclusion [Grosskreutz 69].

Concernant l'effet de la nature des intermétalliques sur leur aptitude à amorcer des fissures, Miyasato *et al.* [Miyasato 93] ont montré que, pour l'alliage 7050-T7451, les intermétalliques au fer (Al, Cu, Fe) jouent un rôle plus important dans la fissuration que ceux au silicium Mg_2Si. Bien que ces derniers soient en nombre plus important, ils sont généralement plus petits et de ce fait génèrent des incompatibilités de déformation plus faibles. Murakami et Endo [Murakami 94] ont montré que la résistance à la fatigue est principalement gouvernée par une particule intermétallique de taille critique plutôt que par la présence de multiples inclusions de faible taille.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Dans une étude plus récente, Oswald, qui étudie la fatigue de l'alliage 7055, révèle, quant à lui, que les particules au silicium ont un rôle plus néfaste que celles au fer sur la résistance à l'amorçage. Il attribue cela aux propriétés mêmes des intermétalliques, qu'il a mesuré par nano-indentation. Les particules au fer ont un meilleur module d'young et une dureté plus élevée, alors que celles au silicium sont assez similaires à la matrice d'aluminium. A l'inverse des intermétalliques au silicium qui possèdent un comportement fragile, ceux aux fer peuvent de déformer de manière plastique avant de rompre et donc de mener à une miro-fissure [Oswald 03].

Dans le cas des alliages Al-Cu-Li étudiés, la teneur en Mg est trop faible et n'entraine pas la formation de composés intermétalliques au silicium Mg_2Si, seuls ceux au fer seront donc susceptibles de jouer un rôle sur l'amorçage des fissures.

I.2.4.b Impact de l'état de précipitation

Comme nous l'avons vu, l'état de précipitation est fortement relié à la composition de l'alliage, mais aussi au traitement thermique. Fragomeni montre que, dans un alliage AF/C-458 (Al-1,8Li-2,7Cu-0,3Mg-0,5Zr-0,3Mn-0,8Zn en poids), un temps d'incubation est nécessaire avant la germination et la croissance des plaquettes lors du traitement de revenu à 150°C. Pour les temps courts de revenu, seule la précipitation de δ' intervient. A partir de 10h, une fine distribution de plaquettes T_1 est observée [Fragomeni 06]. De nombreux articles ont mis en évidence que la présence de ces précipités cisaillables (δ') ou incohérents (T_1) a une forte influence sur le glissement des dislocations qui joue à son tour un rôle sur le chemin de fissuration [Blankenship 91b, Lewandowska 00].

Cas des précipités cisaillables

La présence de précipités cisaillables conduit à un glissement planaire des dislocations (déformation hétérogène) et ainsi à des fissures à caractère cristallographique très marqué [Downham 89, Venkateswara Rao 92, Gomiero 90]. Par exemple, l'alliage 8090 à l'état T351 contient essentiellement des précipités δ' et des dispersoïdes β'. Les précipités δ' sont cohérents avec la matrice même quand ils atteignent des tailles importantes. Ils restent donc cisaillables conduisant à un mouvement planaire des dislocations et ainsi à la formation de bandes de glissement très marquées (PSB : Persistant Slip Bands) (figure I.17) au sein desquelles un adoucissement du matériau peut se produire. Ce phénomène a été mis en évidence par Brechet *et al.* en 1987 dans un alliage Al-2,5%Li contenant principalement des précipités δ'. Dans ce matériau, les PSB sont associées à une dissolution des précipités δ' au cours de la fatigue (PFZ : Precipitate Free Zone), donc à un appauvrissement en lithium à l'intérieur de celles-ci alors que l'extrême bord des bandes est enrichi en lithium. Ceci conduit respectivement à un mouvement facilité des dislocations au centre (adoucissement) et à une reprécipitation de Li sur les côtés de la bande (effet chasse-neige illustré sur la figure I.19) [Bréchet 87].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

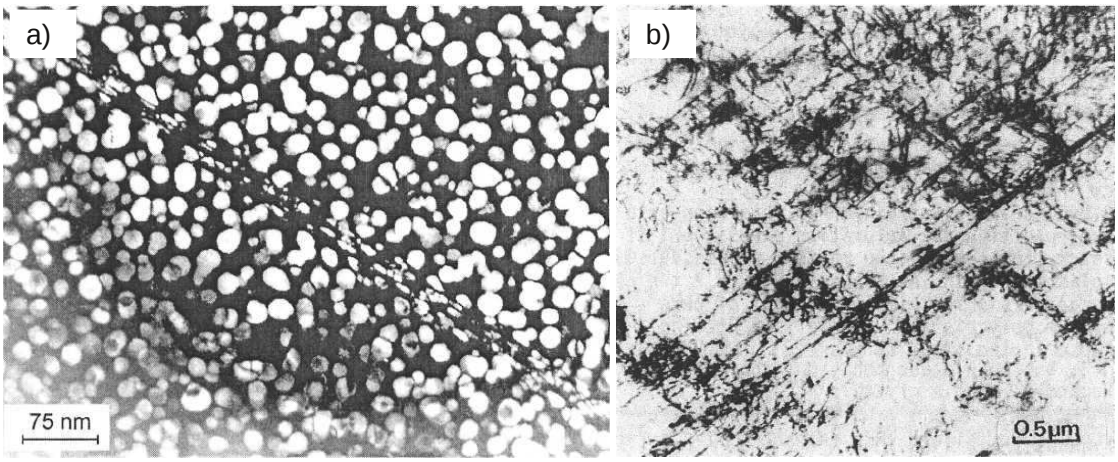


Figure I.17: Micrographie MET a)Champ sombre montrant le cisaillement des précipités δ' dans un alliage 8090 sous-revenu [Khireddine 00] b) structure de dislocations en bandes dans un alliage Al-2,5Li sous-revenu [Dhers 85].

Ces PSB ont été observées à de nombreuses reprises, notamment lors d'une étude plus récente de Lewandowska sur les alliages Al-Li-Zr et Al-Li-Cu-Zr à l'état sous-revenu [Lewandowska 00]. Dans ces matériaux, la présence de ces précipités δ' cisaillables engendre une fissure à fort caractère cristallographique, très sensible à l'orientation des grains : celle-ci suit des plans de glissement privilégiés. Comme illustré sur la figure I.18, les bandes de glissement activées ne sont pas orientées de la même manière dans les grains voisins. La fissure, si elle suit les plans de glissement, sera donc fortement déviée par les joints de grains qui servent alors de barrières microstructurales.

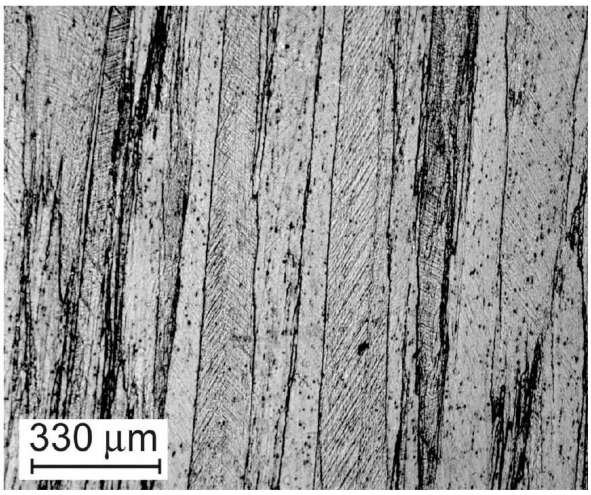


Figure I.18: Micrographie optique montrant les plans de glissement activés dans un alliage 8090 sous-revenu, une forte désorientation des plans de glissement privilégiés est observée aux joints de grains ($\Delta\epsilon_p/2 = 0,01\%$) [Khireddine 00].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

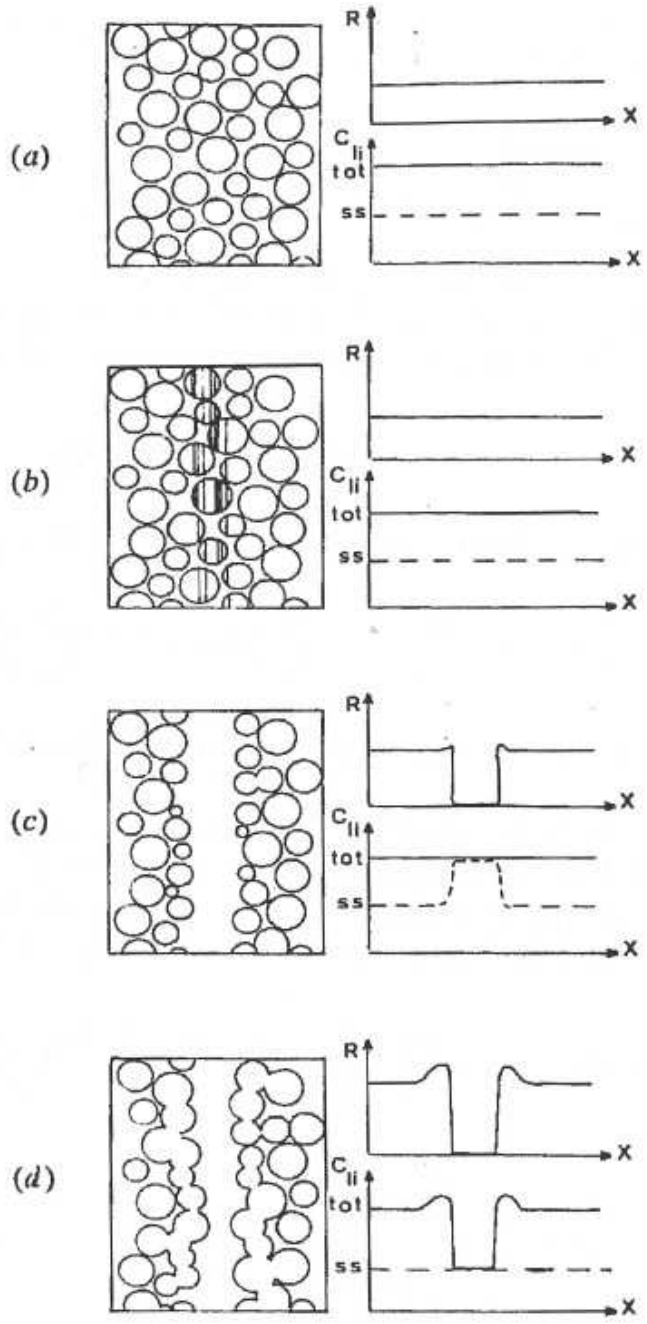


Figure I.19: Schématisation de la formation de PFZ (Precipitate Free Zone) dans un alliage à précipités cisaillables : a) état initial avant fatigue : le rayon moyen R et la concentration en lithium en solution solide et sous forme précipitée sont homogènes dans l'espace, b) la déformation inhomogène conduit à un cisaillement des précipités, c) ces précipités deviennent instables et se dissolvent dans la matrice entraînant une hausse locale de lithium en solution solide, d) ce gradient provoque un flux de diffusion qui tend à uniformiser la concentration en solution solide. Il en résulte une reprécipitation et une coalescence accélérée des précipités en bord de bandes (effet chasse-neige) et un gradient permanent de la concentration totale en lithium [Bréchet 87].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cas des précipités non cisaillables

Pour les alliages Al-Cu-Li à l'état T8 avec un rapport Cu/Li faible, la précipitation consiste majoritairement en une distribution de plaquettes de phase T_1 dans les plans {111}, la phase δ' reste présente dans la majorité des cas mais n'est plus la seule à intervenir dans le mouvement des dislocations. Le caractère incohérent de ces plaquettes T_1 entraîne une diminution du glissement planaire des dislocations au profit du glissement dévié. Les plaquettes sont soit contournées, soit cisaillées , mais restent moins cisaillables que la phase δ' (figure I.20).

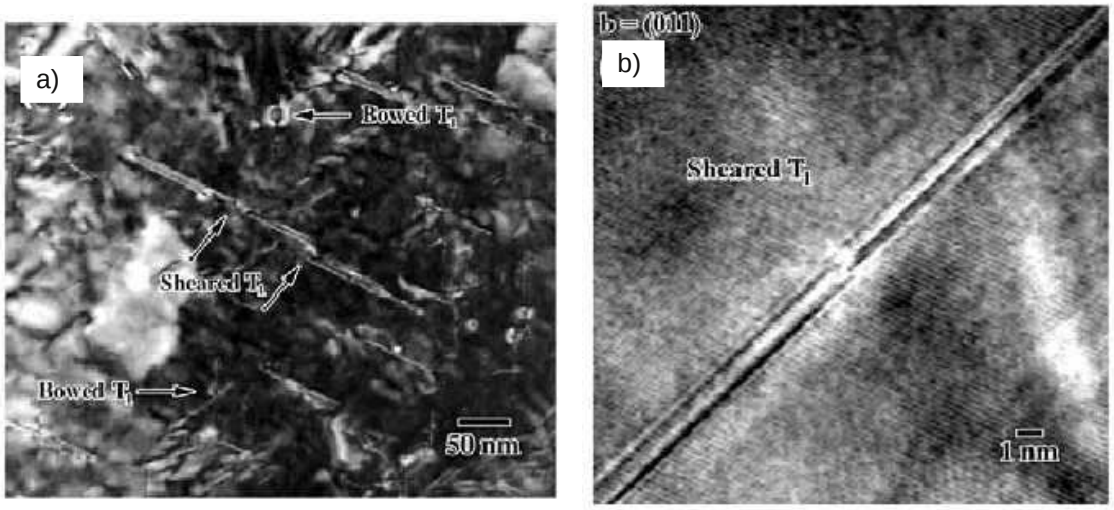


Figure I.20: Micrographie MET montrant des précipités T_1 contournés et cisaillés dans un alliage Al-2,7Cu-1,8Li-0,3Mn-0,3Mg-0,09Zr revenu 24h à 150°C [Csontos 05].

Les observations MET sur ces alliages Al-Li,Cu sollicités en fatigue ne présentent ni d'alignement de dislocation, ni des précipités δ' cisaillés. La structure des dislocations prend alors la forme de boucles uniformément réparties dans le matériau (figure I.21).

La fissure perd son caractère cristallographique et ne suit globalement plus de plans cristallographiques. Le chemin de fissuration passe d'un mode relativement planaire (avec une taille caractéristique de section rectiligne de l'ordre de la taille de grain) à un faciès plus tourmenté avec de nombreux changements de direction sur des distances de l'ordre de la distance inter-précipités (figure I.22) [Vasudevan 97].

La figure I.23 [6] issue des travaux de Blankenship [Blankenship 91b] a été beaucoup reprise pour démontrer la différence entre un glissement planaire et un glissement dévié et ceci sans beaucoup de précautions. En effet, dans son travail, cet auteur compare les chemins de fissuration de l'alliage Weldalite 45 à deux états : T3 et T8. A l'état T3 (précipitation δ'), il observe une fissure à caractère cristallographique, montrant de

6. Dans cette figure, le prélèvement L-T (respectivement T-L) correspond à une sollicitation réalisée dans le sens de laminage L (resp. TL) et une propagation de la fissure dans le sens travers long TL (resp. L).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

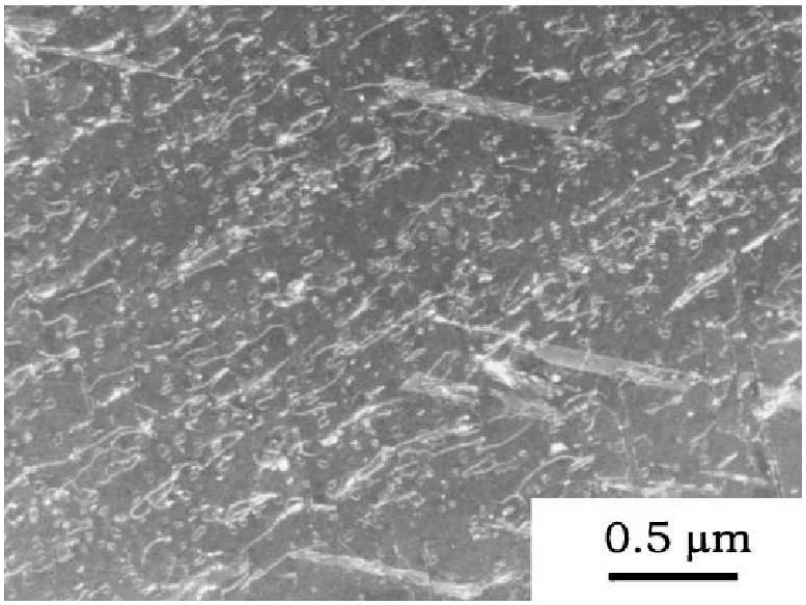


Figure I.21: Micrographie MET montrant la structure de dislocations en boucles dans un alliage Al-2,2Li-1,2Cu-0,1Zr à l'état T8 soumis à une sollicitation de la fatigue oligocyclique controlée en déformation ($\Delta\varepsilon = 0,8\%$). [Lewandowska 00].

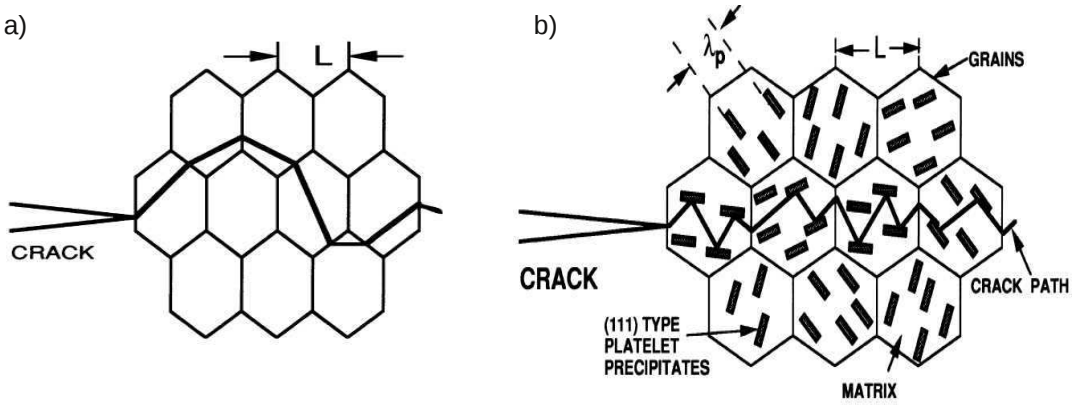


Figure I.22: Représentation schématique de l'influence des précipités sur le chemin de fissuration : a) précipités cisaillables entraînant un glissement planaire sur des distances de l'ordre de la taille des grains et b) précipités moins cisaillables entraînant du glissement dévié avec des tailles caractéristiques de l'espacement entre les précipités [Vasudevan 97].

multiples déviations et branchages dont l'espacement est de l'ordre de la taille de grains. A l'inverse à l'état T8 (présence de T_1), la fissure apparaît rectiligne sur toute la zone observée ($> 800\mu m$) (figure I.23.b). Or un examen attentif des travaux de Blankenship montre que cette fissuration correspond à un essai réalisé dans le sens T-L avec une rupture intergranulaire. Cette dernière remarque a été négligée par bon nombre d'auteurs qui, eux, supposent que la fissure est transgranulaire.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

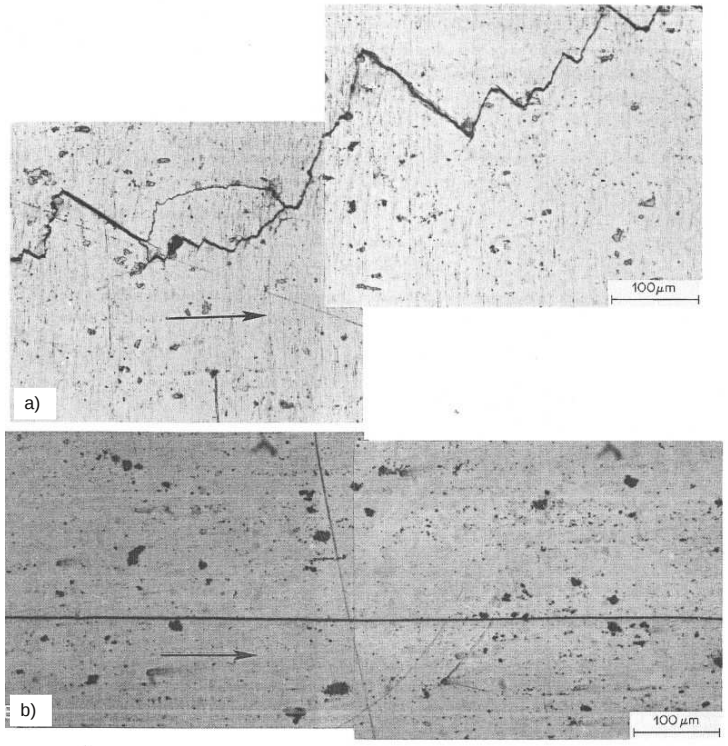


Figure I.23: Illustration maintes fois reprise dans la littérature pour démontrer la différence de chemin de fissuration dans l'alliage Weldalite 049 a) à l'état T3 et b) à l'état T8 [Blankenship 91b]. Cependant la fissure est transgranulaire à l'état T3 (prélèvement L-T) alors qu'elle est intergranulaire à l'état T8 à cause d'un sens de prélèvement différent (prélèvement T-L).

Une illustration plus convaincante des différences de chemin de fissuration induites par des différences d'état de précipitation, pour des conditions de sollicitation identiques (même sens de prélèvement, sollicitation sous vide), est donnée par la figure I.24 [Gasquères 06]. A l'état T3, les observations d'une fissure cristallographique à forte déviation sont en accord avec celles obtenues par Blankenship. A l'état T8, la fissure est cette fois-ci, intragranulaire. Même si elle reste rectiligne d'un point de vue macroscopique, elle présente de très fins zig-zags qui correspondent à des changements de plans de glissements multiples.

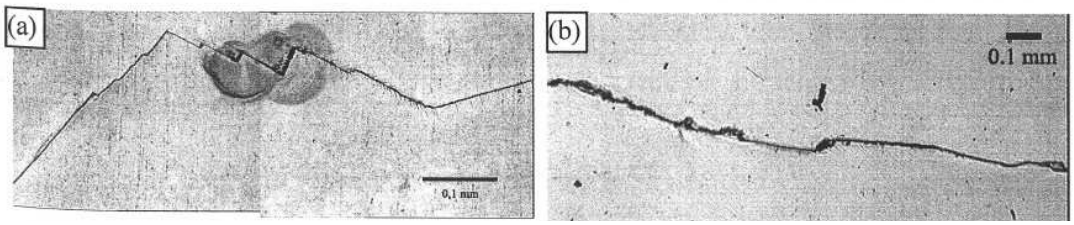


Figure I.24: Chemin de fissuration d'un alliage Al-Cu-Mg 2024 a) à l'état sous-revenu et b) au pic de durcissement (propagation sous vide de la gauche vers la droite dans des conditions de sollicitations identiques) [Gasquères 06].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Pour la suite de l'étude, il est nécessaire de garder à l'esprit que lorsque l'on passe d'un matériau contenant des précipités cisaillables à un matériau à précipités non cisaillables, la dureté du matériau change [Pineau 79]. Il est donc difficile de comparer la résistance des deux matériaux sur la seule base de la microstructure si l'on ne prend pas en compte des différences de propriétés mécaniques.

I.2.4.c Impact des grains

La taille de grain (d) constitue également un paramètre susceptible de modifier le chemin de fissuration. Pour comprendre cet effet, il est nécessaire de comparer celle-ci à la taille de la zone plastique en pointe de fissure (r_p). Dans le cas d'une déformation planaire, si la taille de la zone plastique est plus grande que la taille de grains, plusieurs plans de glissement sont activés (figure I.25). Ceci réduit alors la possibilité de mouvement réversible lors de la partie de déchargement du cycle. A l'inverse si la zone plastique est contenue à l'intérieur d'un même grain, le glissement peut s'établir sur un seul système et la réversibilité de mouvement n'est pas entravée.

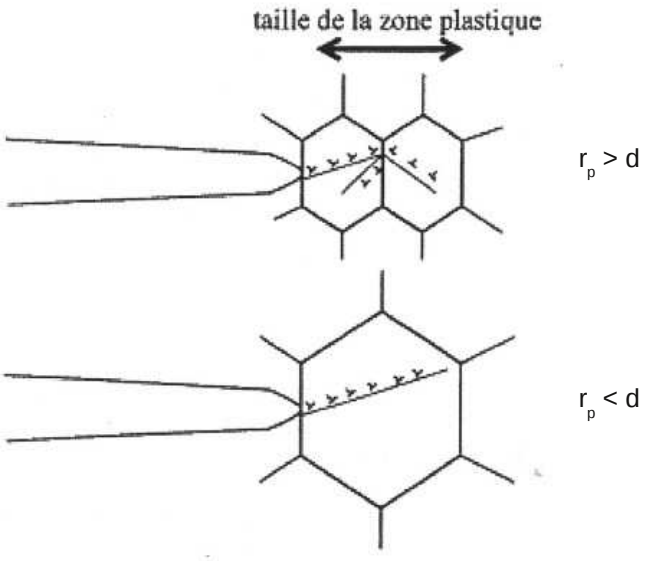


Figure I.25: Influence de la taille de grain sur la nature de la déformation en pointe de fissure pour un matériau a) à petits grains et b) à gros grains [Starke 89].r_p représente la taille de zone plastique de la fissure.

La taille de grain peut aussi avoir un effet sur la **cinétique** de propagation des fissures. Cette influence est d'autant plus marquée que les fissures sont dans leur stade initial de croissance. La figure I.26 illustre ce phénomène dans un alliage 7075 [Lankford 85] : Pour les deux tailles de grain considérées, les vitesses de propagation des fissures courtes, initialement élevées, diminuent avant de rejoindre la courbe déterminée à partir des fissures longues. Le minimum de vitesse est observé lorsque la taille de la fissure est comparable à la taille de grain.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

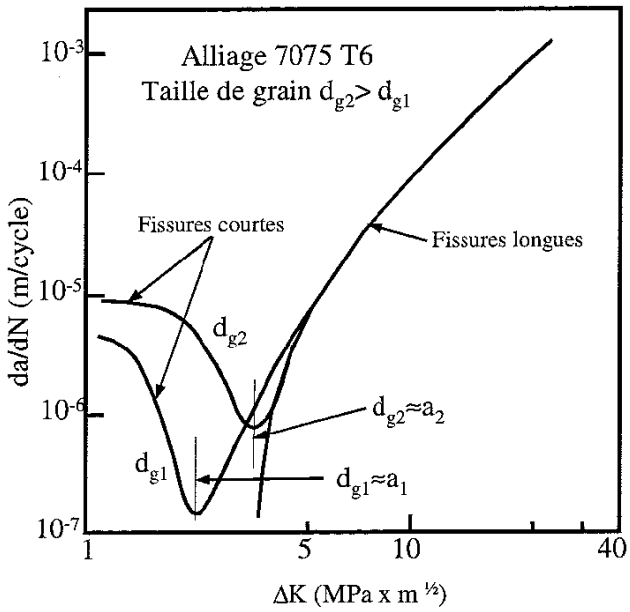


Figure I.26: Influence de la taille de grain sur le comportement des fissures courtes dans l'alliage 7075-T6 [Lankford 85].

Une grande partie des alliages d'aluminium destinés à l'aéronautique est utilisée sous forme de produits laminés au sein desquels les grains ont la forme de « galettes » très allongées qui confèrent au matériau des propriétés mécaniques anisotropes. Cette anisotropie se ressent sur la propagation des fissures de fatigue du fait de la variation des distances entre joints de grains selon la direction de sollicitation (Figure I.27).

Blankenship et Starke [Blankenship 91a] montrent que, pour un laminage important, les joints de grains, qui sont des zones « fragiles », peuvent agir de 3 façons :

- pour les éprouvettes L-T [7] et T-L (orientées dans le plan de laminage), les joints de grains divisent les fissures. Celles-ci montrent alors un caractère transgranulaire avec de multiples déflexions, ce qui conduit à une vitesse de propagation faible et une valeur de ΔK_{seuil} élevée ;
- pour les éprouvettes T-S et L-S, les fissures sont déviées à 90 ° et se propagent alors de façon inter-granulaire parallèlement au sens de sollicitation. Ces fissures possèdent une vitesse de propagation assez lente et/ou peuvent subir un arrêt ;
- pour les éprouvettes S-L et S-T, la fissuration est assez rectiligne et implique une délamination le long des joints de grains, souvent fragilisés par la présence d'intermétalliques et éventuellement de PFZ. La vitesse de propagation est alors très élevée.

Notons que dans les matériaux utilisés dans notre étude la forme des grains n'est pas aussi marquée car les tôles sont laminées avec un certain taux d'élargissement (environ 20%) et un ratio Δ épaisseur/ épaisseur initiale inférieur à 95%.

7. La sollicitation est réalisée dans le sens de laminage L et la propagation de la fissure se produit dans le sens travers long T.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

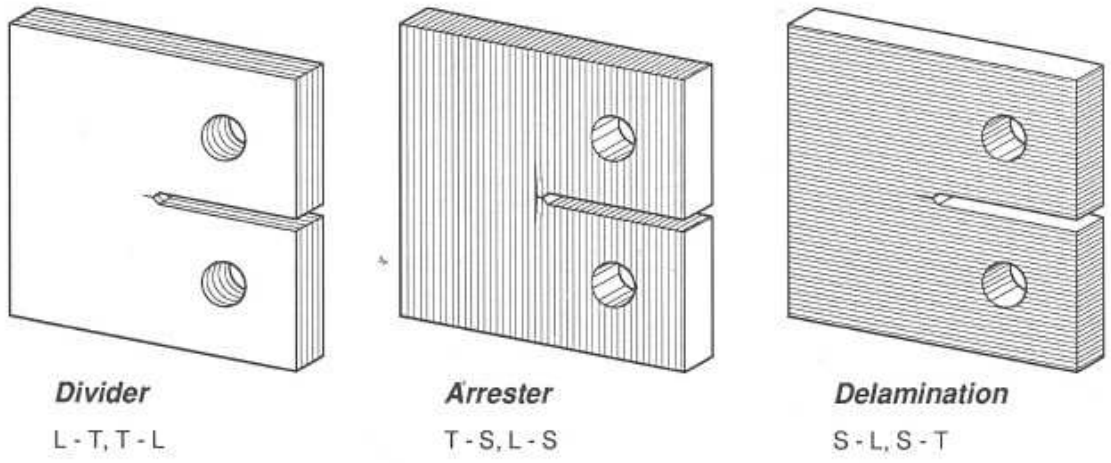


Figure I.27: Les 3 modes d'interaction entre fissures et joints de grains pour un alliage laminé : a) lente fissuration transgranulaire avec multiples déflexions, b) lente fissuration intergranulaire parallèle au sens de sollicitation et c) rapide fissuration intergranulaire perpendiculaire à la sollicitation [Blankenship 91a].

Signalons pour finir que Haase *et al.* [Haase 98] ont montré que l'efficacité des joints de grains à modifier le chemin de fissuration est largement réduite dans un alliage d'aluminium fortement texturé, quand les grains voisins ont des orientations identiques (ce qui est le cas des alliages laminés étudiés dans ce travail). La texture est par conséquent un paramètre à prendre en compte dans le mécanisme de fissuration.

Comme nous l'avons vu précédemment, le trajet de fissuration dans les alliages Al(Cu-Li) contenant des précipités cisaillables est composé de parties rectilignes d'une taille caractéristique de l'ordre de la taille de grains (figure I.22). Les joints de grains jouent le rôle de barrières microstructurales pour les plans de glissement activés. Si l'alliage possède une texture marquée (en opposition à une répartition aléatoire de l'orientation de ses grains), la désorientation entre grains voisins sera très faible et la fissure pourra suivre les mêmes plans cristallographiques activés à travers plusieurs grains [Kamp 07]. A l'inverse, l'absence de texture engendre une fissuration plus sinueuse d'un grain à l'autre [Haase 98], comme illustrée sur la figure I.28.

La texture n'a pas qu'une influence sur le chemin de fissuration, elle joue aussi un rôle sur la cinétique. Zhai *et al.* [Zhai 05] ont proposé deux paramètres cristallographiques permettant d'expliquer le chemin de la fissure et la difficulté avec laquelle celle-ci franchit le joint de grains avec éventuellement ralentissement de la fissuration. Sur la figure I.29, l'angle de twist α est défini comme l'angle entre les deux plans de glissement privilégiés (ab) et (ac) mesuré dans le plan du joint de grain. Plus l'angle est grand (plus la surface *abc* sera grande), plus il sera difficile pour la fissure de passer d'un plan à l'autre. L'angle de tilt β est défini, quant à lui, par l'angle entre les traces des deux plans de glissement privilégiés mesuré à la surface de l'échantillon (basculement du plan de fissure).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

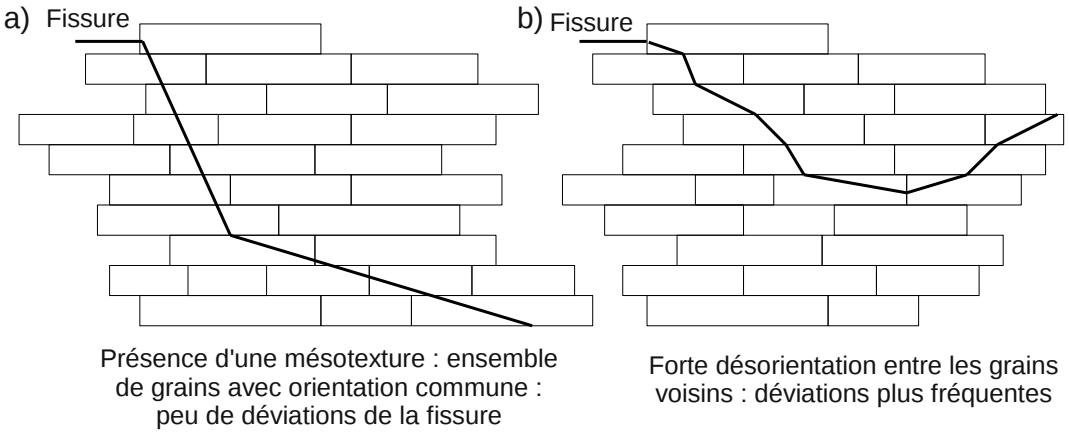


Figure I.28: Influence de la désorientation entre les grains voisins sur le chemin de fissuration.

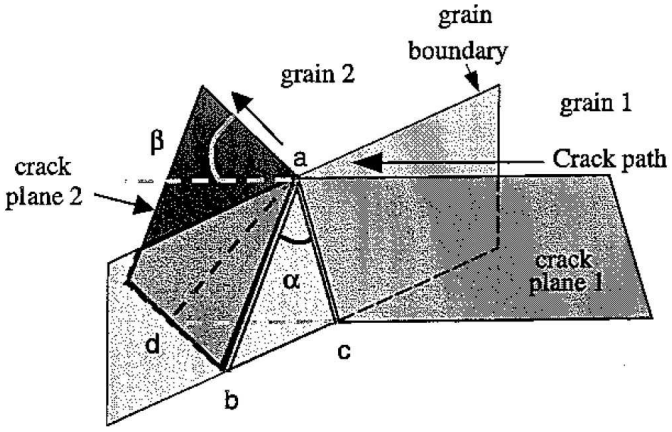


Figure I.29: Définition des 2 paramètres cristallographiques α et β expliquant le ralentissement des fissures aux joints de grains. L'angle de twist α contrôle principalement le chemin de fissuration [Zhai 05].

Le passage des fissures courtes au niveau des joints de grains nécessite d'avoir des valeurs minimales pour les angles α et β. Si les plans de glissement actifs dans le deuxième grain ne permettent pas d'avoir des petites valeurs d'angles, la fissure peut être stoppée ou fortement retardée dans le premier grain. Une nouvelle fissure peut alors être générée sur un autre plan de glissement au facteur de Schmid plus faible (plan secondaire) mais présentant un α plus petit. Ce phénomène, reproduit à chaque joint de grain, est à l'origine des fissures branchées.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.3 Endommagement en fretting et fretting-fatigue

I.3.1 Généralités sur le fretting

Le terme de fretting est employé lorsque deux surfaces en contact sont soumises à des micro-déplacements alternés. Ce type de sollicitation mécanique est à l'origine de nombreuses avaries, de pertes de fonctionnalité et, dans le cas extrême, de ruptures catastrophiques. Suivant les conditions, il peut y avoir endommagement des surfaces par formation de piqûres de corrosion, de débris ou de fissures.

Ce phénomène est considéré comme une dégradation critique dans de nombreux secteurs industriels tels que l'aéronautique, le nucléaire ou le transport ferroviaire. On le rencontre au niveau des rivets sur les ailes d'avion, au niveau du contact entre aube et rotor dans les turbo-propulseurs ou encore dans les liaisons entre roues et axes de transmission sur les trains ; il peut également être la cause d'une importante réduction de la résistance en fatigue de ces structures. Cette diminution significative représentée sur la figure I.30 est appelé **facteur d'abattement** [8].

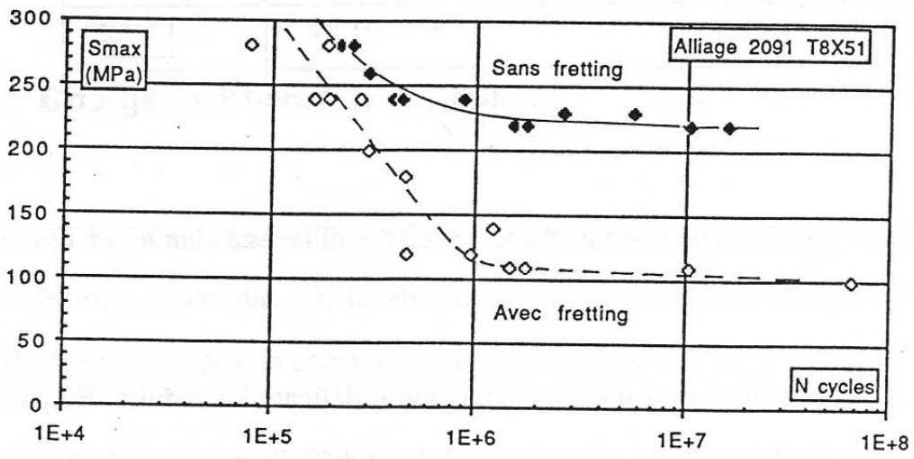


Figure I.30: Impact du fretting sur la réponse en fatigue pour l'alliage 2091 (1,9Li-2,1Cu) (Smax correspond à la contrainte maximale en traction), les conditions sont les suivantes : R=0.1,f=100 Hz, pression maximum de Hertz= 30 MPa [Zhou 92].

Les premières investigations sur le phénomène de fretting datent du début du siècle dernier. C'est un phénomène assez complexe car, d'une part, le contact réel entre deux corps est complexe et d'autre part il évolue au cours de l'essai. Par ailleurs, il existe une assez grande interactivité entre les différents paramètres tels que la dimension des éprouvettes, la rugosité des surfaces, les conditions environnementales.... Dans ce qui suit, nous rappelons les principales notions des essais de fretting ainsi que les spécificités liées au fretting-fatigue.

8. Ce terme n'est pas propre au fretting, on peut l'utiliser aussi pour quantifier l'impact des traitements de surface en fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.3.2 Définitions du contact de fretting

I.3.2.a Géométrie du contact

La géométrie des contacts dans les systèmes industriels est la plupart du temps complexe. Pour faciliter leur étude en laboratoire, trois dispositifs expérimentaux sont généralement utilisés (figure I.31) :

- **contact sphère/plan** : Ce contact est facile à mettre en oeuvre car il ne nécessite pas d'alignement. La fissuration est cependant difficile à modéliser dans cette configuration car elle implique une description tridimensionnelle assez lourde à mettre en place dans les codes d'éléments finis. Ce contact reste utilisé pour l'étude de l'usure ;
- **contact cylindre/plan** : Ce contact est préféré au contact sphère/plan car seule une description bidimensionnelle est nécessaire à l'analyse de la fissuration. Il est donc assez facile de le modéliser en éléments finis ;
- **contact plan/plan** : Il permet de toujours maintenir 2 surfaces frottantes quelle que soit l'usure des interfaces. Pour cette configuration il est nécessaire de s'assurer d'un bon alignement entre les surfaces en contact. L'analyse mécanique montre qu'il existe une forte discontinuité dans la distribution de pression et de cisaillement en bordure de contact, ce qui conduit à des effets de bords importants. Ce type de configuration est malgré tout de plus en plus utilisé car il est possible de se ramener à des profils de pression beaucoup plus proches des contacts réels en jouant sur le rayon de courbure des bords du contre-corps.

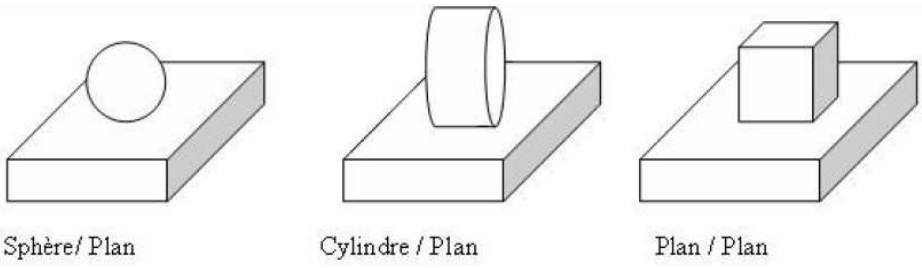


Figure I.31: Les différentes configurations géométriques de contact utilisées pour les essais de fretting. Le contre-corps peut être sphérique, cylindrique ou plan.

I.3.2.b Conditions de sollicitation

Quelle que soit la géométrie du contact, les deux paramètres principaux permettant de définir la sollicitation de fretting sont (figure I.32.a) : la force normale P appliquée entre les deux matériaux pour les tenir en contact et le déplacement tangentiel alternatif $\delta(t)$ d'une surface par rapport à l'autre, relié à la force tangentielle Q. Par la suite, la notation δ^* correspond à l'amplitude de déplacement et Q^* à l'amplitude de l'effort tangentiel.

A partir de ces données et de la théorie de Hertz (voir Annexe C), il est possible de déterminer le profil des contraintes normales et la demi-largeur de contact a (figure I.32.a). Cette grandeur est très souvent utilisée pour normaliser les résultats et ainsi pouvoir les comparer plus facilement.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Il faut noter que le fretting se distingue du glissement alterné (grandes amplitudes de débattement) par une zone centrale du contact qui n'est jamais exposée à l'air ambiant : l'amplitude de débattement est plus faible que la dimension du contact. Cette description a été formalisée par Fouvry [Fouvry 97] qui utilise le rapport e' entre l'amplitude du déplacement δ^* et la demi-largeur de contact a dans la direction de glissement. La condition de fretting est alors atteinte pour une valeur de $e' < 1$ (figure I.32.b).

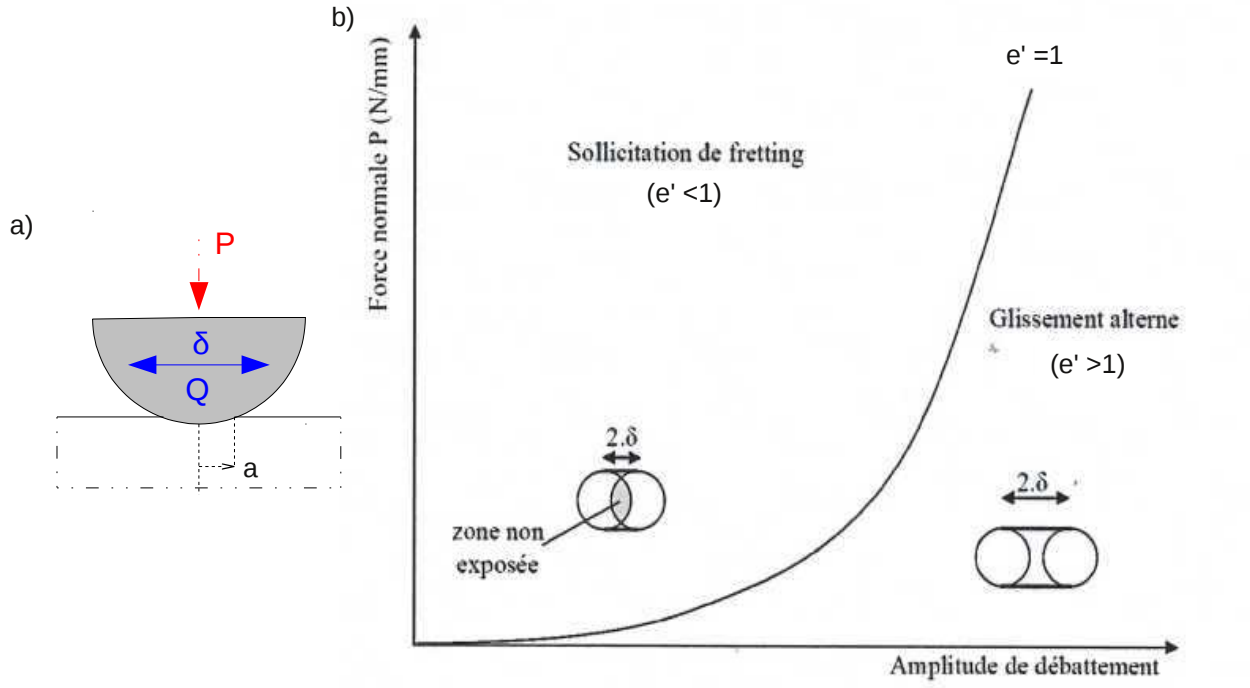


Figure I.32: Contact de fretting : a) Vue schématique d'un contact pour lequel la force normale P et le déplacement tangentiel alternatif des surfaces génèrent la sollicitation de fretting, b) Définition de la frontière entre fretting et glissement alterné.

I.3.2.c Conditions de glissement

La quantification de la condition de glissement est basée essentiellement sur l'observation de la forme du cycle $Q(t) - \delta(t)$. La forme elliptique est associée au glissement partiel et la forme trapézoïdale au glissement total. Deux approches méritent d'être détaillées.

Tout d'abord, Tanaka *et al.* [Tanaka 81] tracent l'évolution de Q^* en fonction de l'évolution de δ^* et définissent trois stades caractéristiques (figure I.33). Pour les faibles amplitudes de débattement (zone I), il existe une relation linéaire entre l'amplitude de force tangentielle Q^* et le débattement δ^*. Comme le déplacement est faible, les surfaces en contact restent collées. L'accommodation élastique qui résulte du déplacement imposé, engendre une distribution de cisaillement. Ce cisaillement local est proportionnel aux déformations locales. Pour les fortes amplitudes de débattement (zone III), les deux surfaces en contact sont en glissement total. L'amplitude de l'effort tangentiel Q^* est alors indépendante de l'amplitude de déplacement δ^*. Le coefficient de frottement μ est

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

défini, dans ces conditions, comme égal à Q^*/P. Entre ces deux zones, il existe un régime mixte, appelé **zone de glissement partiel** (zone II). Certaines parties du contact sont alors en glissement (souvent la partie extérieure du contact) alors que d'autres sont collées (le centre du contact généralement). La courbe Q^* en fonction de δ^* possède un comportement intermédiaire.

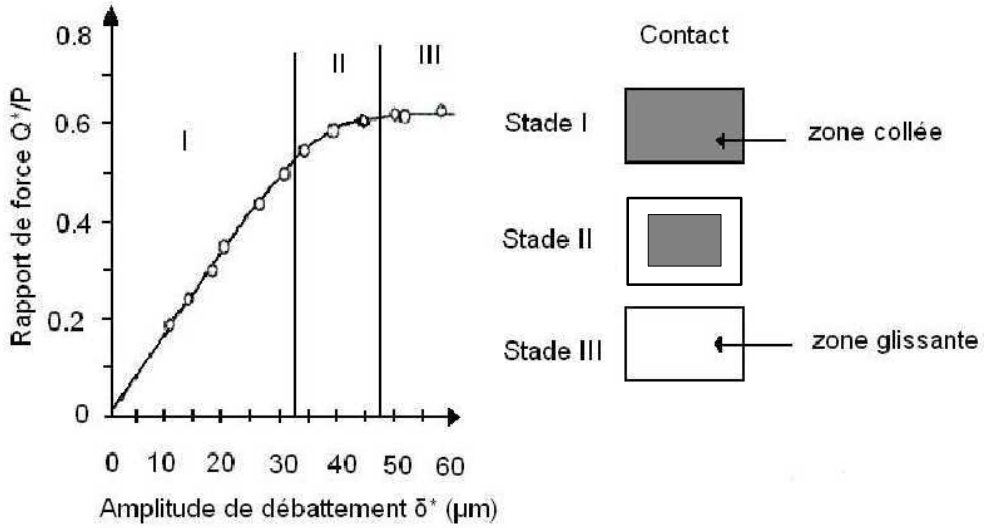


Figure I.33: Évolution de force tangentielle Q^* en fonction du débattement δ^* pour un contact plan/plan [Tanaka 81].

La bûche de fretting, introduite en 1986 par Colombié [Colombié 86] est, quant à elle, une carte en 3 dimensions. Elle reprend les cycles de fretting et met en évidence l'évolution de la courbe Q = f (δ) en fonction du temps ou du nombre de cycles, en échelle logarithmique. Elle permet ainsi de prendre en compte l'évolution du contact en fonction du temps et de souligner les situations où le contact bascule d'une condition de glissement vers une autre pendant l'essai (figure I.34).

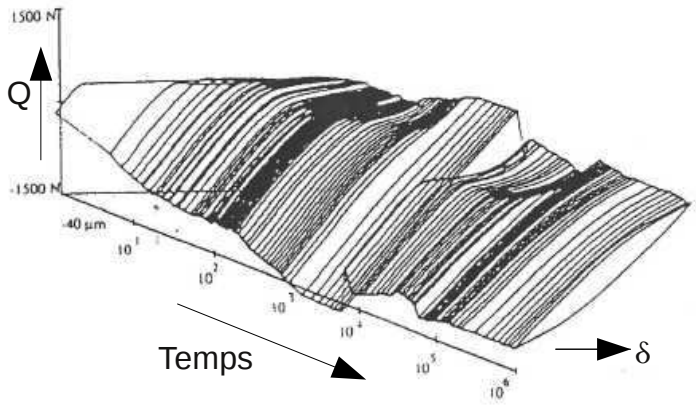


Figure I.34: Bûche de fretting illustrant un régime mixte de glissement [Colombié 86]. La forme du cycle déplacement δ/ force tangentielle Q varie en fonction du temps.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Considérant ces deux approches et représentations, Vincent [Vincent 92] rationalise les régimes de glissement avec la carte de sollicitation locale où sont distingués les régimes suivants dans l'espace des variables de chargements : effort normal/débattement :

- Régime de glissement Partiel (RGP) pour lequel la condition de glissement partiel est observée durant tout l'essai ;
- Régime de Glissement Mixte (RGM) qui est obtenu lorsque des cycles de glissements partiels sont combinés à des cycles en glissement total : régime instable ;
- Régime de Glissement Total (RGT) pour lequel la condition de glissement total est observée durant tout l'essai ;

Par la suite, afin de se rapprocher de la sollicitation en service dans les pièces aéronautiques, les essais de fretting sur les alliages 2196 et 2050 seront réalisés en régime de glissement partiel avec un contact cylindre/plan.

I.3.3 Comportement du matériau sous chargement de fretting

I.3.3.a Carte de réponse du matériau

La réponse du matériau en terme d'endommagement dépend fortement des conditions de glissement précédemment définies. Les travaux de Blanchard [Blanchard 91] introduisent une carte de réponse du matériau associée à la carte de sollicitation.

Cette représentation est particulièrement utile du point de vue industriel car elle permet d'apprécier, pour une configuration de contact donnée, les conditions de chargement à éviter ou encore de suivre l'évolution du comportement global en fretting suivant quelques paramètres sensibles : matériaux, revêtements... D'après la figure I.35 qui représente une telle carte, on peut noter que la fissuration est l'endommagement prédominant en glissement partiel tandis que le glissement total engendre principalement de l'usure.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

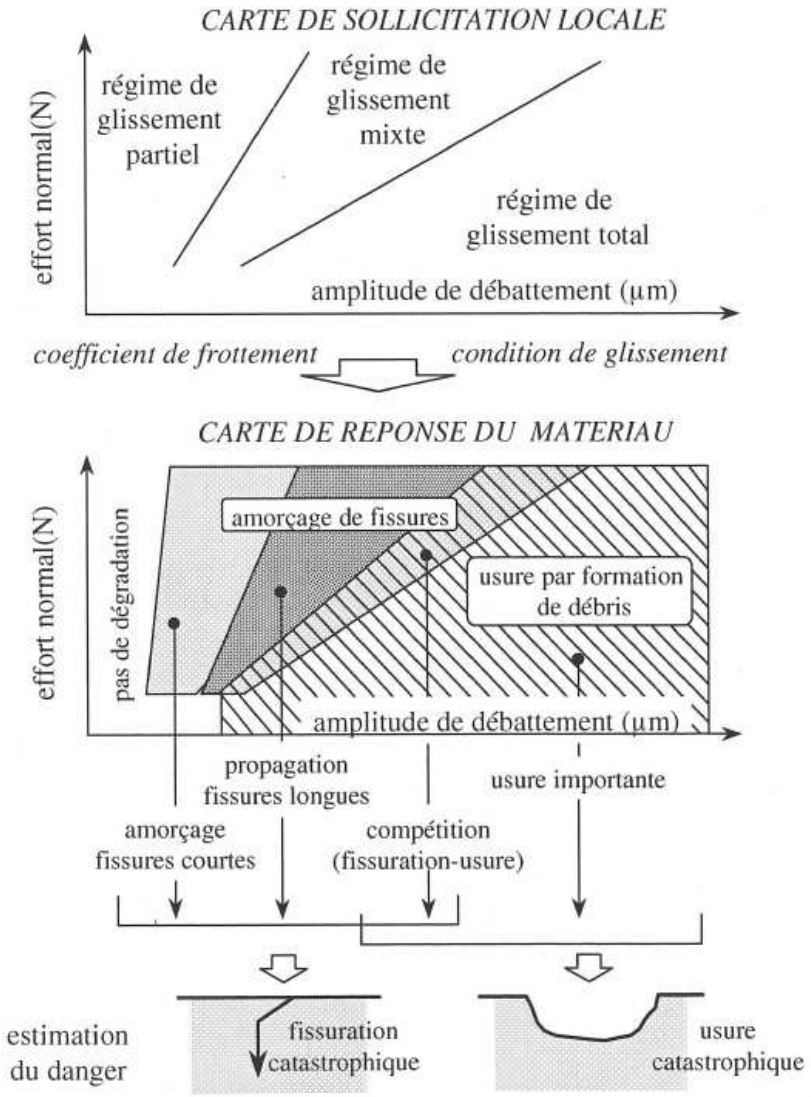


Figure I.35: Illustration de cartes de fretting : carte de sollicitation et carte de réponse du matériau [Fouvry 97].

Concernant la durée de vie du matériau, la figure I.36 montre que la compétition entre usure et fissuration selon la force tangentielle appliquée influe fortement sur la durée de vie. Celle ci-diminue quand la longueur de fissuration augmente, puis se met à réaugmenter au-dela d'une certaine valeur de déplacement correspondant à une diminution de la fissuration et une augmentation du volume d'usure. Le volume d'usure est généralement défini comme la somme des volumes de matière manquant à la fin de l'essai sur l'échantillon et le poinçon (contre-corps).

Dans la suite de ce travail, seul l'endommagement en fissuration sera considéré.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

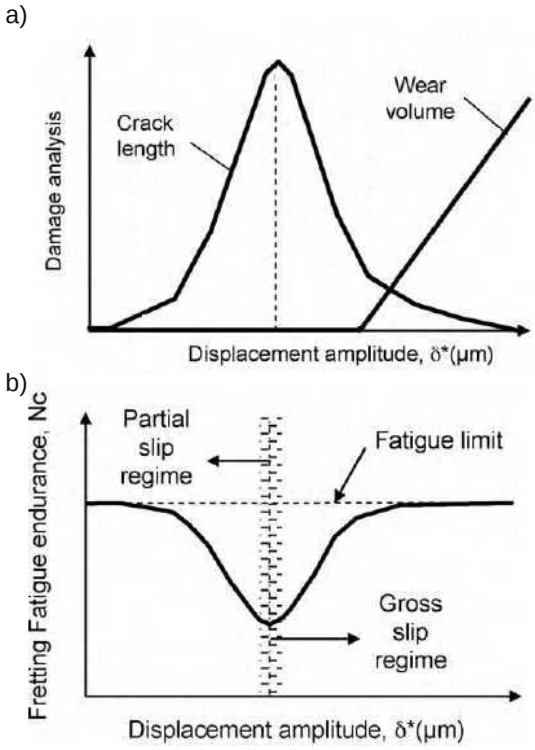


Figure I.36: Illustration de la compétition fissuration/usure et leur influence sur la durée de vie du matériau [Heredia 10]. L'axe « Damage Analysis » correspond soit à la longueur maximale projetée dans la fissure soit au volume d'usure selon l'endommagement analysé.

I.3.3.b Mécanismes de fissuration en fretting

En fretting, il n'est pas possible de réaliser un suivi in-situ de la fissuration. Par conséquent, il est nécessaire d'effectuer des essais interrompus. L'ensemble des expertises post mortem des essais de fretting en glissement partiel montre un amorçage systématique des fissures dans la zone externe du contact, c'est-à-dire dans la zone de glissement. En effet, en étudiant les distributions de contraintes pour un contact en glissement partiel, le chargement de surface peut être décrit comme la somme d'un effort constant $p(x)$ dû à la force normale P et d'un champ de cisaillement alternatif $q(x)$ lié au chargement tangentiel Q (figure I.37). Sous ces conditions, une partie du contact est collée pour $|x| < c$ alors que les deux extrémités $a > |x| > c$ sont glissantes et subissent de fortes contraintes de cisaillement. Les fissures vont donc s'amorcer préférentiellement dans ces deux zones.

Il est important de noter pour la suite que dans le cas du fretting, le profil des contraintes est symétrique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

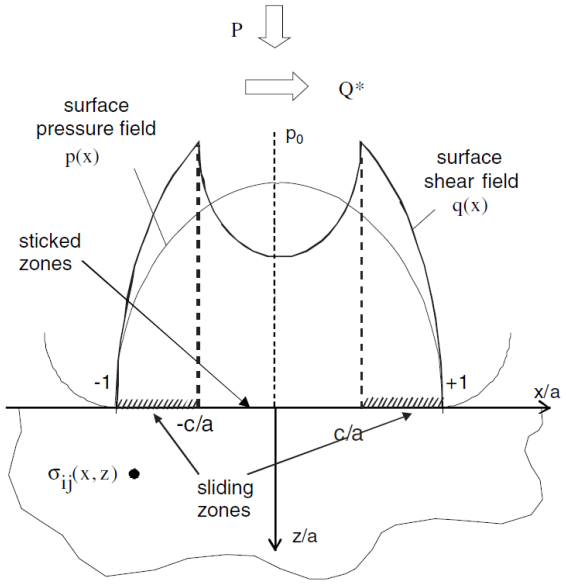


Figure I.37: Illustration du contact cylindre/plan en condition de glissement partiel [Muñoz 06].

D'après Proudhon, qui a étudié un alliage 2024, le mécanisme d'amorçage et de propagation des fissures de fretting comporte quatre étapes (Figure I.38) [Proudhon 07] :

- ① amorçage multiple dans la zone du contact en glissement. L'angle d'amorçage est d'environ 45-50 ° ;
- ② croissance et coalescence des microfissures sous l'effet du chargement de contact (rupture de ligament les séparant selon un angle d'environ 0°) ;
- ③ propagation en stade 1 : Cette première phase de propagation en mode II est principalement contrôlée par le cisaillement. Ainsi la fissure suivra un plan orienté à environ 45° par rapport à la direction de la contrainte principale (vers l'intérieur du contact). Cette phase est peu dispersée en terme d'angle.
- ④ propagation en stade 2 : Au fil de sa croissance, la fissure va petit à petit se propager en mode I (stade 2) et prendre une orientation globale perpendiculaire à la sollicitation principale de glissement. La dispersion de vitesse de propagation est assez importante et conduit à un front de fissure non uniforme. Il peut y avoir des branches multiples.

L'arrêt de fissuration a été étudié expérimentalement par Kubiak [Kubiak 06], qui montre que la longueur de fissure se stabilise à une valeur l_c à partir d'un certain nombre de cycles. Cette valeur critique l_c dépend de l'effort tangentiel, de la force normale appliqués ainsi que de la taille du contact.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

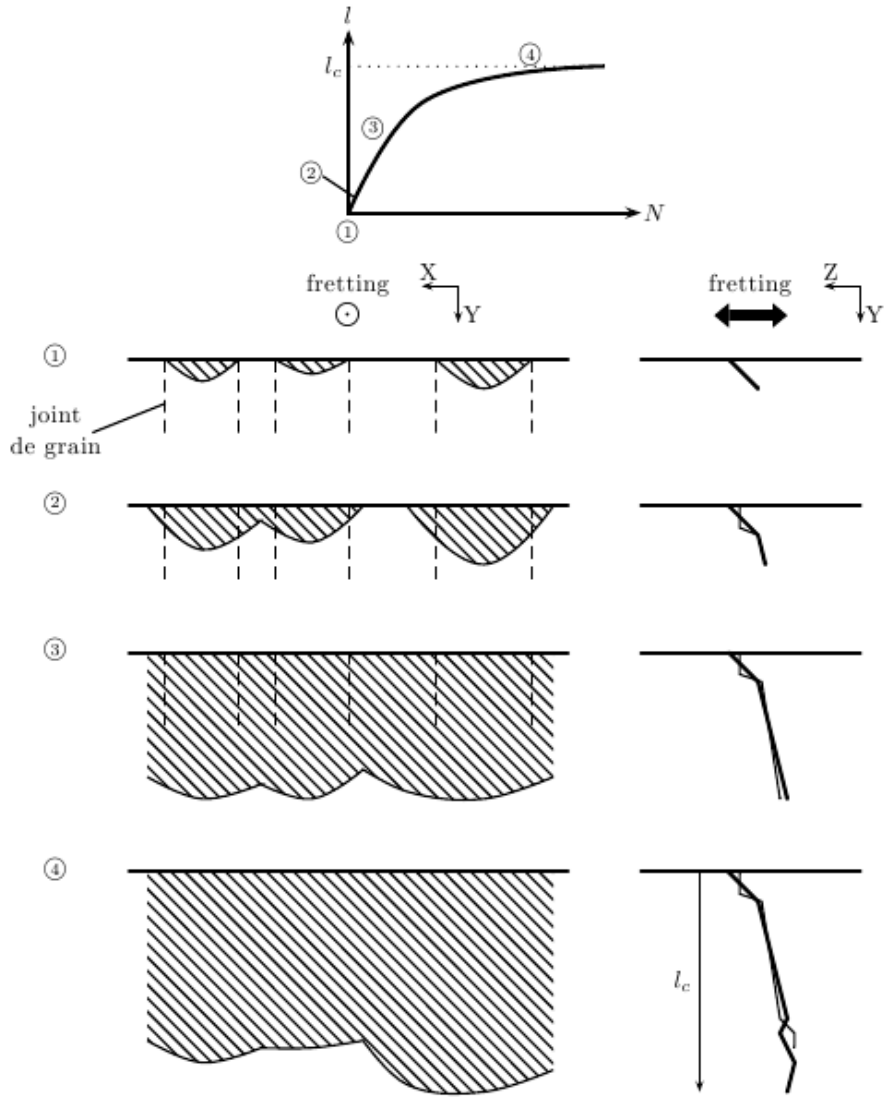


Figure I.38: Mécanisme d'amorçage et de propagation des fissures de fretting dans l'alliage 2024 [Proudhon 05].

Dans les cas industriels, il est très rare de trouver une sollicitation de fretting seule. Celle-ci est généralement combinée à d'autres sollicitations, notamment des contraintes de fatigue. C'est le cas en particulier des structures rivetées. Pour étudier l'endommagement des matériaux sous une telle combinaison de sollicitation, des essais de fretting-fatigue ont été développés (les premiers essais remontent aux années 1950 [McDowell 52]). Les données existantes dans la littérature sont brièvement analysées par la suite.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.3.4 Particularités du fretting-fatigue

L'addition d'une contrainte de fatigue au fretting peut entraîner une forte réduction de résistance à la fissuration et de durée de vie du matériau. En effet, une des spécificités de ce type de sollicitation par rapport au fretting simple est que l'application de l'effort de fatigue entraîne une propagation des fissures jusqu'à rupture de l'échantillon. Le vocabulaire habituellement utilisé pour la fatigue est à nouveau applicable : durée de vie, courbe de Wöhler.... Cependant les mécanismes fondamentaux mis en jeu tout au long de la fissuration en fretting-fatigue sont encore assez mal connus car la durée de vie totale de l'échantillon constitue souvent la seule information disponible.

I.3.4.a Les différents types d'essais de fretting-fatigue

Divers types de sollicitation de fretting fatigue ont été étudiés dans la littérature : Hills *et al.* s'intéressent ainsi au fretting-fatigue torsion [Hills 94] ou aux essais de poutres encastrées entre deux poinçons [Hills 09]. D'autres auteurs se sont penchés plus spécifiquement sur le fretting-fatigue par traction sur câble [Zhou 96] [Périer 09]. Cependant, l'essai le plus utilisé reste celui qui combine au phénomène de fretting une sollicitation de fatigue en traction [Mall 04, Nowell 90, Kubiak 06, Muñoz 07, Szolwinski 98] : le contre-corps est fixe avec une force normale P constante et l'échantillon est soumis à des sollicitations de traction uniaxiale répétées. La déformation de l'échantillon sous l'action de la contrainte induit le déplacement relatif des surfaces en contact. Ce montage, qui a permis de nombreuses avancées dans la connaissance du fretting-fatigue, est schématisé sur la figure I.39. Ce type d'essai est souvent utilisé pour quantifier l'influence du contact sur la durée de vie en fatigue. En effet, des courbes de Wöhler pour différentes valeurs de P, de Q ou simplement pour divers matériaux peuvent être tracées afin de caractériser, via le coefficient d'abattement (figure I.30), leur résistance à cette sollicitation de fretting-fatigue.

La principale limitation du dispositif mono-vérin est la combinaison des deux sollicitations qui sont nécessairement en phase. De plus, la gamme de chargement en fretting est dictée par la géométrie du montage et des caractéristiques mécaniques du matériau étudié. Pour un matériau donné, la position relative entre le mors fixe de fatigue et le contre-corps de fretting impose la valeur de débattement et donc de force tangentielle dans un essai mono-vérin. Si la longueur de l'éprouvette est faible, le contre-corps sera proche du mors fixe et le débattement sera donc faible. A l'inverse, une éprouvette longue peut permettre d'atteindre un débattement plus important. C'est alors le bâti de la machine qui est limitant : seule une faible gamme de débattement peut être testée. Pour cette raison, pour une position de contre-corps donnée, différents matériaux engendreront des valeurs de débattement distinctes : un matériau à faible module d'Young entraînera des débattements plus importants qu'un matériau à fort module d'Young.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

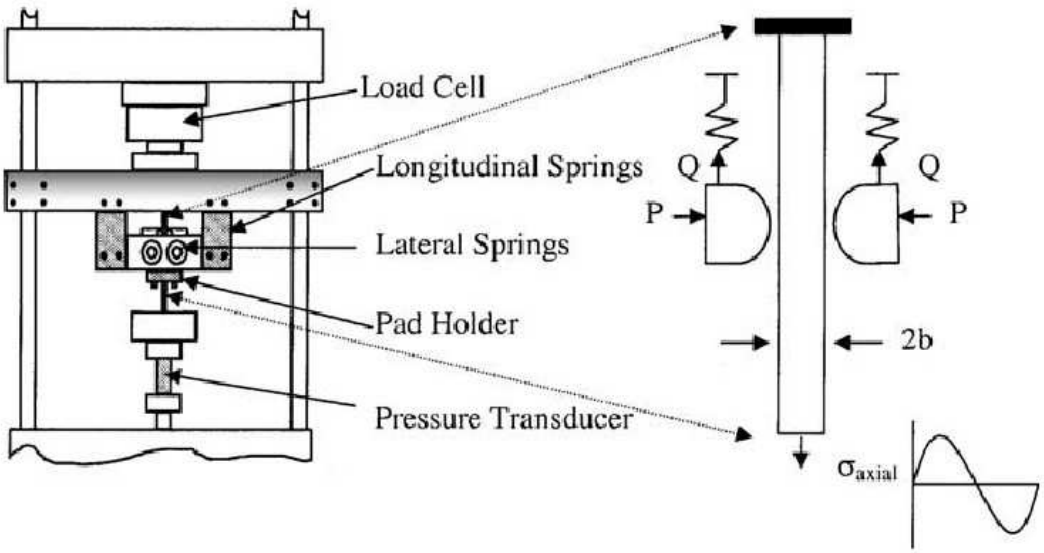


Figure I.39: Schéma de l'essai de fretting-fatigue mono-vérin [Mall 04].

Une évolution majeure du dispositif consiste à ajouter un deuxième vérin (figure I.40). L'utilisation de 2 vérins distincts permet de décorréler les conditions de fretting de celles de fatigue. Il est alors possible d'avoir des fréquences de sollicitation en fretting différentes de celles utilisées pour la fatigue. De plus les valeurs de débattement peuvent, dans ce montage, prendre des valeurs dans une gamme beaucoup plus large. Ceci permet de trouver des conditions qui permettent de se rapprocher au mieux des phénomènes complexes présents dans la plupart des cas industriels.

I.3.4.b Excentricité et dissymétrie du chargement mécanique

Sur une trace de fretting-fatigue, un décalage de la zone collée par rapport à l'axe médian du contact est observé (figure I.41). Ce phénomène, appelé excentricité e, est associé à une différence du chargement de fatigue entre la zone de glissement en amont et en aval du contact : la déformation de l'éprouvette sous le contact étant plus grande du côté de la partie non encastrée.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

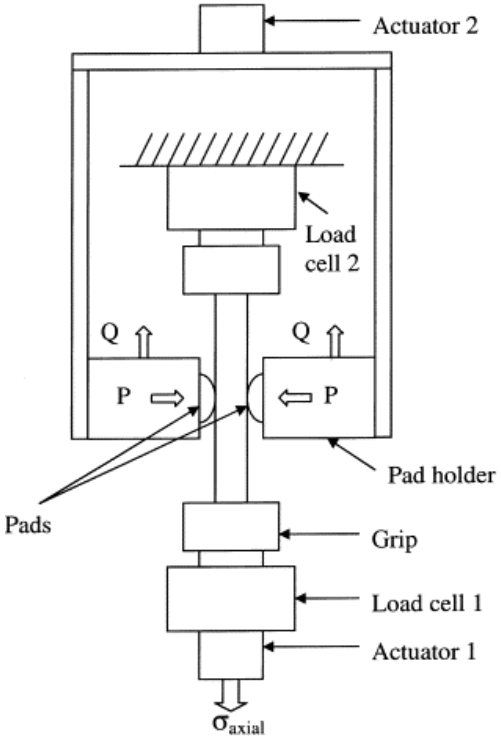


Figure I.40: Schéma de l'essai de fretting-fatigue double-vérin [Lee 06].

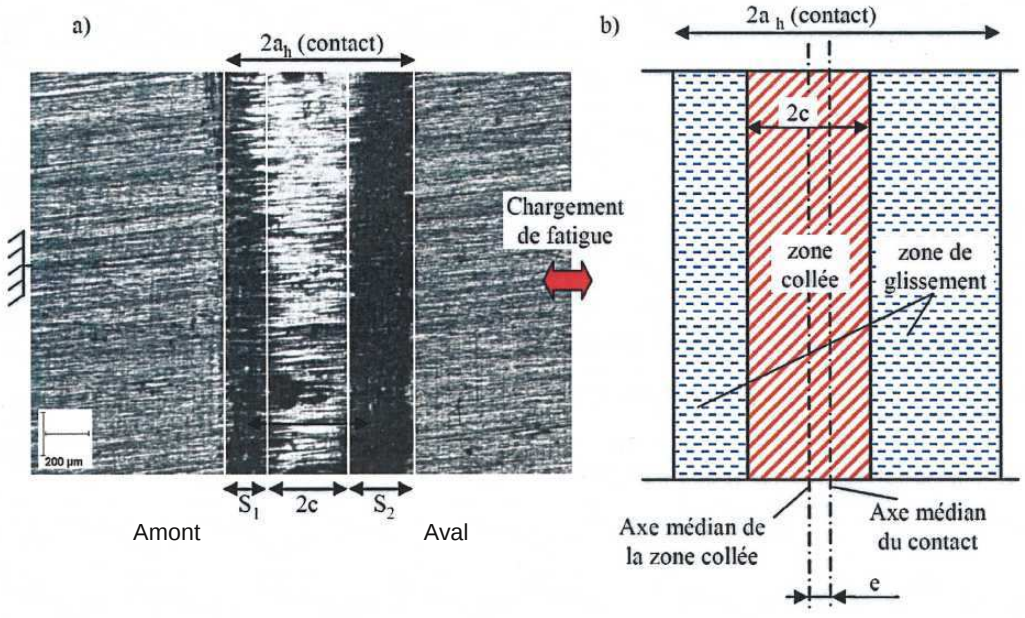


Figure I.41: Phénomène d'excentricité sur une trace de fretting-fatigue : a) Microscopie optique d'une trace après un essai de fretting-fatigue, b) Schéma explicatif [Mériaux 10a].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

En considérant une description élastique du contact, Hills et Nowell explicitent la valeur de l'excentricité e au travers de la relation suivante [Hills 94] :

$$e = \frac{\sigma.a_h}{4.\mu.p_0} \tag{I.7}$$

avec σ la contrainte maximale de fatigue, a_h la demi-largeur de contact, μ le coefficient de frottement et p_0 la pression maximale hertzienne.

Nous retiendrons que cette formulation ne reste valable que pour $e + c \leq a$ soit :

$$\frac{\sigma.a_h}{\mu.p_0} \leq 4[1 - (1 - \frac{Q^*}{\mu.P})^{1/2}] \tag{I.8}$$

Cette dissymétrie géométrique, à prendre en compte lors des calculs, aboutit à une dissymétrie de la répartition des contraintes de cisaillement générée par le contact. La figure I.42 montre l'effet de la superposition d'une contrainte de fatigue à la sollicitation de fretting simple : les contraintes de cisaillement générées par le contact deviennent dissymétriques, ce qui explique que la fissure menant à la rupture de l'échantillon se situe toujours sur le côté non encastré du contact, là où les déplacements dus à la fatigue sont les plus importants. Szolwinski et Farris confirment le fait que les fissures de fretting-fatigue menant à la rupture de l'échantillon en alliage 2024-T351 se situent toujours du côté du vérin mobile de fatigue [Szolwinski 98].

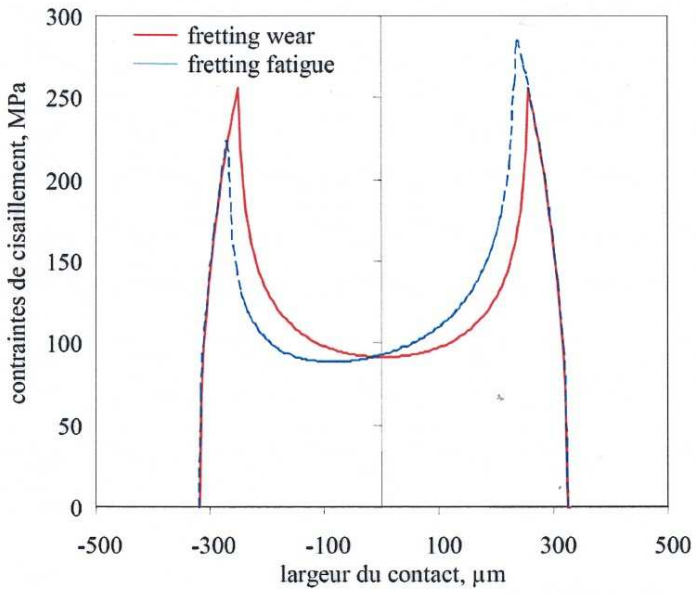


Figure I.42: Effet de la contrainte de fatigue sur la dissymétrie de la distribution des contraintes de cisaillement dans un contact cylindre/plan XC38/XC38 [Kubiak 06].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.3.4.c Fissuration en fretting-fatigue

La fissuration en fretting-fatigue peut se décomposer, comme dans le cas du fretting, en une phase d'amorçage et plusieurs phases de propagation. Il est généralement admis que l'amorçage est piloté par l'effort au niveau du contact tandis que la propagation est gouvernée par la contrainte de fatigue. Les travaux de Mériaux, qui a instrumenté les essais de fretting-fatigue avec des capteurs d'émission acoustique (EA), ont permis de mettre en évidence deux types de population d'événements de fissuration présentant des caractéristiques différentes [Mériaux 10b] :

- population 1 : présente dès les premiers instants de sollicitation avec une forte activité acoustique, elle disparait après une phase de stabilisation –> associée au processus de fissuration par cisaillement (mode 2) ;
- population 2 : d'énergie plus importante, celle-ci apparaît légèrement plus tard et augmente fortement vers la fin de l'essai –> identifiée comme étant de la fissuration en mode I.

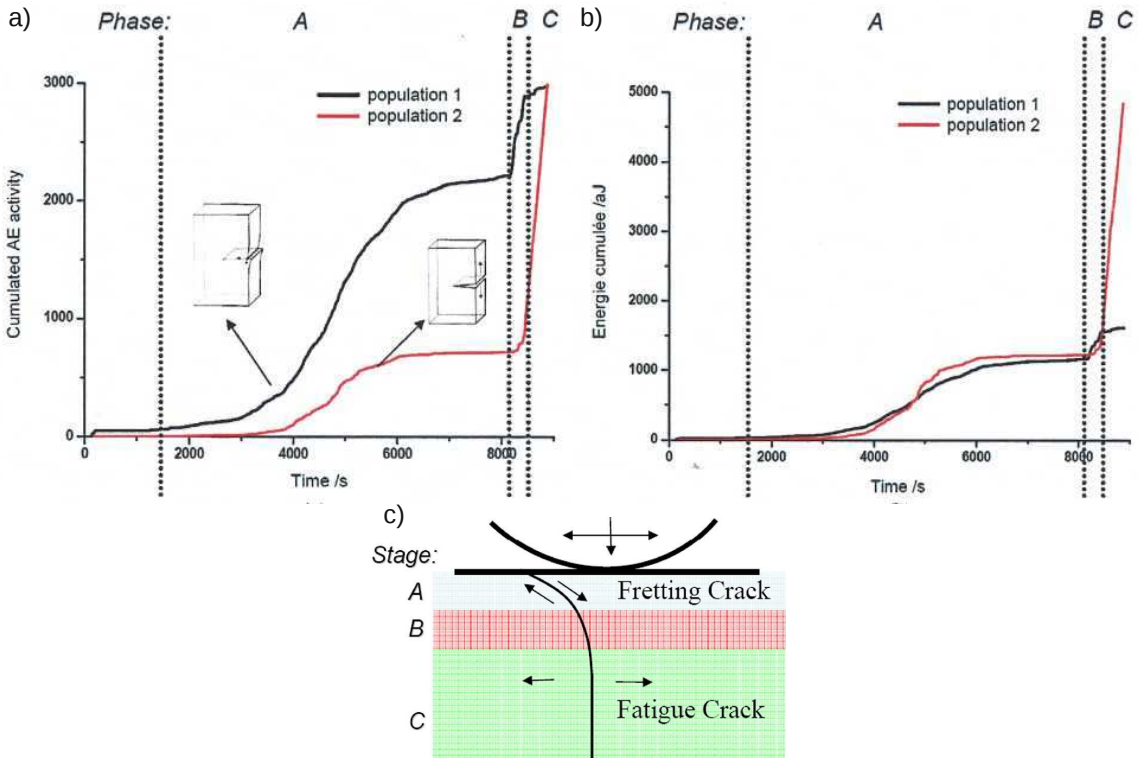


Figure I.43: Identification de trois phases de propagation a) sur le graphe d'évolution de l'activité de l'émission acoustique cumulée, b) sur le graphe d'évolution de l'énergie cumulée et c) sur le schéma de fissuration [Mériaux 10b].

La propagation se décompose alors en trois phases, notées A, B et C. Durant la phase A, la fissuration est essentiellement gouvernée par le chargement de fretting : la fissure est de faible taille et fait un angle prononcé avec la surface. Cette fissuration se fait essentiellement en mode II bien que le mode I soit également présent. Les activités des deux populations croissent à la même allure, même si l'énergie due au cisaillement est

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

nettement plus importante dans le cas de la population 1. En effet, le cisaillement a lieu durant tout le cycle tandis que la fissuration en traction n'apparaît qu'en fin de cycle lorsque l'ouverture de la fissure est effective. Au cours de la phase B se produit une fissuration mixte avec bifurcation de la fissure qui devient progressivement perpendiculaire à la contrainte de fatigue. L'activité d'EA des deux populations se stabilise. La bifurcation de la fissure nécessite de franchir un seuil ; une fois celui-ci franchi, la fissure progresse très rapidement. La forte activité acoustique liée au cisaillement s'explique par la bifurcation de la fissure qui entraîne un contact fort entre les lèvres de la fissure. Enfin, au cours de la phase C, une fissuration en mode I pur se produit. Seule la population 2 est alors présente.

I.3.5 Influence de la microstructure sur la réponse en fretting et fretting-fatigue

Très peu d'études ont été menées sur l'influence de la microstructure sur la réponse en fretting et/ou fretting-fatigue. Ce paragraphe est donc très général dans un premier temps, avant de se consacrer dans une seconde partie aux alliages d'aluminium.

I.3.5.a Cas des aciers et alliages de titane

La majorité des publications fait référence à des alliages de titane ou des aciers et les auteurs se sont principalement focalisés sur l'aspect mécanique de la sollicitation : effet de la force normale, de l'amplitude de déplacement, de la taille du contact ou encore de l'état de surface (anodisation, grenaillage, revêtement) [Jin 02, Petiot 94, Nowell 88, Nakasawa 92, Lindley 92].

Notons tout de même les travaux de Mall et de Takeda, qui discutent de l'influence de la microstructure respective des alliages Ti-6Al-4V et Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe [Mall 04, Takeda 04]. La figure I.44 met en évidence l'influence de la morphologie des phases présentes sur le comportement en fretting-fatigue et plus particulièrement sur la phase d'amorçage. De précédentes études en fretting-fatigue ont montré que la résistance à la propagation des fissures courtes et longues augmente quand la microstructure passe de duplex à lamellaire. Sachant que l'amorçage et la propagation jusqu'à une taille détectable (environ 0,1 mm ici) constitue 90 à 95% de la durée de vie des échantillons, Mall met en évidence la tendance inverse. En effet, l'alliage duplex résiste mieux à l'amorçage de la fissuration en fretting que les alliages lamellaires mais possède un moins bon comportement face à la propagation des fissures en fretting-fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

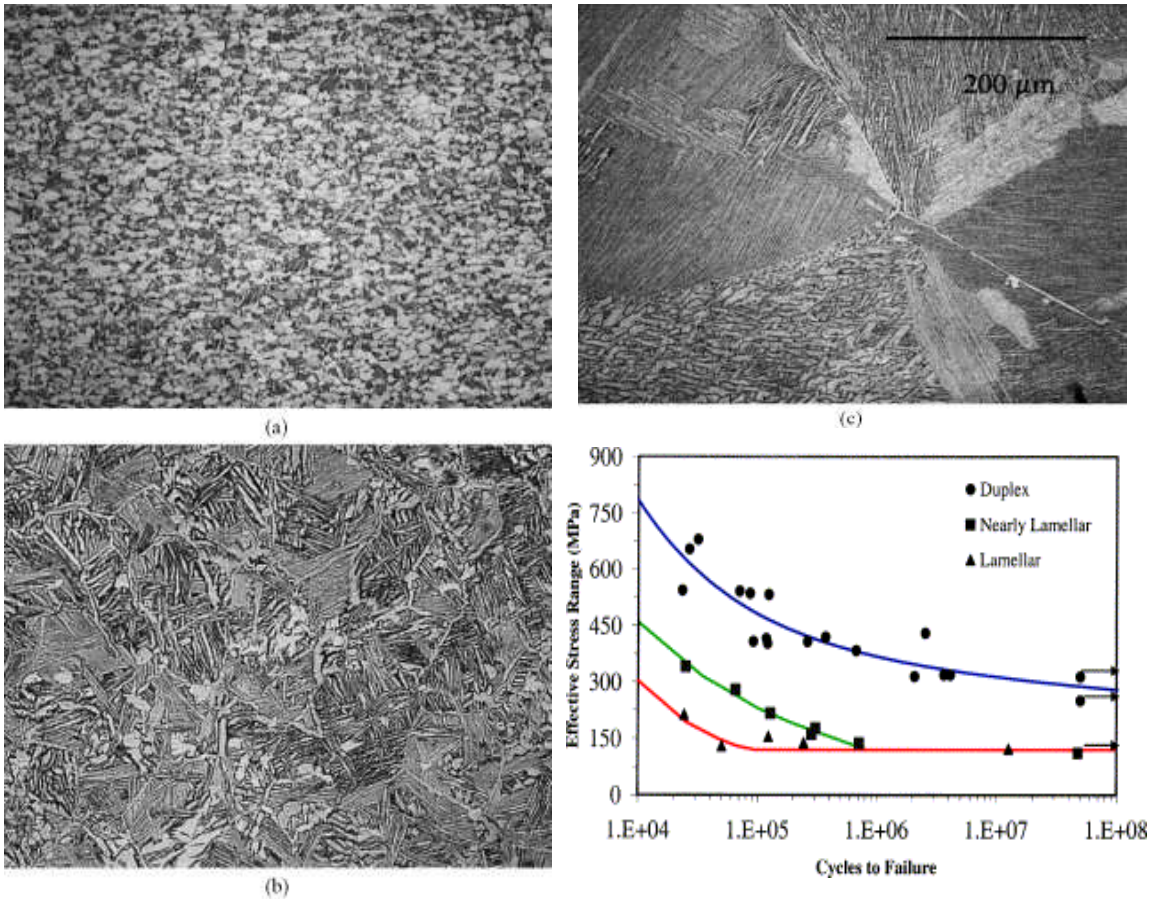


Figure I.44: Influence de la microstructure de l'alliage Ti-6Al-4V sur sa durée de vie en fretting-fatigue, a) structure duplex contenant α primaire (en blanc) et $\alpha + \beta$ en aiguille, b) structure quasi-lamellaire avec encore la présence de α, c) structure entièrement lamellaire, d) courbes S-N en fretting-fatigue associées à ces trois microstructures [Mall 04].

Le manque d'informations concernant l'influence de la microstructure sur la résistance au phénomène de fretting-fatigue se retrouve également sur le plan de la modélisation. En effet, la majorité des travaux suppose un contact bidimensionnel, suffisant d'un point de vue mécanique et permettant une bonne prédiction de la position du point d'amorçage. Cependant d'un point de vue du matériau, il faudrait passer à un modèle 3D qui permettrait de rendre compte des hétérogénéités de la microstructure : joints de grains, particules... pour espérer corréler les résultats expérimentaux au seuil d'amorçage calculé.

L'analyse ponctuelle du niveau de sollicitation est beaucoup trop sévère du fait de la capacité du matériau à accommoder les contraintes sous le contact. Il est donc nécessaire de travailler sur un espace moyenné. Pour les analyses 2D, les techniques consistant à moyenner peuvent s'effectuer sur un rectangle, une ligne dans la profondeur ou encore un disque. En trois dimensions, le volume servant à moyenner peut être vu comme la taille de maille dans les calculs en éléments finis ou alors comme un volume basé sur la géométrie du contact. Dans tous les cas, ce paramètre n'a que peu de signification physique. Cependant pour l'étude du titane TA6V, en choisissant un micro-volume

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

cubique pour retrouver les résultats expérimentaux induisant l'amorçage, Fridrici estime la grandeur caractéristique comme égale à la taille des grains (30 microns) [Fridrici 05].

Une récente étude numérique de Zhang *et al.* utilise la plasticité cristalline pour explorer la sensibilité du fretting-fatigue à la microstructure de l'alliage duplex Ti-6Al-4V [Zhang 09]. Cet auteur s'intéresse à trois paramètres : taille des grains, texture et distribution en taille de grain. Malgré le peu de conditions testées, il en ressort que :

- une taille moyenne des grains faible entraîne une augmentation de la résistance au fretting-fatigue ;
- l'effet de la texture est le plus important des 3 paramètres testés. Le matériau texturé transverse et basal/transverse montre une meilleure résistance au fretting-fatigue ;
- la distribution de la taille de grain n'a qu'un rôle minime.

Aucune étude numérique de ce type sur les alliages d'aluminium n'a pû être trouvée dans la littérature.

I.3.5.b Cas des alliages d'aluminium

Quelques auteurs ont étudié le fretting dans les alliages d'aluminium, sans examiner le lien avec la microstructure. Chen *et al.* se sont penchés sur un système industriel complexe : le rivetage auto-poinçonneur (SPR pour Self-Piercing Rivet en anglais) [Chen 03]. Ils en concluent que l'amorçage des fissures de fatigue est dû à un phénomène de fretting au niveau des interfaces tôle/tôle et rivet/tôle (figure I.45). Cependant aucune remarque sur l'influence de la microstructure de l'alliage AA5754 n'a été faite.

De même, Guo s'intéresse au comportement en fretting fatigue de tôles en alliages 6xxx rivetées mais n'aborde que le côté mécanique du phénomène : selon la force de serrage, le site d'amorçage des fissures change [Guo 08]. Sans force de serrage, la fissure s'initie au minimum de la section (figure I.46). Plus la force augmente, plus les contraintes de compression sont grandes et plus l'amorçage des fissures est difficile : la durée de vie augmente. A partir d'une certaine valeur de serrage, la durée de vie chute, les fissures s'amorcent principalement sur les faces de l'éprouvette, là où les efforts de fretting sont les plus élevés.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

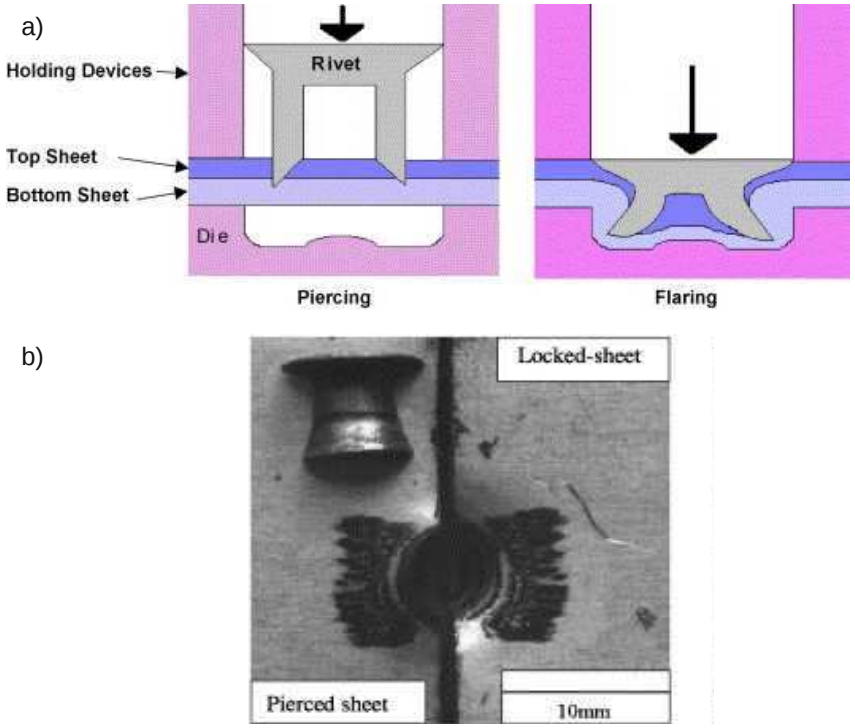


Figure I.45: Rivetage auto-poinçonneur a) Principe et b) Illustration du phénomène de fretting-fatigue [Chen 03].

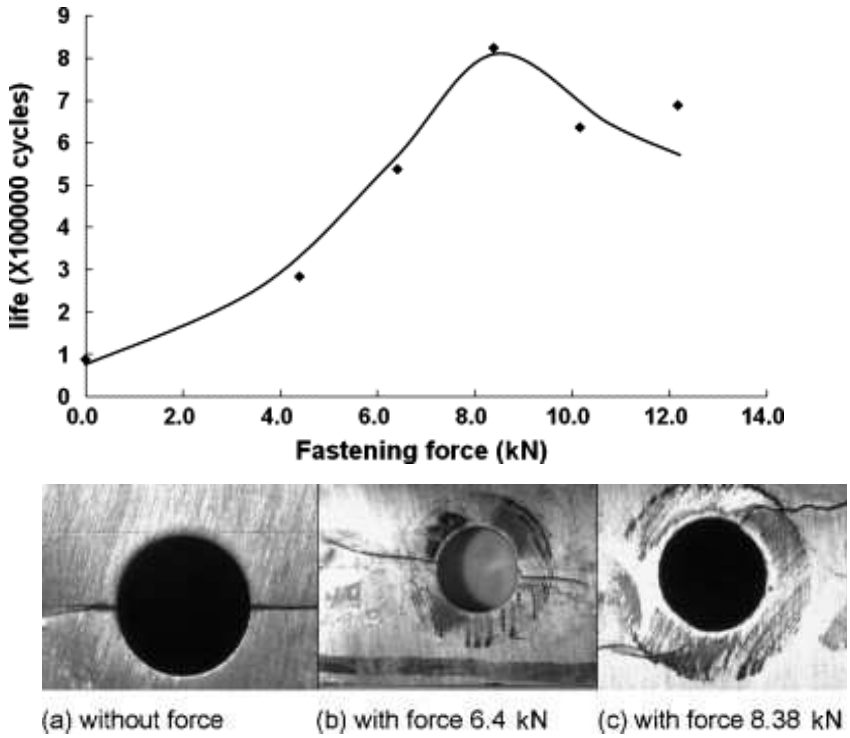


Figure I.46: Effet de la force de serrage sur la fissuration en fretting-fatigue d'un alliage 6xxx [Guo 08].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Très peu d'études ont donc été menées sur l'influence de la microstructure sur la fissuration. Une des difficultés vient du fait que les fissures générées sont de petites tailles et restent confinées sous le contact. Leur observation est donc destructive, et généralement seules quelques sections sont analysées. Ceci ne permet pas d'avoir une idée représentative de l'influence de la microstructure. En 2007, Proudhon réalise la première analyse 3D d'une fissure de fretting dans un alliage 2024 en utilisant la micro-tomographie aux rayons X : il obtient ainsi une vision tri-dimensionnelle de la fissure et des données quantitatives en terme d'angle et de longueur (Figure I.47) [Proudhon 07].

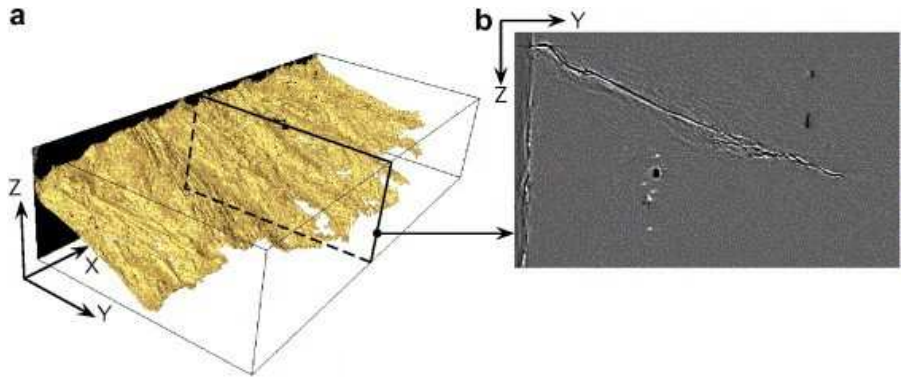


Figure I.47: a) Rendu 3D de la forme de la fissure de fretting, b) coupe 2D reconstruite à l'intérieur du matériau montrant la morphologie de la fissure (alliage 2024-T351, Q=240N/mm, P=440N/mm, et N=500 000 cycles) [Proudhon 07].

Grâce à cette technique, couplée à une infiltration au gallium [Ludwig 00], il a pu déterminer l'influence des joints de grains sur la fissuration. La figure I.48 montre que la phase d'amorçage et coalescence n'est pas uniforme dans l'échantillon (de 0 à 20 μm de profondeur). La microstructure locale semble jouer un rôle important : plusieurs petites fissures s'amorcent dans des grains probablement favorablement orientés vis à vis du chargement. Vient ensuite une phase de propagation avec un angle sensiblement constant dans l'épaisseur de l'échantillon : la fissure parait insensible à la microstructure rencontrée entre 20 et 200 μm. A partir de cette profondeur, la fissure recommence à être sensible à la microstructure, car elle suit différents plans selon les grains rencontrés. La dispersion est importante. Seule cette étude, réalisée sur l'alliage 2024, a été trouvée dans la littérature pour l'aluminium.

Szolwinski et Farris analysent, eux aussi, le comportement de l'alliage 2024-T351 en fretting-fatigue [Szolwinski 98]. Ils confirment le fait que les fissures de fretting-fatigue menant à la rupture de l'échantillon se situent toujours du côté du vérin mobile de fatigue. Ils mettent aussi en évidence un début de fissuration oblique qui, par la suite, tourne rapidement pour croître dans une direction globalement perpendiculaire à la surface de contact (figure I.49).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

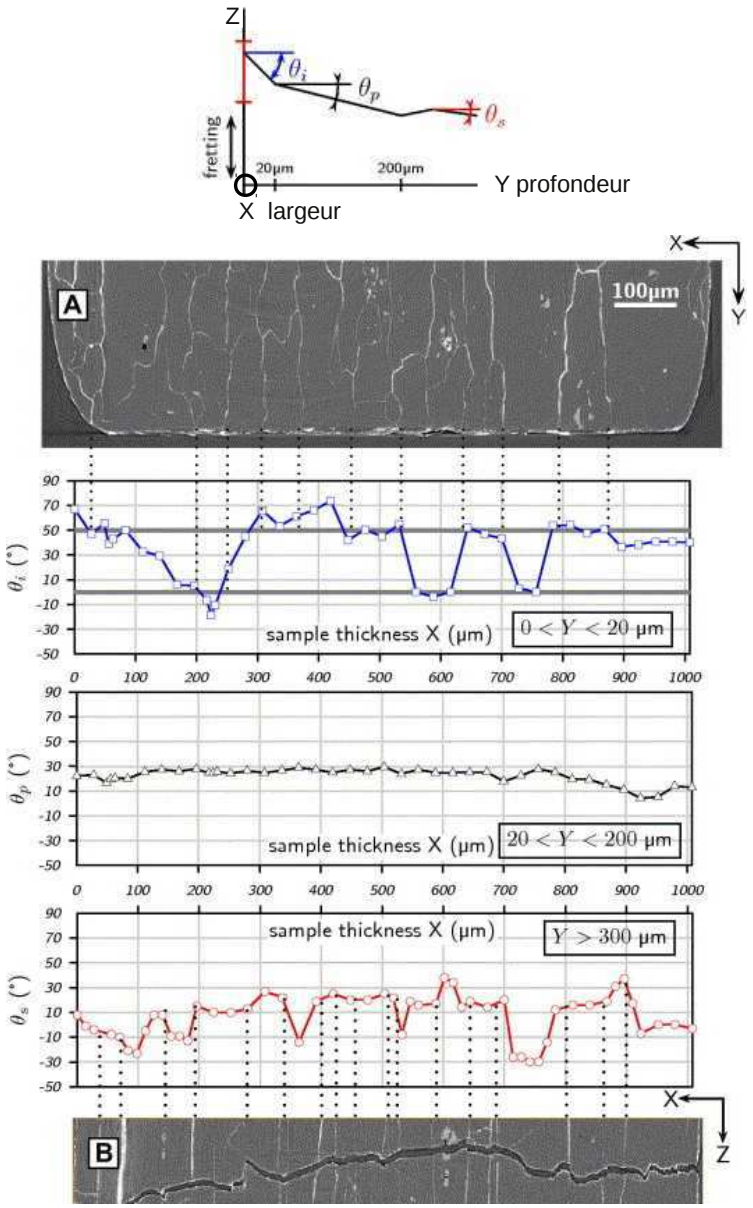


Figure I.48: Variation de l'orientation d'une fissure de fretting en fonction de sa profondeur de propagation (alliage 2024-T351, Q=240N/mm, P=440N/mm, et N=500 000 cycles). Voir le texte pour plus d'explications [Proudhon 07].

En se basant sur les études de Clark et Hoeppner, Shinde s'intéresse plus particulièrement à la phase d'amorçage des fissures de fretting-fatigue sur l'alliage 7075-T6 [Shinde 06, Shinde 07]. Il révèle que l'amorçage de la fissuration s'effectue sur des discontinuités de surface au bord du contact échantillon-poinçon. Ces petites cavités peuvent être créées par adhésion de certaines aspérités ou oxydes, par les rayures dues au glissement. Il y a donc un multi-amorçage le long de la surface de contact. En comparant deux épaisseurs de tôles issues du même alliage, Shinde montre qu'une taille de grain plus grande est susceptible d'augmenter l'endommagement en fretting alors qu'une structure à petits grains possède une meilleure résistance.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

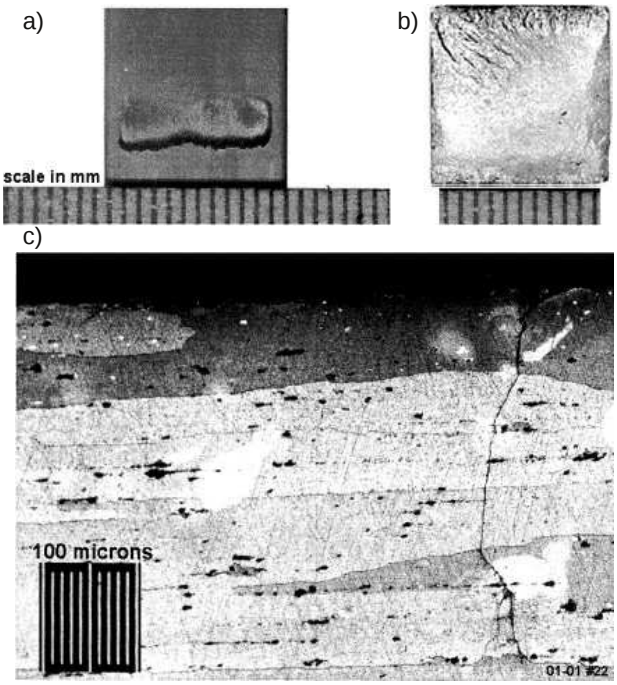


Figure I.49: Photographies a) d'une trace de fretting-fatigue montrant la dissymétrie dans le contact due à la contrainte de fatigue, b) d'un faciès de rupture (la surface de contact se trouve en bas), c) Coupe microscopique d'un essai interrompu contenant une fissure orientée à 45° dans son premier stade de propagation puis tournant de façon à être perpendiculaire à la surface de contact (alliage 2024-T351) [Szolwinski 98].

Dans sa seconde étude, il se concentre plus spécifiquement sur la profondeur des cavités. La taille de celles-ci n'apparait pas comme critique (les plus grosses cavités ne menant pas forcément à rupture) au contraire de leur environnement : distance par rapport aux joints de grains, espacements entre défauts, présence d'intermétalliques aux alentours...

En analysant la durée de vie globale de cinq alliages de la série 2xxx en fatigue et en fretting-fatigue, Giummarra montre que la sollicitation de fretting réduit d'autant plus la durée de vie de l'alliage que celui-ci possède une bonne résistance à l'amorçage des fissures de fatigue [Giummarra 06]. En effet, un alliage de haute pureté (ayant peu d'intermétalliques) est beaucoup plus affecté par le fretting (i.e. la durée de vie chute) qu'un alliage possédant des intermétalliques conduisant à un amorçage prématuré des fissures. Le fait d'ajouter une sollicitation de fretting nivelle la phase d'amorçage qui était plus longue dans l'alliage sans intermétalliques. C'est alors le comportement de l'alliage sur la propagation des fissures longues de fatigue qui devient prépondérant pour la durée de vie.

Comme vu précédemment pour la fatigue uniaxiale, un alliage favorisant le glissement planaire conduit à une fissuration en fretting-fatigue beaucoup plus tortueuse avec une propagation plus difficile qu'un alliage générant une déformation plus homogène (fissure assez rectiligne). Une conclusion également importante de cette étude est que la première phase de propagation dominée par le fretting (fissure orientée à 45°) ne

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

semble pas affectée par la microstructure de façon significative. L'aspect des fissures est similaire aussi bien en terme de forme que de taille. La figure I.50 montre les fissures de fretting-fatigue observées dans l'alliage 2X24 à deux états de revenu : T351 et T8 (11h à 190°C) : les parties de la fissure proches de la surface de contact sont similaires alors que les parties dominées par la sollicitation de fatigue (i.e. loin de la surface de frottement) sont très différentes.

Giummarra propose plusieurs pistes pour expliquer ceci :

- les alliages s'écrouissent rapidement sous le contact (fortes contraintes + forte triaxialité). Il est alors tout à fait possible que ces alliages ayant des limites d'élasticité différentes à l'origine, présentent après quelques dizaines de cycles une nouvelle limite identique. Sous ces conditions, les fissures de fretting se propagent alors de façon similaire dans les différents alliages ;
- les contraintes très fortes sous le contact et la présence de multiples fissures rendent l'état de chargement très complexe et annihilent potentiellement l'effet (plus subtil) de la microstructure ;
- les dimensions des caractéristiques microstructurales sont peu compatibles avec les fissures de fretting (taille moyenne des grains : $37,5\mu m$ $(TC) \times 123,8\mu m$ $(TL) \times 196,7\mu m$ (L) pour les alliages 2x24-T351 et 2x24-T851). Les fissures de fretting sont courtes et interagissent très peu avec les joints de grains par exemple. Si l'effet existe mais reste peu marqué, il peut très bien être masqué par la forte dispersion.

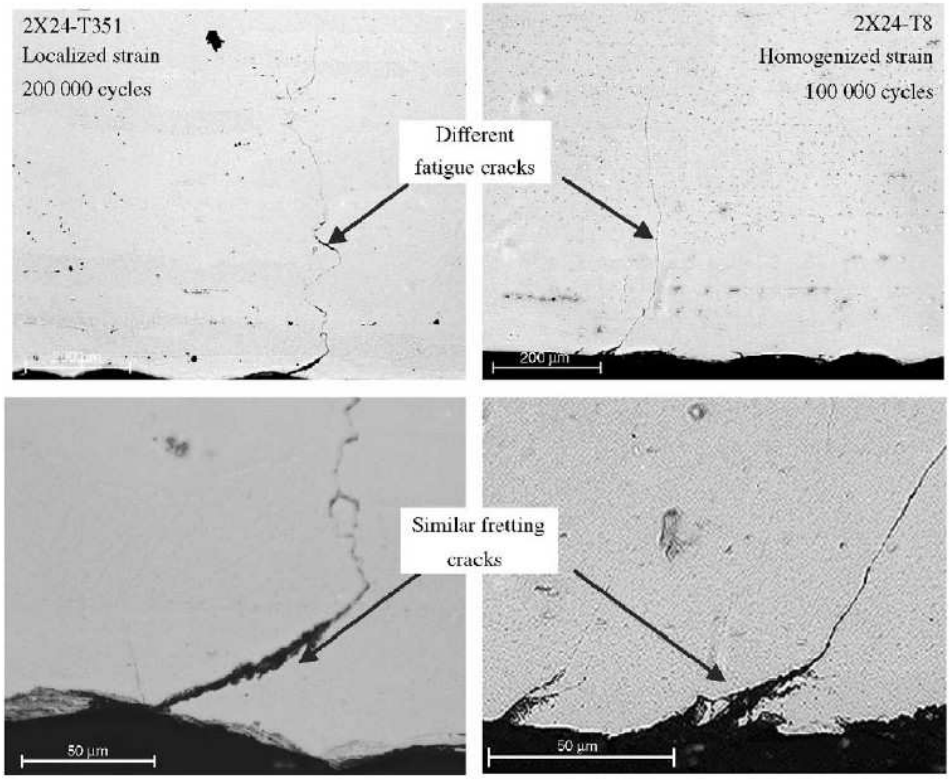


Figure I.50: Micrographies de fissures de fretting-fatigue montrant une différence de comportement dans le domaine contrôlé par la fatigue alors que l'amorçage généré par le fretting est similaire [Giummarra 06].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

I.4 Conclusion et position de la problématique

Cette revue bibliographique a permis de faire un bilan des nombreuses connaissances acquises sur les mécanismes de fissuration en fatigue des alliages Al-Cu-Li, avec notamment l'influence de la microstructure sur ceux-ci.

- les intermétalliques jouent un rôle essentiel sur la phase d'amorçage. Leurs incompatibilités mécaniques avec la matrice entraînent l'amorçage de microfissures.

- les joints de grains peuvent être des barrières microstructurales importantes pour la propagation des fissures : des grains d'orientations très différentes peuvent ainsi influencer fortement le chemin ainsi que la cinétique de propagation. Cependant s'il existe une méso-texture (grains voisins ayant globalement la même orientation), la désorientation aux joints de grains est faible et ceux-ci n'auront alors que peu d'influence. Dans les materiaux étudiés, qui sont obtenus par laminage, la texture est généralement assez marquée (composantes de laminage). Cependant celle-ci dépend de la capacité du matériau à recristalliser et donc notamment de la quantité de zirconium ajoutée.

- à l'intérieur même des grains, la précipitation est un élément microstructural clef pour le chemin de fissuration. Selon la nature des phases présentes, la déformation plastique peut être générée par glissement planaire (cas de δ' cohérents qui sont cisaillables) ou glissement dévié (cas des plaquettes T_1 moins cohérentes). Ces deux modes de déformation entrainent des faciès de fissuration a priori différents.

La fissuration sous sollicitation de fretting et de fretting-fatigue est étudiée depuis bien moins longtemps et les recherches ont plutôt été orientées d'un point de vue « mécanique ». Ceci est en partie dû au fait que la configuration d'essai ne permet pas de suivre facilement la fissuration (fissuration sous le contact). Pour connaître la chronologie de fissuration, il est nécessaire d'effectuer des essais interrrompus. Grâce à des bancs expérimentaux permettant de se rapprocher de plus en plus des sollicitations dans les structures réelles (essai double-vérins) et à de nouvelles techniques expérimentales comme la micro-tomographie aux rayons X ou encore le suivi in-situ par émission acoustique, les mécanismes de fissuration sont cependant de mieux en mieux appréhendés. Sur le plan du fretting-fatigue, les auteurs supposent généralement que la phase d'amorçage devient très courte à cause des forts gradients sous le contact et se ramènent souvent à des effets observés en fatigue pour la propagation. Aucun effet de la microstructure en fretting simple n'a pour l'instant été observé.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

CHAPITRE II

Techniques expérimentales et Matériaux

II.1 Techniques de caractérisation

II.1.1 Préparation et attaques chimiques avant microscopie optique

Quelle que soit l'attaque chimique à réaliser avant l'observation au microscope optique, il est nécessaire de polir la surface à analyser. Voici le descriptif des deux grandes étapes :

- polissage avec papier aux carbures de silicium : granulométrie P600, puis P1200 et enfin P4000 (rinçage et lubrification à l'eau) ;
- polissage à la pâte diamantée (DP-Paste) [1] 3 μm et 1 μm sur nappe (DP-Mol)[1] et (DP-Nap)[1] respectivement. La lubrification est faite grâce à un mélange d'éthanol, de propane-2-ol et d'éthylène-glycol ayant le nom de DP-Lubricant Blue [1]. Le rinçage se fait à l'éthanol et le séchage à l'air chaud.

Ce protocole a également été utilisé pour préparer les surfaces des éprouvettes de fatigue.

II.1.1.a Attaque chromique

L'attaque chromique permet de révéler les joints de grains, les sous-joints de grains, ainsi que la précipitation au lithium. La composition de la solution d'attaque [2] est la suivante :

- 16 ml d'acide nitrique HNO_3 concentré à 70% ;
- 1 ml d'acide fluorhydrique HF concentré à 20% ;
- 83 ml de solution chromique Cr_2O_3. La solution chromique est préparée en faisant dissoudre 30g d'anhydride chromique cristallisé [3] dans 830 ml d'eau.

Une attaque à température ambiante et un maintien de 2 minutes de l'échantillon dans la solution constituent les conditions optimales pour ces alliages.

1. Ces appellations font référence à des produits de la société STRUERS.
2. Pour un bon fonctionnement sur ces alliages, la solution d'attaque doit être renouvelée à chaque utilisation.
3. Produit de la société FISHER SCIENTIFIC : chromium(IV) oxide Cr_2O_3 en granulés.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

L'attaque chromique n'est pas suffisante pour bien révéler les grains car :
- en l'absence de précipitation, cette attaque ne fonctionne pas bien ;
- elle révèle aussi la sous-structure. Les joints de grains ne sont pas différentiables des sous-joints de grains.

Il est donc difficile d'établir une taille de grains moyenne dans les 3 directions sans avoir recours à un second type d'attaque : l'oxydation anodique.

II.1.1.b Oxydation anodique

Le principe de cette attaque électrochimique est expliqué sur la figure II.1.a. L'application d'une tension de 30V avec un ampérage inférieur à 4 mA pendant 160 secondes permet de révéler les grains. Il est possible de comparer l'orientation des grains les uns par rapport aux autres grâce à une observation en lumière polarisée. Les grains apparaissent alors de différentes couleurs suivant leur orientation (figure II.1.b).

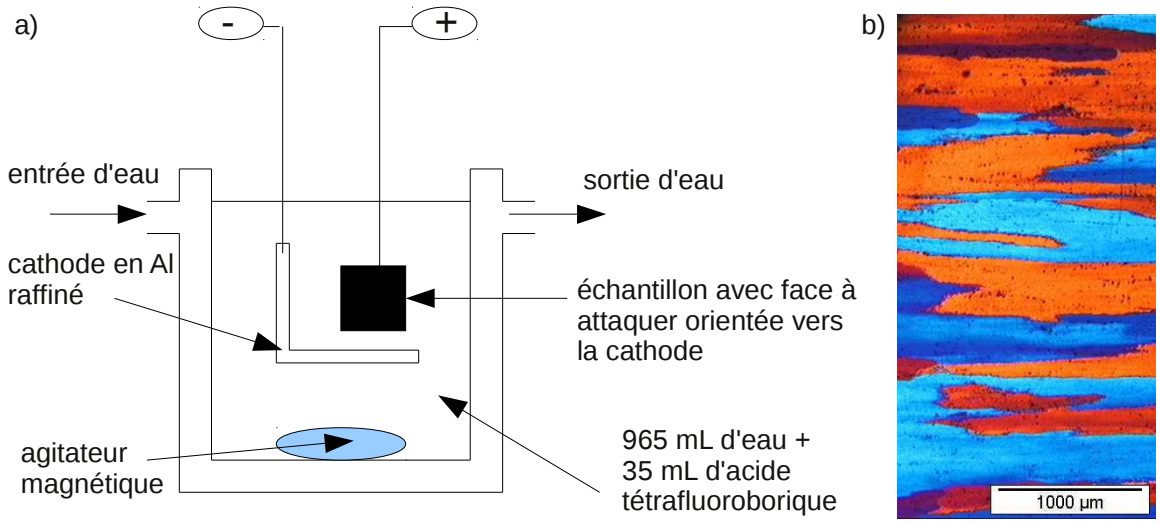


Figure II.1: a) Mise en œuvre de l'oxydation anodique et b) Exemple de micrographie obtenue en lumière polarisée.

II.1.1.c Attaque Keller

L'attaque Keller est principalement utilisée dans ce travail pour visualiser les fissures de fretting qui ont tendance à se boucher lors du polissage. L'échantillon poli est immergé pendant 30 secondes [4] dans une solution composée de 2 ml d'acide fluorhydrique, 2 ml d'acide chlorhydrique, 3 ml d'acide nitrique et 93 ml d'eau.

4. La durée d'attaque est de 30 secondes si la solution est à 8°C. Attention, le temps varie fortement selon la température de la solution.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.1.2 Microscopie Électronique à Balayage

Les observations fractographiques ont été effectuées sur un MEB Philips XL20 avec filament en tungstène et une tension d'accélération de 20 keV en mode électrons secondaires ou rétro-diffusés.

II.1.2.a Fractographie

Les faciès de rupture des éprouvettes rompues sont observés à faibles agrandissements (x25 à x400). Ces observations fournissent des informations sur les modes de fissuration grâce aux différents types de faciès identifiables (rupture fragile, stries et rivières de fatigue...) et permettent aussi de localiser les sites d'amorçage. Pour les essais de fatigue, qui ont tous été menés jusqu'à rupture de l'éprouvette, les faciès de rupture sont prélevés facilement par découpe des têtes d'éprouvette.

Concernant les essais de fretting, pour lesquels les fissures s'arrêtent, la technique d'extraction du faciès consiste à découper l'échantillon de manière à ne garder qu'une petite plaque contenant les fissures, puis à rompre celle-ci par flexion. La figure II.2 reprend schématiquement les principales étapes de cette technique et un exemple de faciès obtenu. Il est à noter que cette technique d'analyse n'est possible que pour des fissures de fretting assez longues (supérieures à 200 μm).

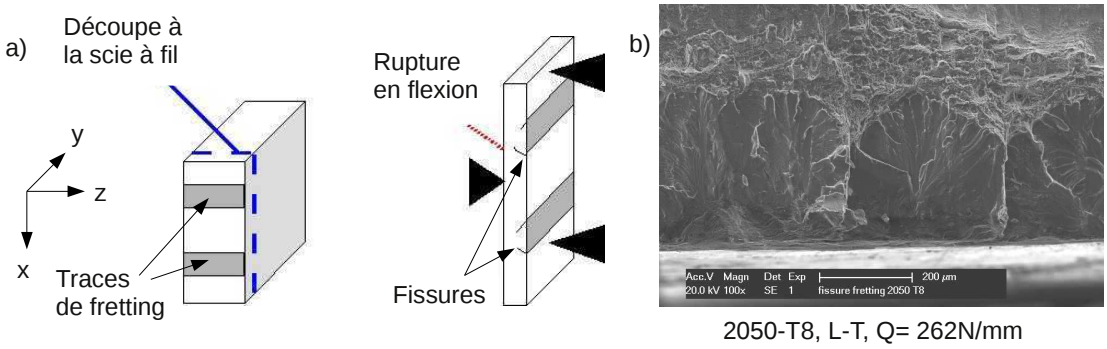


Figure II.2: a) Extraction du faciès de fissuration pour les essais de fretting et b) Exemple de faciès observé au MEB, en bas la zone de fissuration en fretting, en haut la zone de rupture par flexion.

II.1.2.b Plan de fissuration-piqûres

Pour évaluer l'influence de la cristallographie sur le chemin de fissuration, il est possible de réaliser une attaque Keller sur le faciès de rupture et d'analyser les piqûres de corrosion à fort grandissement (x800 à x3200). La forme des piqûres visualisées donne une indication sur les plans cristallographiques du faciès de rupture. Cette méthode est facile à mettre en œuvre car elle ne nécessite pas de préparation particulière et permet d'obtenir rapidement une information sur la cristallographie locale. Toutefois, comme nous le verrons, l'interprétation de la forme des piqûres peut s'avérer délicate.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

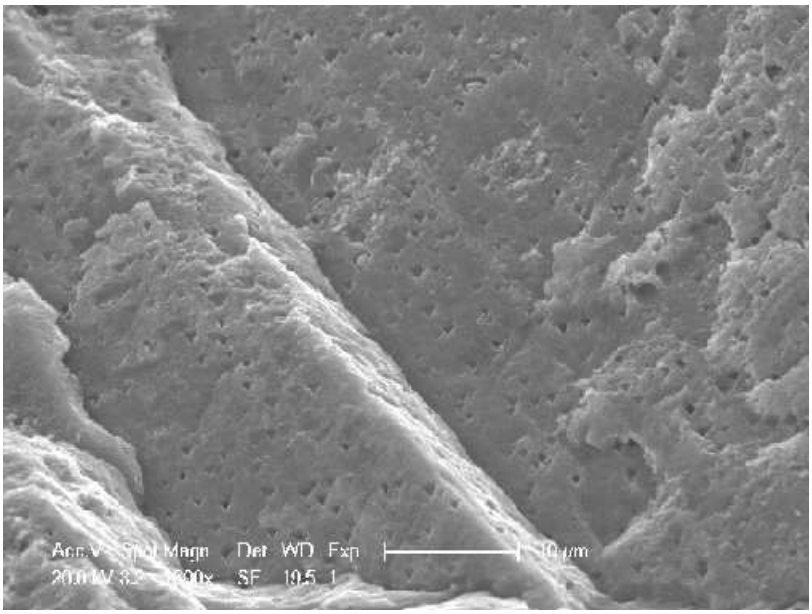


Figure II.3: Observation au MEB d'un faciès de rupture d'une éprouvette en 2050à l'état sous-revenu après 30 secondes d'attaque Keller, mettant en évidence des piqûres de corrosion triangulaires caractéristiques des plans {111}.

II.1.2.c EBSD

Afin de caractériser la cristallographie locale des échantillons après fatigue et d'étudier son influence sur le chemin de fissuration, des analyses en EBSD (Electron Back Scatterred Diffraction) ont été réalisées. Cette technique, basée sur la diffraction des électrons par le cristal (figure II.4), permet une analyse locale, en surface, de la structure et de l'orientation des phases en présence [Schwartz 00]. Les analyses se font dans un MEB, et les électrons incidents sont diffractés par le cristal en respectant la loi de Bragg, $\lambda = 2d.sin\theta$ avec λ la longueur d'onde des électrons incidents, d la distance inter-réticulaire et θ l'angle de diffraction. L'échantillon est tilté à 70° de manière à optimiser la diffraction des plans (hkl) qui forme alors deux cônes de diffraction plats, au-dessus et en dessous des plans diffractants. Ces cônes, appelés cônes de Kossel, intersectent l'écran de mesure en formant des bandes appelées Bandes de Kikuchi. Pour une orientation particulière d'un cristal donné, une certaine structure de bande sera obtenue. En indexant les bandes détectées par l'écran, il est possible de déterminer l'orientation cristallographique.

Dans la pratique, l'indexation se fait automatiquement lors de l'analyse, l'utilisateur déclarant la structure cristallographique des phases constitutives du matériau avant le début de l'acquisition. Sur les cartes présentées dans ce manuscrit, les zones noires sont des zones non indexées, c'est-à-dire ne diffractant pas ou peu, ou pour lesquelles aucune solution n'a pu être trouvée. Les autres couleurs représentent chacune une orientation cristallographique. Les joints de grains sont définis comme étant des zones où la désorientation n'excède pas un angle donné, qui a été choisi à 5° dans ce travail.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

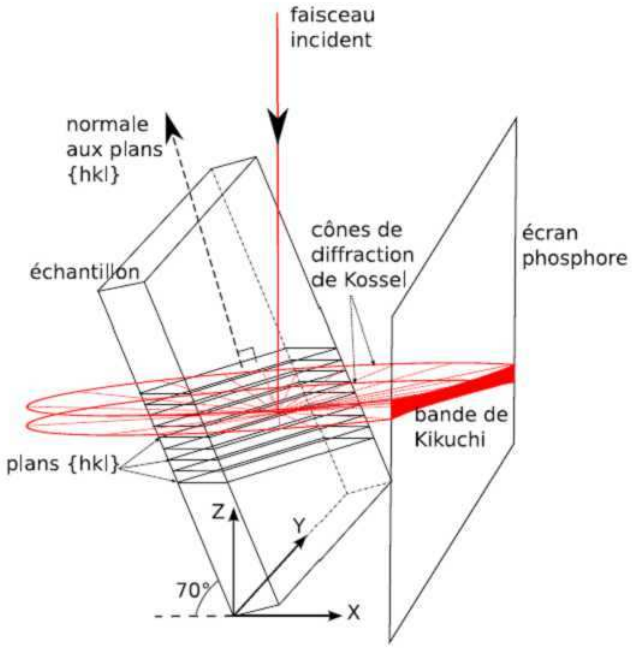


Figure II.4: Schéma de principe de la technique EBSD, présentant la formation des bandes de Kikuchi à partir de la diffraction de plan (hkl) du cristal [Contrepois 10].

De plus, pour avoir diffraction, il est nécessaire que les surfaces analysées contiennent le moins d'écrouissage possible. Le polissage mécanique pouvant conduire à un écrouissage en surface, une étape de préparation supplémentaire est nécessaire pour l'EBSD. Les échantillons, polis jusqu'à la pâte diamantée de $1\mu m$ subissent un polissage électrolytique. La solution composée de 33% d'HNO_3 dans du méthanol est utilisée sous une tension de 20V et une température de -10°C pendant 2 secondes avec une polisseuse électrolytique Struers Lectropol-5.

Les observations ont été réalisées sur deux microscopes : le Zeiss Ultra-55 équipé d'un détecteur d'électrons diffusés TSL du CMTC de Grenoble et le Zeiss Supra-55VP équipé d'un détecteur HKL du laboratoire MATEIS. Les données ont été respectivement traitées avec les logiciels OIM Data Analysis et Channel 5.

Afin d'analyser l'orientation cristalline de plans particuliers, nous avons utilisé deux logiciels différents. Le premier commercialisé sous le nom de CaRIne Cristallography 3.1, permet à partir d'une figure de pole et d'une mesure d'angle entre la trace d'un plan particulier et la verticale de l'image de retrouver les indices de Miller de ce plan. La méthodologie sera détaillée lors du traitement des résultats dans le chapitre III. Le second logiciel Orilib [5] permet de réaliser l'opération inverse, c'est-à-dire de déterminer l'angle entre les traces de plan particuliers et la verticale de l'image et de pouvoir ainsi représenter des familles de plans sur les clichés EBSD [Contrepois 10, Albou 10].

5. Logiciel en accès libre, R. Quey, Orientation Library : A collection of routines for orientation manipulation (Version 2.0), disponible sur http ://sourceforge.net/projects/orilib.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.1.3 Microscopie Électronique à Transmission

II.1.3.a Description des différents modes utilisés

Le principe de fonctionnement d'un MET est le suivant : un faisceau d'électrons, formé dans le canon à électrons est projeté sur l'échantillon (figure II.5). Un ensemble de lentilles permet de régler le faisceau de manière à ce qu'il soit parallèle ou focalisé, lorsqu'il traverse l'échantillon. Ces électrons vont interagir avec celui-ci et seront récoltés à différents endroits du microscope, par différentes sortes de détecteurs selon l'information que l'on veut obtenir [Edington 91, Williams 09].

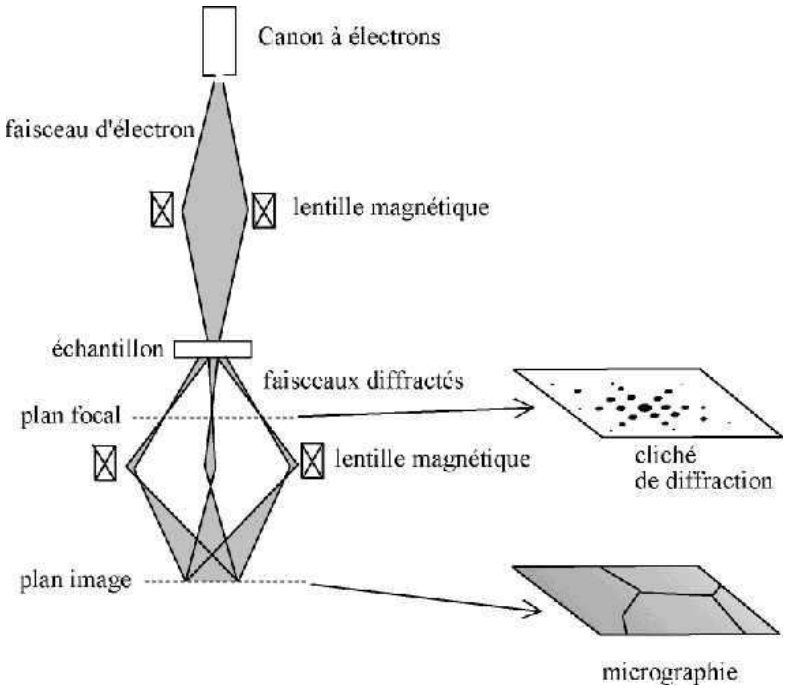


Figure II.5: Schéma de principe d'un Microscope Électronique en Transmission.

On distingue deux types d'interaction :
- les interactions élastiques, qui ont lieu sans perte d'énergie des électrons incidents ;
- les interactions inélastiques, qui mettent en jeu un transfert d'énergie du rayonnement électronique incident vers le matériau.

Les électrons issus des interactions élastiques sont utilisés pour les observations en mode dit conventionnel ou classique. Ils permettent d'obtenir des clichés des contrastes de diffraction qui proviennent de changements d'orientation du cristal ou de changements de structure du cristal. Les images ainsi obtenues permettent de mettre en évidence et de caractériser des phases ayant différentes structures cristallographiques.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

A l'aide de diaphragmes, il est possible de sélectionner différents types de faisceaux qui donnent des informations différentes, voir Figure II.6 :

- *Mode Champ Clair* : le faisceau incident est sélectionné pour créer l'image, un contraste cristallographique apparait, où les zones sombres sont les zones diffractantes ;
- *Mode Champ Sombre* : un des faisceaux diffractants est sélectionné, ce qui permet d'éclairer uniquement la phase sélectionnée ;
- *Mode Deux Ondes et mode Faisceau Faible* : Ces deux modes sont utilisés pour mettre en évidence la présence de dislocations. Pour ce faire, l'échantillon est tilté de quelques degrés par rapport à un axe de zone donné. En mode « Deux Ondes », les dislocations apparaissent sombres et relativement larges alors que la matrice apparaît claire. En mode Faisceau Faible, le contraste est inversé : la matrice apparaît sombre et les dislocations claires. Le contraste est bien meilleur, les dislocations sont beaucoup plus fines.

  La sélection du le faisceau incident de et plusieurs faisceaux diffractants permet d'obtenir une image d'interférence, sur laquelle, à fort grandissement, on peut imager les arrangements atomiques. Ce mode est appelé *Haute Résolution*.

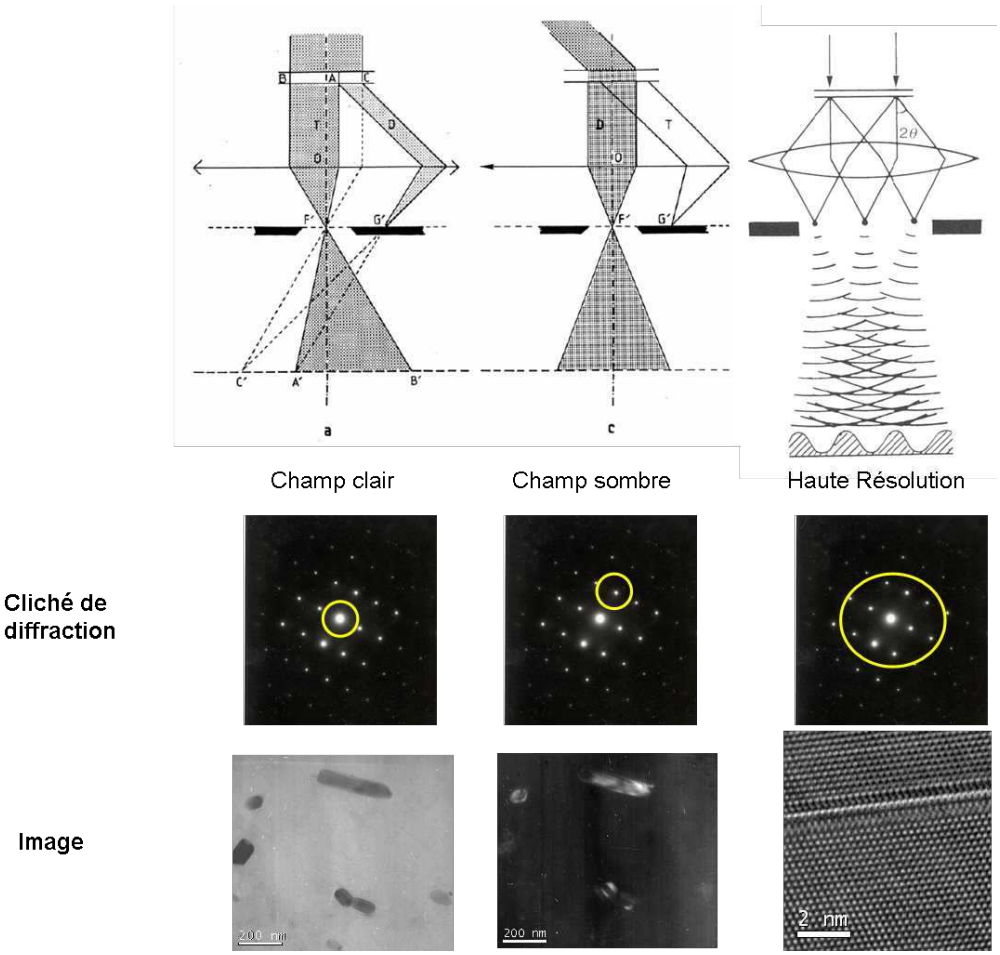


Figure II.6: Schéma de principe présentant les différents modes d'imagerie au MET.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Enfin, à l'aide d'un détecteur adapté, il est possible de récolter des électrons ayant subi des diffusions à grand angle. Ce type d'imagerie, appelé HAADF (High Angle Annular Dark Field), permet d'obtenir un contraste proportionnel au numéro atomique (Z^2). Si la densité des différentes phases est proche, on pourra dire que plus une phase apparait claire, plus le numéro atomique des atomes la constituant est élevé.

Les observations MET ont essentiellement été réalisées sur un équipement JEOL 200CX. Seules quelques observations haute-résolution ont eu lieu sur un MET JEOL 2010 FEG, équipé d'une caméra CCD. Deux types d'observation ont été réalisés : observation et analyse des lames minces classiques pour visualiser la microstructure du matériau à l'état non déformé et analyse sur lames contenant une fissure de fatigue pour visualiser les structures de dislocations générées par la déformation cyclique.

II.1.3.b Préparation classique des lames minces

Après avoir prélevé dans la matière une plaque de $1,5 \times 1,5 cm^2$ la plus fine possible (1 à 2 mm), l'épaisseur de celle-ci est encore réduite par polissage mécanique (P800 puis P2400) jusqu'à l'obtention d'une feuille d'environ 50 μm. Des petits disques de 3 mm de diamètre sont alors prélevés dans cette feuille à l'aide d'un emporte-pièce. Chaque disque est à nouveau poli mécaniquement sur les deux faces puis électrochimiquement pour affiner la partie centrale. Le polissage est effectué sur un appareil de type Tenupol à double jet, avec une tension de 39V et une température d'environ -25°C. La même solution que celle utilisée pour la préparation des échantillons EBSD est utilisée et refroidie à l'azote. Le polissage électrolytique est arrêté dès l'apparition d'un trou dans la lame. Pour finir, un amincisseur ionique (Gatan PIPS avec les conditions suivantes : 3h à 5keV angle de +/- 8°, puis 20min à 3keV angle de +/- 4°) permet de réduire l'épaisseur des bords du trou et d'avoir ainsi des lames présentant des zones minces assez grandes.

II.1.3.c Étude des structures de dislocations

L'observation des dislocations présentes en fond de fissure nécessite un montage plus complexe à mettre en œuvre. La figure II.7 montre une micrographie optique d'une lame étudiée dans ce travail. Le protocole suivant permet d'obtenir un tel assemblage. Un petit parallélépipède de 3 mm de longueur et de section $2 \times 2,5 mm^2$ contenant la fissure d'environ 1mm est prélevée dans l'éprouvette de fatigue. Un second parallélépipède de même longueur et de section $1 \times 2,5 mm^2$ est également prélevé pour servir de contre-corps. Les deux pièces sont ensuite assemblées à chaud de sorte que la fissure à étudier soit en vis à vis du contre-corps, comme schématisé sur la figure II.8. La taille de cet assemblage est ajustée par polissage mécanique jusqu'à ce qu'il puisse être inséré dans un tube en laiton de 3 mm de diamètre extérieur. Le tout est assemblé avec un mélange de résine araldite et de poudre d'AlN [6]. Des disques d'environ 40 μm sont découpés à la scie à fil puis minutieusement polis mécaniquement tout en veillant à ne pas désolidariser l'assemblage. Pour finir, l'amincisseur ionique permet d'obtenir une lame trouée (conditions d'utilisations similaires à celles pour les lames minces classiques).

6. La poudre d'AlN augmente la dureté de la résine ce qui facilite l'étape de polissage mécanique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

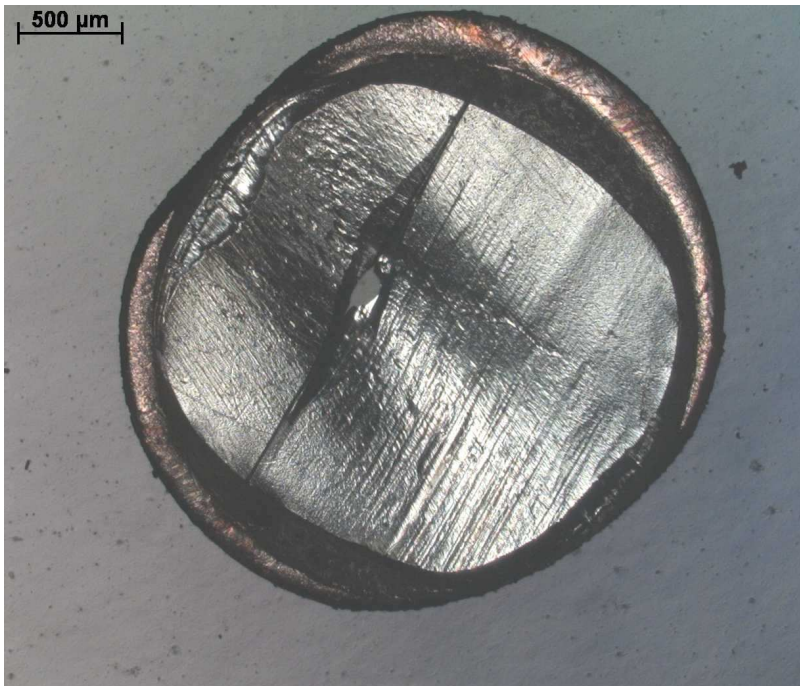


Figure II.7: Micrographie optique de la lame mince de l'échantillon 2096-T8 déformé. La fissure est perpendiculaire au plan de colle des deux parties massives.

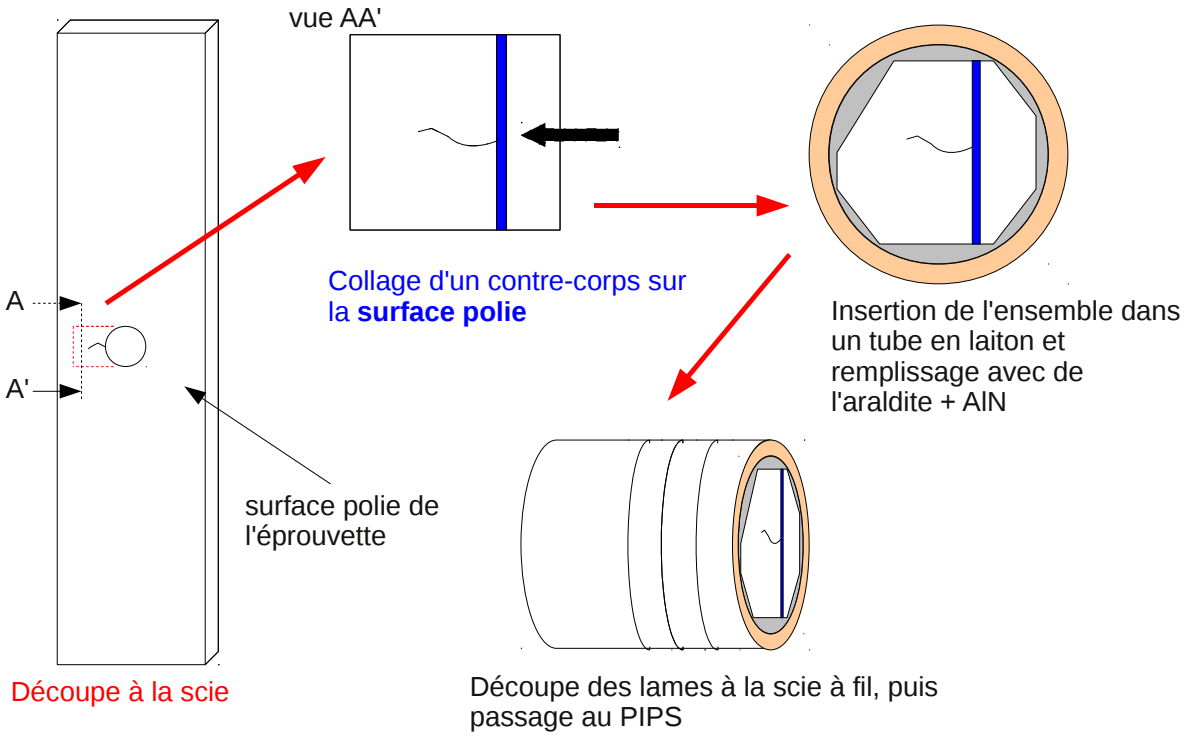


Figure II.8: Protocole de préparation des lames minces pour la visualisation des structures de dislocations au voisinage des fissures de fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.1.4 Micro-tomographie X

Les essais ont été réalisés sur la ligne $ID19$ du synchrotron de Grenoble (ESRF [7]). Le principe de la micro-tomographie, schématisé sur la figure II.9 et l'utilisation du rayonnement font l'objet de nombreuses publications et ne seront pas expliqués dans ce manuscrit [Maire 04] [Proudhon 05].

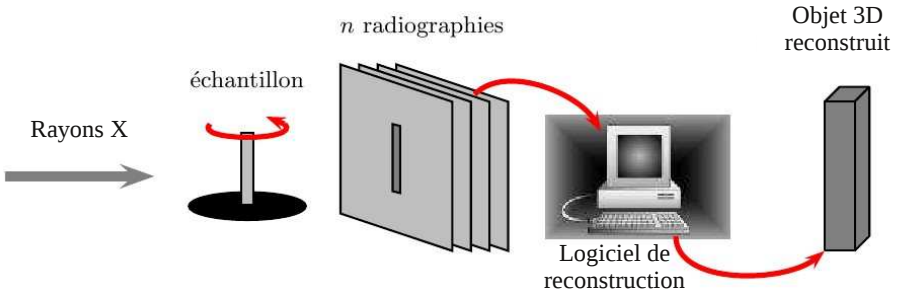


Figure II.9: Représentation schématique du principe de la tomographie par rayons X.

La tomographie aux rayons X a principalement été utilisée pour caractériser les fissures de fretting. En raison du niveau de contrainte résiduelle qui règne dans les échantillons dans la région du contact, les fissures de fretting sont généralement très fermées. Afin de pouvoir malgré tout les visualiser, il a été nécessaire d'ouvrir légèrement par traction les lèvres de la fissure. De petites éprouvettes de traction contenant la fissure de fretting à étudier ont été extraites des échantillons. Ces éprouvettes sont mises sous charge grâce à une micro-machine de traction in-situ dont le tube en pyrex, qui présente une faible atténuation des rayons X, permet l'enregistrement des radios nécessaires à la reconstruction 3D de la fissure (figure II.10).

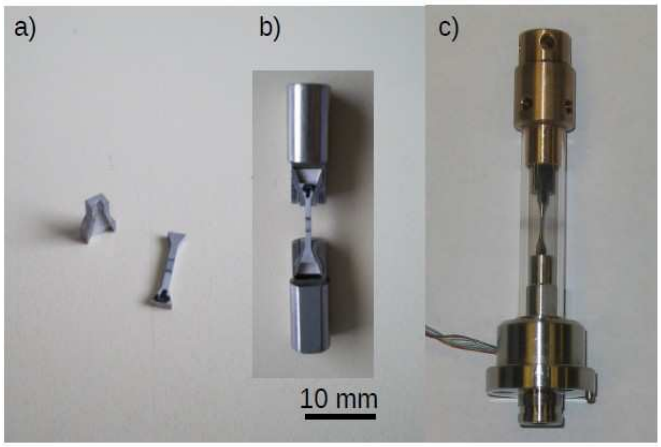


Figure II.10: a) Éprouvette de traction contenant en son centre une trace de fretting, b) Mors adaptatifs pour la machine de traction in-situ et c) Ensemble du montage.

7. pour European Synchroton Radiation Facility

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Une fois le volume reconstruit, plusieurs types d'analyse peuvent être effectuées à l'aide des logiciels de traitement d'images ImageJ [8] et Amira [9] (figure II.11) :

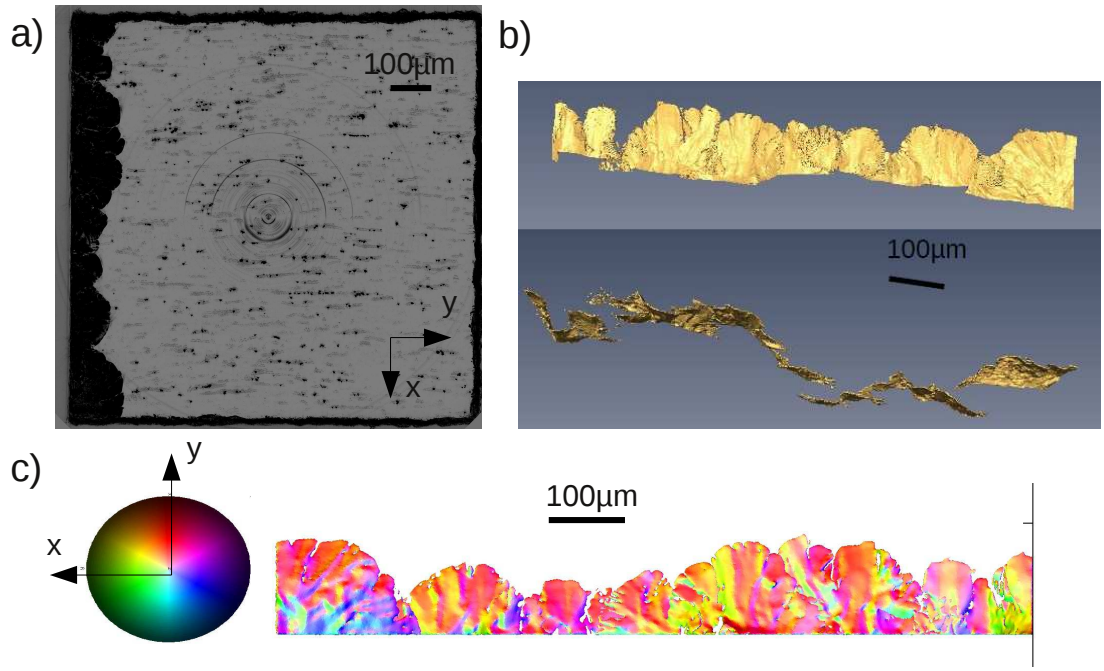


Figure II.11: Exemple de dépouillement des analyses de tomographie : a) Fonction Zproject-MIN d'ImageJ permettant de visualiser le front de fissuration, b) Extraction du volume de la fissure via le logiciel Amira, c) Colorisation de la fissure maillée en fonction de son orientation.

- pour déterminer la longueur moyenne de la fissure, la fonction « Zproject-MIN » d'ImageJ permet de projeter sur la section du volume, la valeur de gris (codée entre 0 pour le noir et 255 pour le blanc) la plus faible trouvée dans la hauteur. Ceci permet de visualiser assez facilement la fissure qui apparaît alors en noir (figure II.11.a) ;

- pour étudier la morphologie 3D de la fissure, il convient de binariser (sous le logiciel Amira) le volume correspondant à la fissure. On obtient alors un rendu 3D de la fissure (figure II.11.b) ;

- pour quantifier la variation d'orientation des surfaces de fissure (dans le repère lié à l'échantillon) une routine MATLAB écrite par A.King et M.Herbig permet de coloriser la fissure maillée à l'aide du logiciel Amira en fonction de la direction de la normale de chaque maille (figure II.11.c) [King 10].

8. disponible sur : http ://rsb.info.nih.gov/ij/
9. informations sur http ://www.amira.com/

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.2 Matériaux étudiés

II.2.1 Caractéristiques générales

Deux alliages Al-Cu-Li font l'objet de cette étude, l'alliage AA2196 et l'alliage AA2050. Le tableau II.1 donne leurs compositions chimiques. L'alliage 2196 possède un rapport Li/Cu supérieur à l'alliage 2050. Ce rapport contrôle l'état de précipitation.

	% Cu	% Li	% Mg	% Mn	% Ag	% Zr	% Zn	% Si	% Fe
2050	3,2-3,9	0,7-1,3	0,2-0,6	0,2-0,5	0,2-0,7	0,06-0,14	$< 0{,}25$	$< 0{,}8$	$< 0{,}1$
2196	2,5-3,3	1,4-2,1	0,25-0,8	$< 0{,}35$	0,25-0,6	0,04-0,18	$< 0{,}35$	$< 0{,}12$	$< 0{,}15$

Table II.1: Composition chimique AA (Aluminium Association) des alliages d'Al-Cu-Li étudiés (% massique)

Les matériaux étudiés dans ce travail ont été fournis par Alcan sous forme de tôles de 15 mm d'épaisseur. Celles-ci ont été obtenues par le procédé standard de fabrication : coulée de plateaux de plus de 300 mm d'épaisseur, homogénéisation (T> 500°C), laminage à chaud avec un fort taux de réduction et un élargissement de 20% environ, mise en solution (T> 500°C), trempe dans de l'eau à température ambiante et détensionnement par traction de plus de 3% de déformation plastique.

Après toutes ces étapes, les tôles se retrouvent à l'état thermique T351. Deux types de traitement thermique de revenu ont alors été effectués :

- revenu industriel T8 (au pic) ;
- revenu expérimental à basse température (96h à 120°C), sous-revenu noté UA (Under-Aged) par la suite.

Il faut noter que les alliages UA ont une faible stabilité au cours d'un vieillissement à 85°C, ce qui rend leur utilisation délicate (cas des avions positionnés sur le tarmac dans des pays chauds comme la Tunisie).

Les principales propriétés mécaniques des 2 alliages selon le traitement thermique de revenu effectué sont données dans le tableau II.2.

Alliage	État	$R_{0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A%	$E(MPa)$	ν	σ_d (MPa)
2196	T8	559	594	5,9	79000	0,305	140-150
	UA	428	520	11,1			
2050	T8	525	550	6	77000	0,305	150
	UA	360	463	18,9			

Table II.2: Principales propriétés des deux alliages 2196 et 2050 à l'état T8 et UA. $R_{0,2}$ désigne la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% de déformation plastique, R_m la contrainte maximale à rupture, $A\%$ l'allongement à rupture, E le module d'Young, ν le module de Poisson et σ_d la limite de fatigue à 10^6 cycles avec $R = 0,1$.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.2.2 Microstructure

II.2.2.a Taille et forme des grains

Grâce aux micrographies optiques réalisées après attaque chromique et oxydation anodique des échantillons, il est possible de reconstruire un parallélépipède permettant une vision « 3D » de la microstructure. La figure II.12 montre le résultat de cette analyse pour les tôles en alliage 2196 et 2050 ayant subi un sur-revenu [10] de 10-15 h à 190°C.

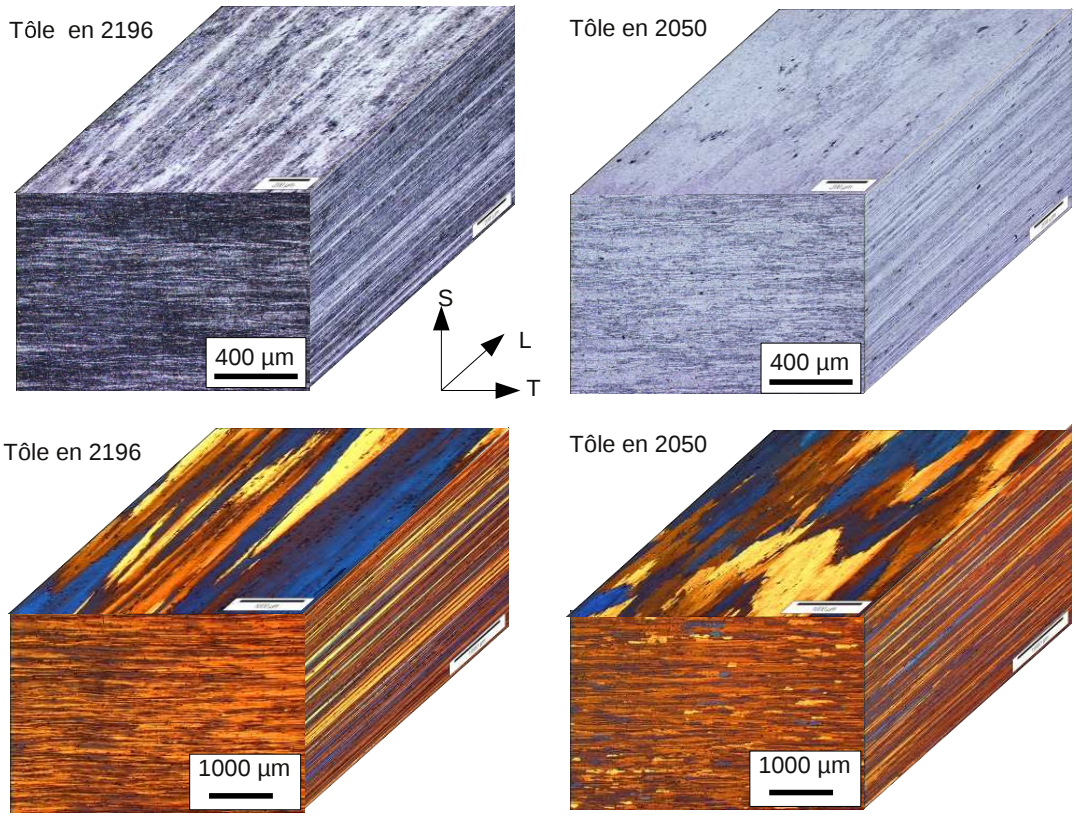


Figure II.12: Microstructure des tôles à mi-épaisseur, visualisée après attaque chromique en haut et oxydation anodique des échantillons en bas.

L'analyse de ces micrographies fait apparaître les points suivants :

- pour les 2 tôles, les grains présentent un rapport d'aspect L/TC très élevé lié au fort taux de corroyage pendant le laminage à chaud [11]. La plupart des grains sont traversants dans le plan (L,TC) sur la longueur étudiée de 1,5 mm.
- la tôle en alliage 2196 a une microstructure assez fine et aucune trace de recristallisation ;
- la tôle en alliage 2050 est partiellement recristallisée.

10. Afin que l'attaque chromique fonctionne bien, il est nécessaire de pousser le revenu pour révéler les structures.

11. Le taux de laminage est défini comme la différence d'épaisseur initiale et finale rapportée à l'épaisseur initiale.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Ces clichés nous ont permis de mesurer la taille des grains dans le sens TC (Travers Court) de chaque tôle (méthode des intercepts). Les résultats sont reportés dans le tableau II.3. Les tailles des grains dans les directions L et TL sont très importantes et ne sont donc pas quantifiables par cette méthode.

Tôle	2196	2050
Nbre de grains mesurés	176	163
Taille moyenne des grains (μm)	20	29
Ecart-type	12	20

Table II.3: Taille des grains dans le sens TC pour les 2 tôles de composition différentes (épaisseur 15 mm).

L'analyse de toute l'épaisseur des tôles a permis de déterminer la distance sur laquelle la microstructure reste homogène. La figure II.13 montre les plans TL-TC et L-TC de la tôle en alliage 2196. L'examen de cette figure révèle que la tôle ne possède pas une structure homogène dans toute l'épaisseur. Il s'avère que les grains proches des 2 surfaces sont plus petits à cause d'un écrouissage plus important qu'à cœur. La même analyse a été faite dans la tôle en 2050. Dans la suite de l'étude on considérera que la partie centrale comprise entre 1/4 et 3/4 épaisseur est homogène. Les éprouvettes et échantillons pour les essais ultérieurs, d'une épaisseur maximale de 8 mm, seront donc toujours prélevés à mi-épaisseur de la tôle [12].

12. Ce lieu de prélèvement permet en outre de rester centré par rapport à la macro-ségrégation présente au cœur de la tôle et de ne pas avoir de variations de composition en éléments eutectiques (principalement le cuivre dans notre cas) significatives au sein des éprouvettes.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

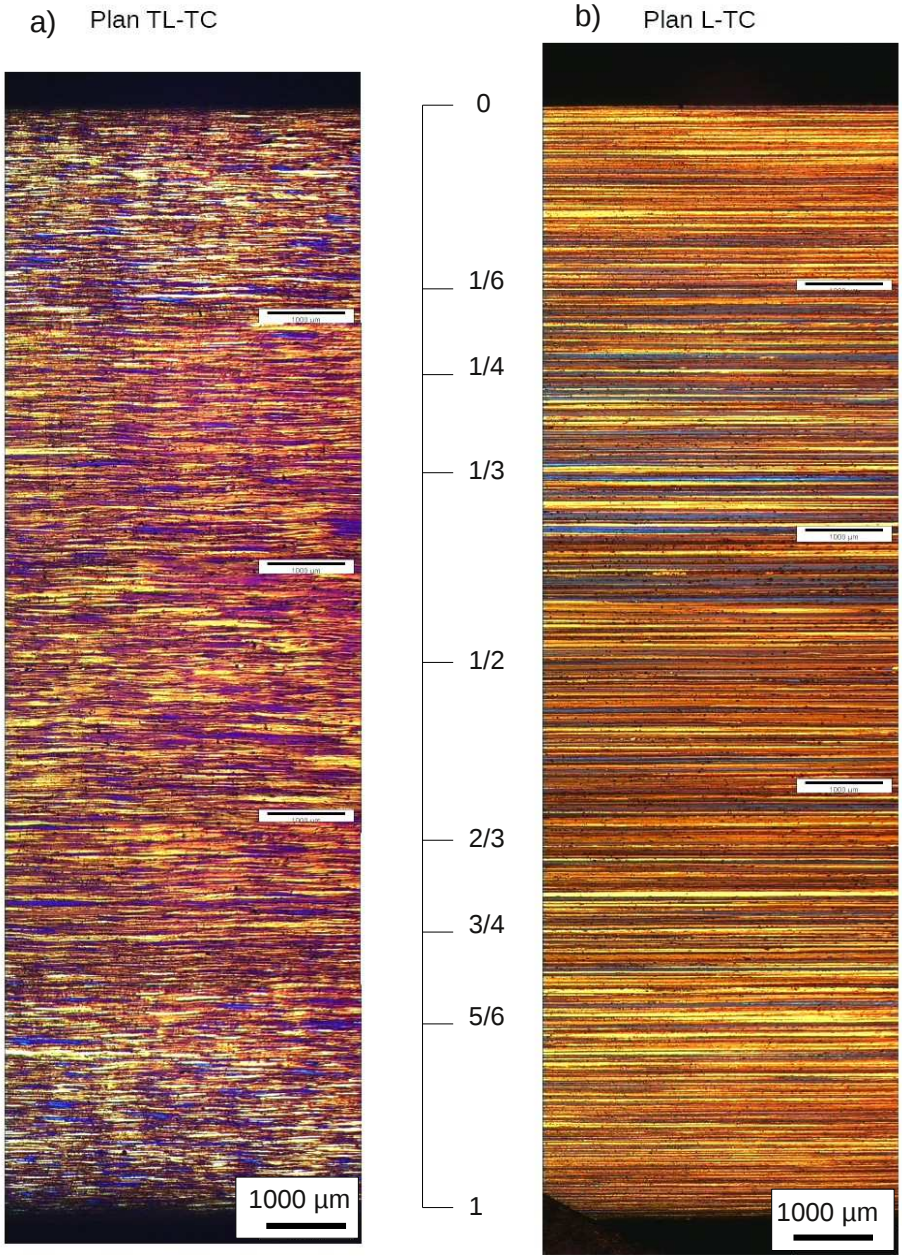


Figure II.13: Micrographies optiques avec polariseur de la tôle en 2196. L'épaisseur de 15 mm de la tôle a entièrement été balayée dans les plans a) TL-TC et b) L-TC et révèle une hétérogénéité de microstructure sur les bords.

II.2.2.b Intermétalliques et porosité

Les analyses par tomographie aux rayons X ont rendu possible une étude quantitative et paramétrique des intermétalliques ainsi que des pores présents dans ces deux matériaux. Une aiguille de 1 mm de diamètre et de 2 cm de long a été prélevée à mi-épaisseur dans chaque tôle dans le sens L. Pour chaque tôle, un volume d'environ 0,025 mm^3 a été étudié. Sur la figure II.14, correspondant à la tôle en 2196, les intermétalliques apparaissent en blanc et la porosité en noir. Dans certains cas, nous voyons apparaître

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

des liserés blancs autour des pores. Ce sont des artefacts dû au contraste de phase et ils ne doivent donc pas être comptés comme des intermétalliques [Baruchel 00]. Nous avons donc dû les éliminer. Les conditions pour réaliser ces analyses sont :

- tout pore ou intermétallique dont le volume est inférieur à 10 voxels[13], soit 3,43 μm^3, est éliminé.
- tout intermétallique dont le centre de gravité se trouve à moins de 5 voxels du centre de gravité d'un pore est éliminé.

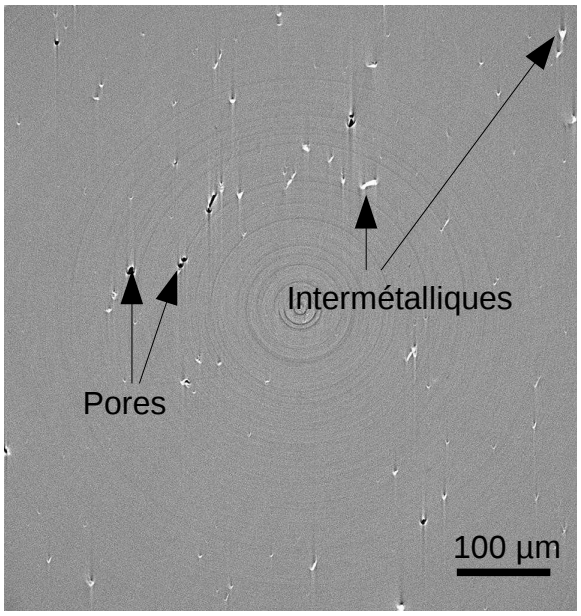


Figure II.14: Coupe tomographique, reconstruite au sein d'une tôle en alliage 2196. Les intermétalliques apparaissent en blanc et les pores en noir.

Le tableau II.4 reprend ainsi la densité, la fraction volumique et la taille moyenne des intermétalliques et des pores pour les 2 tôles. Les principales conclusions sont que :

- le nombre d'intermétalliques par unité de volume est plus important dans la tôle en alliage 2050 que dans celle en 2196. Cependant, les fractions volumiques d'intermétalliques dans le volume total sont assez semblables. Les intermétalliques dans l'alliage 2196 sont, en moyenne, plus gros que ceux présents dans l'alliage 2050.

- la présence de pores peut s'expliquer par un taux de laminage élevé et une microstructure hétérogène. Alors qu'un fort taux de laminage est bénéfique pour refermer les pores qui apparaissent à la fonderie, cette étape de mise en forme peut aussi créer des décohésions autour des intermétalliques.

13. En 3 dimensions, le voxel est l'équivalent du pixel utilisé en 2D. Dans cette étude, la taille de voxel est de 0,7x0,7x0,7μm.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

INTERMETALLIQUES	Nombre / μm^3	Fraction volumique (%)	Rayon moyen (μm)
2196	$1,90.10^{-5}$	0,23	3,07
2050	$4,35.10^{-5}$	0,32	2,59
PORES	Nombre / μm^3	Fraction volumique (%)	Rayon moyen (μm)
2196	$4,80.10^{-6}$	0,042	2,75
2050	$4,43.10^{-6}$	0,009	1,70

Table II.4: Densités en μm^{-3}, fractions volumiques et tailles des intermétalliques et pores présents dans la microstructure des tôles.

La figure II.15 montre une reconstruction 3D des volumes analysés. Les intermétalliques, représentés en blanc, ont des tailles, des formes variées. Ils sont pour la plupart allongés dans le sens de laminage (sens vertical sur la figure).

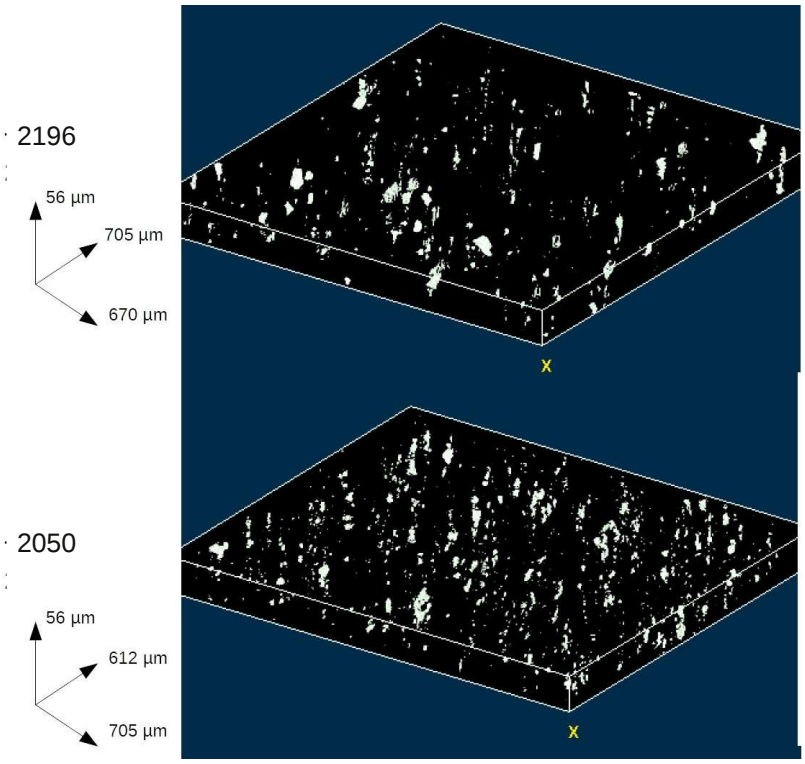


Figure II.15: Rendu 3D des particules intermétalliques dans les tôles. L'épaisseur des tranches correspond au sens L de laminage.

En analysant plus précisément la distribution des intermétalliques en fonction de leur taille, nous voyons apparaître différentes catégories. Le tableau II.5 et la figure II.16 permettent de comparer les tôles. Le paramètre de sphéricité est un paramètre empirique compris entre 0 et 1 ; il est égal à 1 si la particule est sphérique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Réf Tôle	(%) d'intermétalliques	Rayon moyen en μm	Ecart-type sur rayon	Sphéricité moyenne	Ecart-type sur sphéricité
2196	75,70	1,52	0,44	0,73	0,12
	14,14	3,11	0,39	0,62	0,13
	6,57	4,58	0,45	0,54	0,13
	2,59	6,36	0,53	0,44	0,12
	1	9,24	0,32	0,39	0,08
2050	79,85	1,46	0,45	0,78	0,10
	13,40	3,09	0,41	0,63	0,11
	5,13	4,56	0,41	0,50	0,09
	1,33	6,01	0,42	0,42	0,08
	0,10	8,24		0,25	
	0,19	9,25	0,82	0,25	0,11

Table II.5: Taille et sphéricité des différentes catégories d'intermétalliques présents dans la microstructure des tôles.

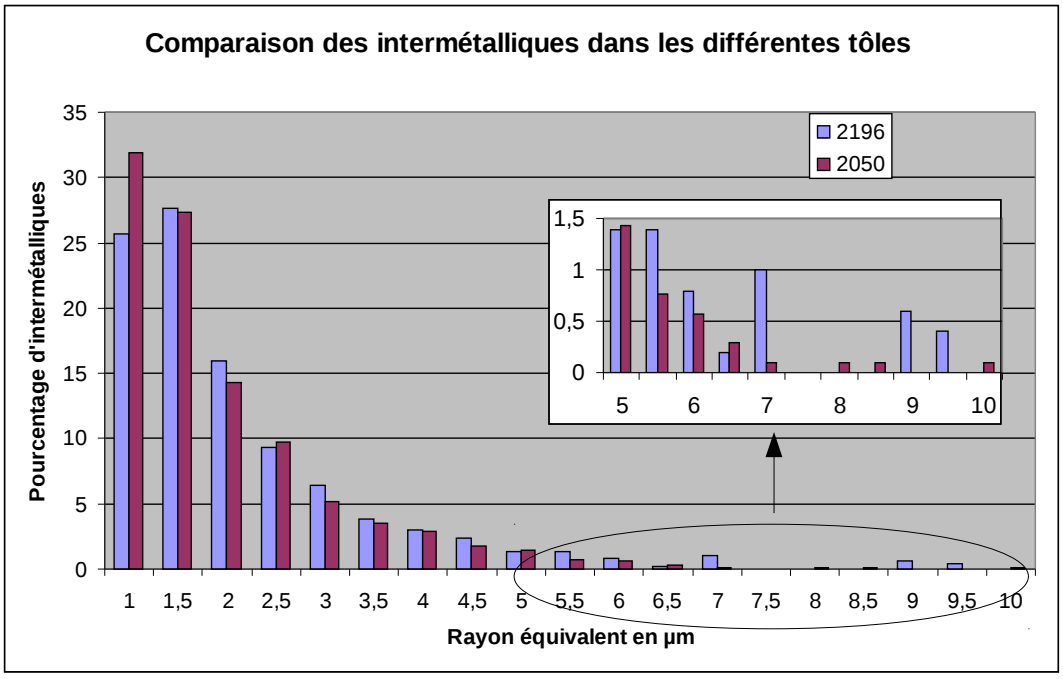


Figure II.16: Répartition des intermétalliques présents dans les tôles selon leur rayon équivalent.

D'après le tableau II.5, la majeure partie des intermétalliques (75 à 85 % du nombre total d'intermétalliques détectés selon les tôles) sont assez petits avec un rayon moyen de 1,5 μm. Avec un paramètre de sphéricité proche de 0,8 , ils sont assez sphériques. Il s'avère que plus les intermétalliques sont gros, moins leur volume est sphérique (paramètre de sphéricité égal à 0,4/0,6) et leur forme devient alors complexe : ils sont très étendus dans la direction de laminage. La tôle en 2196 possède des intermétalliques de forme moins complexe que ceux des tôles en alliage 2050 car leur paramètre de sphéricité est plus élevé.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

II.2.2.c Précipitation

L'étude des quatre types de matériaux (2196-T8, 2196-UA, 2050-T8 et 2050-UA) met en évidence plusieurs types de précipités. Concernant **l'alliage 2196 à l'état thermique UA** (figure II.17), la phase δ' qui se présente sous forme de petits précipités sphériques de diamètre 10-20 nm est la principale observée. Notons que sur les clichés de diffraction, il n'est pas possible de différencier la phase δ' (Al_3Li) des dispersoïdes β' (Al_3Zr) qui possèdent la même structure. A défaut d'analyses chimiques, seule leur taille sur les images en champs sombre et clair permettent de les identifier : pour des tailles inférieures à 20 nm, il s'agit de précipitation de phase δ', pour des tailles comprises entre 20 et 50 nm il s'agit de dispersoïdes [Kumar 96]. Une structure cœur/coquille, comme décrite dans la littérature, a également été observée. Quelques plaquettes T_1 ont été détectées à haute résolution dans le 2196-UA, celles-ci ayant des dispersoïdes comme sites de germination.

Après un revenu de type T8, des plaquettes T_1 apparaissent dans le matériau, voir figure II.18. Ces plaquettes ont une épaisseur de quelques plans atomiques et un diamètre de 100 à 200 nm. Ces plaquettes sont couchées sur les plans (111) de la matrice d'aluminium. On observe ainsi un mélange des phases δ' et T_1 (Al_2CuLi).

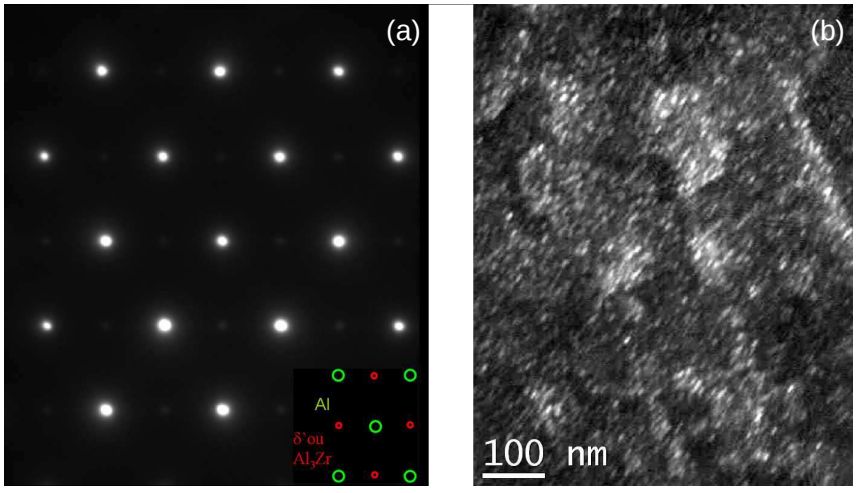


Figure II.17: Observations MET de l'alliage 2196-UA a) Cliché de diffraction électronique de l'échantillon 2196-UA, en axe de zone <110> et indexation correspondante, et (b) champ sombre révélant la présence de petits précipités nanométriques de δ' et/ou dispersoïdes Al_3Zr.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

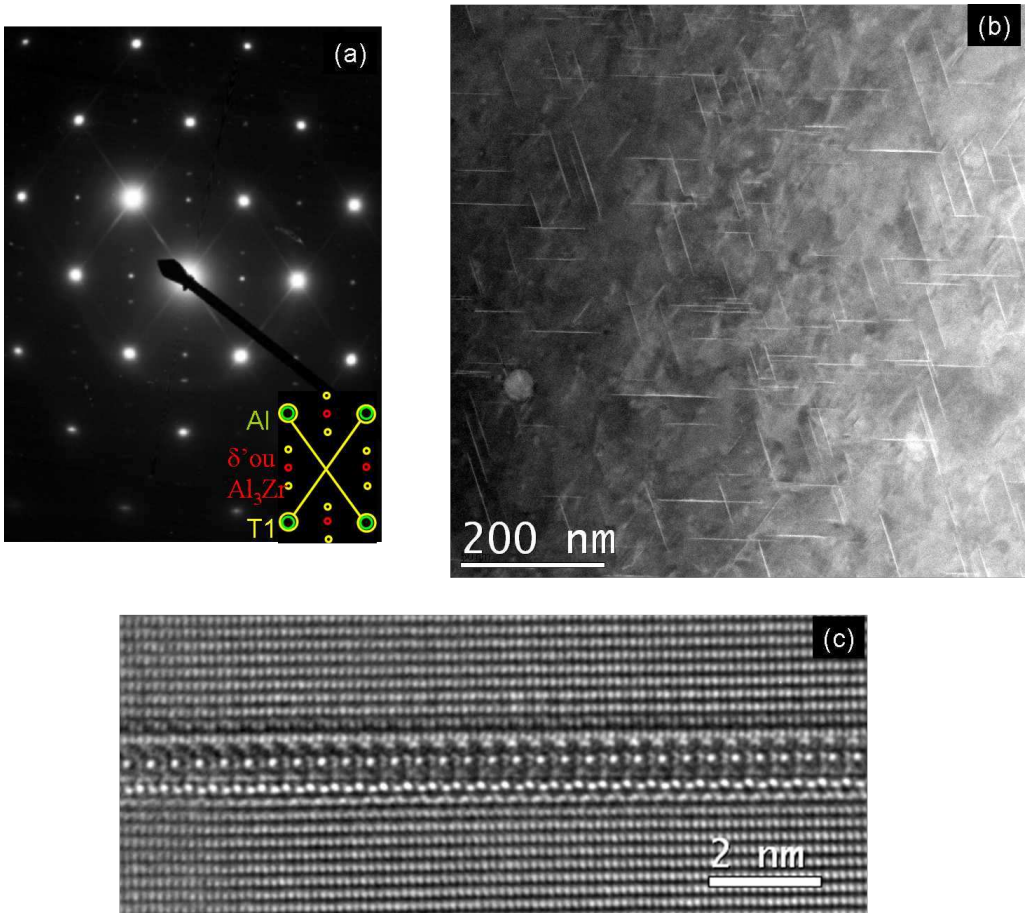


Figure II.18: Observations MET de l'alliage 2196-T8 a) Cliché de diffraction électronique en axe de zone <110> et indexation correspondante, (b) micrographie HAADF, montrant la présence de plaquettes de type T_1, de longueur 100 à 200 nm et (c) micrographie à haute résolution d'une plaquette.

Dans le cas de la **nuance 2050**, aucune précipitation n'est visible par diffraction électronique sur l'alliage à **l'état UA**. Il est possible que quelques précipités soit présents mais que leur fraction volumique soit trop faible pour être décelée. L'**alliage 2050-T8** contient quant à lui des précipités T_1 majoritaires et des dispersoïdes β' comme imagés sur la figure II.19.

Les résultats obtenus peuvent être comparés aux analyses réalisées par Decreux sur la génèse des microstructure dans les alliages 2196 et 2198 [Decreux 10]. Il y détaille les séquences de précipitation en fonction du temps de revenu effectué à 155°C et en ressort :

- 2196 : présence de la phase δ' dès le début du revenu, celle-ci continue à croitre durant le revenu. Précipitation dans la matrice de θ' entre 7 et 20h, puis dissolution au profit de T_1 entre 20h et 48h de revenu, état T8 atteint à 48h ;
- 2198 : dissolution des amas au cuivre et période d'incubation au début du revenu ($<$ 3h) et germination puis croissance de T_1 jusqu'à atteindre l'état T8 (16h) ;

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

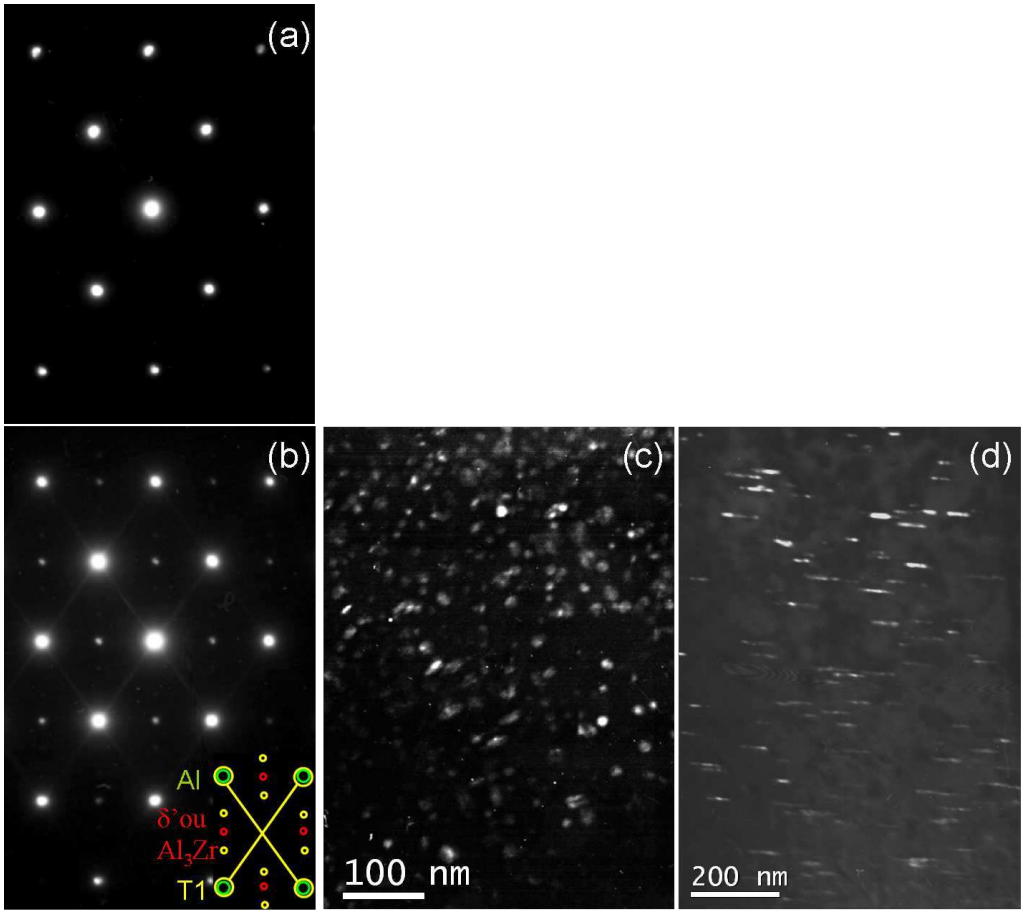


Figure II.19: Observations MET des alliages 2050 (a) Cliché de diffraction électronique de l'échantillon 2050-UA dans lequel aucune précipitation n'a été observée, (b) cliché de diffraction électronique de l'échantillon 2050-T8, présentant des plaquettes T_1 et des dispersoïdes β' et les champs sombres associés :(c) β' et (d) T_1.

En effectuant une équivalence temps-température (96h à $120°C$ équivaut à 3h à $155°C$ en se basant sur la diffusion du cuivre) et en assimilant l'alliage 2050 au 2198 (composition très proche), les extrapolations à partir des analyses de Decreux sont en accord avec les observations MET, à savoir : la présence majoritaire de la phase T_1 pour l'alliage 2050-T8 ; phase qui n'a pas le temps de précipiter à l'état UA, d'où son absence dans les clichés de diffration pour l'alliage 2050-UA. Pour l'alliage 2196, il y a principalement la phase δ' à l'état UA et un mélange δ' / T_1 à l'état T8.

La figure II.20 fait le bilan des phases rencontrées dans les différents alliages et montre de façon schématique la microstructure générale de chacun d'eux.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

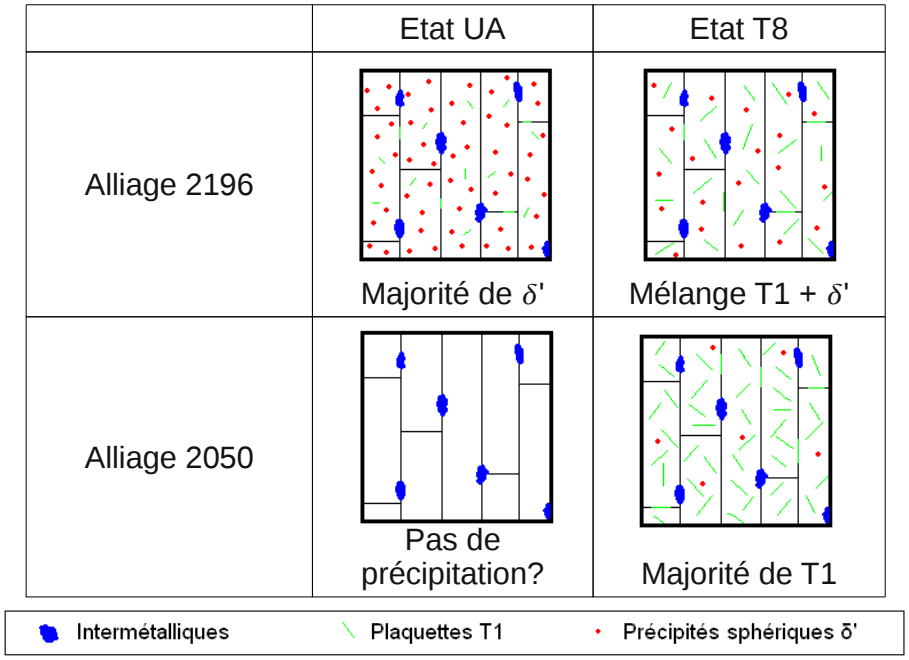


Figure II.20: Récapitulatif des phases présentes dans les différents alliages étudiés, avec différents revenus.

II.2.2.d Texture

Des analyses de texture ont été réalisées au CRV sur des tôles en 2196 (15 mm d'épaisseur) et 2050 (30 mm d'épaisseur). Bien qu'obtenus sur des tôles différentes de celles que nous avons étudiées, les résultats (présentés dans le tableau II.6) peuvent être considérés comme représentatifs de la texture présente dans les tôles mises à notre disposition. Compte tenu du mode de prélèvement des éprouvettes testées (voir le paragraphe suivant) seules les données à mi et quart-épaisseur sont pertinentes pour notre étude.

Parmi toutes les composantes de texture, ce sont celles de compression plane, caractéristique du laminage à chaud, qui sont les plus présentes dans les deux tôles : cuivre, laiton et S. Les composantes de cisaillement (I-J-GT90DN-CT45DN-Z) ne sont pas développées. Il existe en outre une part de recristallisation, identifiables aux composantes cube, goss, P et Q, non négligeable dans la tôle en 2050. En sommant les composantes de recristallisation, les valeurs 20.9 et 10.4 (respectivement à quart et mi épaisseur) trouvées dans l'alliage 2050 sont supérieures à celles de l'alliage 2196 (11.1 et 4.4 respectivement). Ces mesures sont donc en accord avec les observations optiques après oxydation anodique montrant la présence de recristallisation partielle dans l'alliage 2050.

L'indice de texture I_{tex} renseigne quant à lui sur la fraction volumique d'orientation et la répartition de la texture autour des orientations idéales. S'il est égal à 1, l'alliage n'est pas texturé. Plus sa valeur augmente, plus l'alliage possède des composantes de texture bien marquées. Dans cette étude, l'alliage 2196 est donc plus texturé que l'alliage 2050.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Tôle	2196, 15 mm			2050, 30 mm		
Position dans l'épaisseur	1/2	1/4	Surf.	1/2	1/4	Surf.
$Cuivre_{\{112\}<111>}$	8,57	8,37	7,86	4,84	5,12	5,01
$Laiton_{\{110\}<112>}$	29,25	20,07	9,59	31,51	7,88	7,94
$S_{\{112\}<634>}$ou $R_{\{124\}<211>}$	47,95	42,06	43,34	33,18	21,56	22,54
$\mathbf{Cube_{\{001\}<100>}}$	**2,1**	**5,1**	**4,2**	**4,2**	**6,4**	**3,5**
$\mathbf{Goss_{\{011\}<100>}}$	**0,9**	**1,3**	**1**	**2,8**	**1,3**	**0,8**
$CG26.5_{\{021\}<100>}$	3,1	3,8	2,8	3,6	4,0	2,5
$I_{\{112\}<110>}$	0,6	0,5	2,7	1,3	3,4	4,5
$J_{\{114\}<100>}$	0,6	1,4	4,3	1,4	6,0	6,1
$GT90DN_{\{011\}0-11>}$	0,2	0,1	0,1	0,3	0,3	0,4
$CT45DN_{\{001\}<1-10>}$	0,1	1,5	4	1,7	4,4	4,4
$Z_{\{111\}<110>}$	0,4	0,5	0,8	0,4	1,0	1,9
$Y_{\{111\}<211>}$	0,7	0,2	0,4	0,9	0,8	1,4
$\mathbf{P_{\{011\}<122>}}$	**0,2**	**0,2**	**0,1**	**0,8**	**1,1**	**1,9**
$\mathbf{Q_{\{013\}<231>}}$	**1,2**	**4,5**	**7,1**	**2,6**	**12,1**	**15,1**
I_{tex}	24,5	9,6	6,6	15,6	2,5	2,5

Table II.6: Mesures de texture sur des tôles en 2196-15mm et 2050-30 mm d'épaisseur, réalisées par Alcan.

II.3 Essais mécaniques

II.3.1 Fatigue sur éprouvette à trou

Les essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes à trou pour simuler l'effet de concentration de contrainte présent dans les structures rivetées utilisées industriellement.

II.3.1.a Machine et Échantillons

Les essais de fatigue sont réalisés à l'INSA sur une machine INSTRON 8516 d'une capacité de 100 kN. Munie de mors hydrauliques, cette machine permet d'imposer des efforts uniaxiaux à une fréquence maximale de 10 Hz avec un rapport de charge $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ quelconque.

Les éprouvettes ont été prélevées à mi-épaisseur de chaque tôle par fraisage. Leur dimensions sont reportées sur la figure II.21. En leur milieu, un trou cylindrique de 10 mm de diamètre est réalisé afin de générer une concentration de contrainte. Le facteur de concentration des contraintes K_t est égal à 2,3. Elles respectent ainsi les spécifications des éprouvettes industrielles pour les essais à application aéronautique, excepté le chanfrein en bord de trou supprimé pour permettre l'observation de la phase d'amorçage des fissures.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

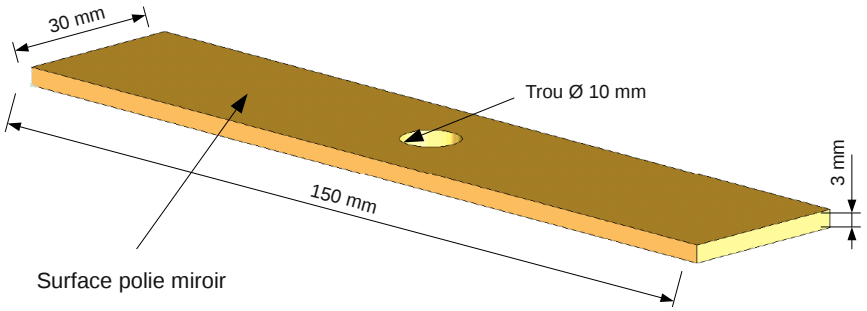


Figure II.21: Géométrie des éprouvettes trouées pour essais de fatigue.

Dans ce travail, tous les essais ont été réalisés à R = 0,1. En se basant sur les courbes de Wöhler des matériaux et dans le but d'avoir des essais d'une durée de vie de l'ordre de 100 000 cycles, la valeur de la contrainte maximale de cyclage dans la section trouée est choisie égale à $\sigma_{max} = 200$ MPa. Cinq types de matériaux ont été testés et seront par la suite repérés de la façon suivante :

- 2050-UA L-T
- 2050-T8 L-T
- 2050-T8 L-S
- 2196-UA L-T
- 2196-T8 L-T

Les indications L-T et L-S renseignent sur le sens de prélèvement des échantillons : la première lettre correspond à la direction de sollicitation mécanique alors que la seconde indique la direction de propagation de la fissure : T fait référence au sens Travers Long, L au sens Long et S au sens Travers Court (voir par exemple la figure II.12).

Les deux grandes faces des éprouvettes à trou sont polies mécaniquement jusqu'à obtenir un état de surface miroir par le protocole standard décrit précédemment. Seules deux éprouvettes en 2050-T8 L-T n'ont pas été polies afin d'étudier l'effet de l'état de surface sur la durée de vie.

II.3.1.b Suivi "in-situ"

Les éprouvettes ont fait l'objet d'un suivi optique in-situ de l'endommagement (figure II.22). Le dispositif utilisé est composé d'une caméra CCD couplée à un objectif de microscope longue frontale Mitutoyo x20, via un ultrazoom 12X cranté à éclairage coaxial. Le tout est piloté par l'intermédiaire d'un système de platines 5 axes (2 rotations et 3 translations). Le cyclage en fatigue a été interrompu tous les 2000 cycles environ afin de permettre l'observation en bord de trou de l'amorçage de la fissure (correspondant au moment où une fissure devient visible au microscope, fissure d'une taille de $5 - 10\mu m$). Après amorçage, la longueur de la fissure a est mesurée avec une fréquence d'observation de 200 cycles jusqu'à rupture du ligament fissuré.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

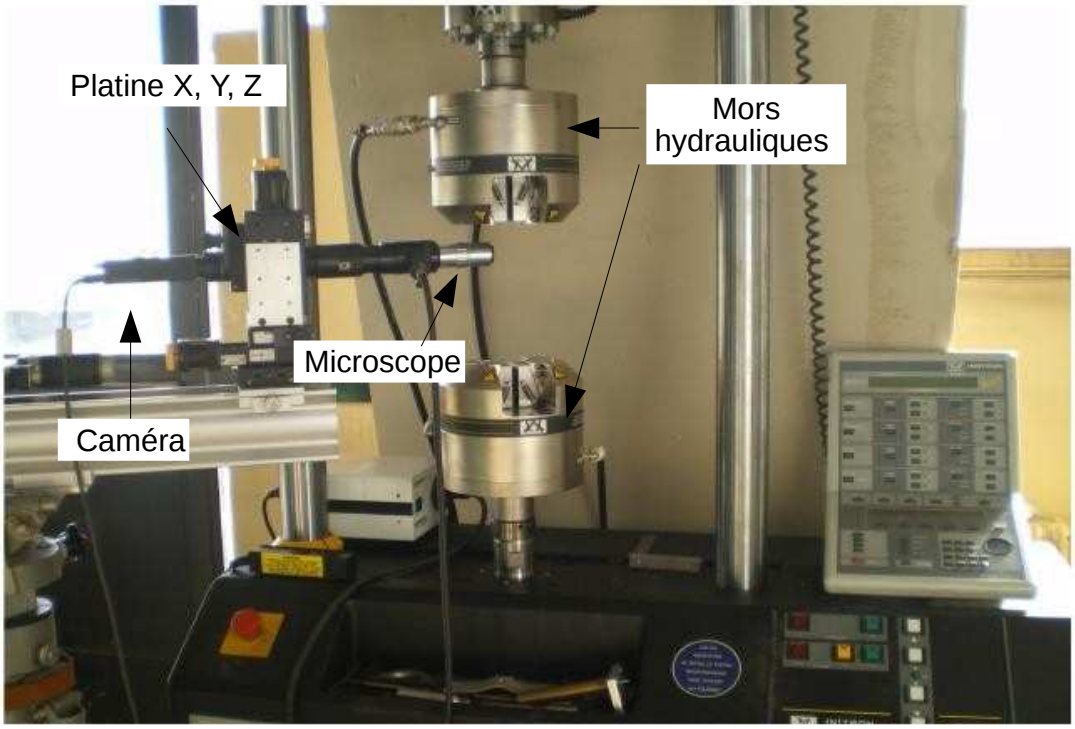


Figure II.22: Photographie du montage expérimental de fatigue.

L'essai est alors interrompu afin de pouvoir réaliser une étude post-mortem de l'éprouvette, qui présente un ligament encore entier, par observation optique après oxydation anodique : en révélant les joints de grains, cette analyse permet d'étudier le trajet de la fissuration et de déterminer l'influence de la structure granulaire (rupture intra ou transgranulaire, éventuellement site d'amorçage).

Les faciès de rupture des éprouvettes ont ensuite été observés au MEB avant et après attaque Keller. Pour compléter l'analyse de la fissuration, quelques essais complémentaires ont été interrompus lorsqu'une fissure mesurant 1 à 2 mm était observée (pour étude EBSD).

II.3.2 Fretting

II.3.2.a Montage et conditions expérimentales

Les essais de fretting sont réalisés au LTDS sur une machine MTS 831-10 d'une capacité de 25 kN. La Figure II.23 décrit de façon schématique le dispositif expérimental. L'échantillon est placé dans une partie mobile mise en mouvement par un vérin hydraulique à une fréquence de 10 Hz. Un poinçon cylindrique fixe par rapport au bâti est en contact avec la surface latérale de l'échantillon avec une pression maximale de contact de Hertz de 300 MPa [Johnson 85]. Ceci équivaut à une force normale P de 436,5N/mm d'après les paramètres matériaux et géométriques (Annexe C). La valeur de cette pression maximale a été choisie afin de se rapprocher au maximum de la sollicitation réelle.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

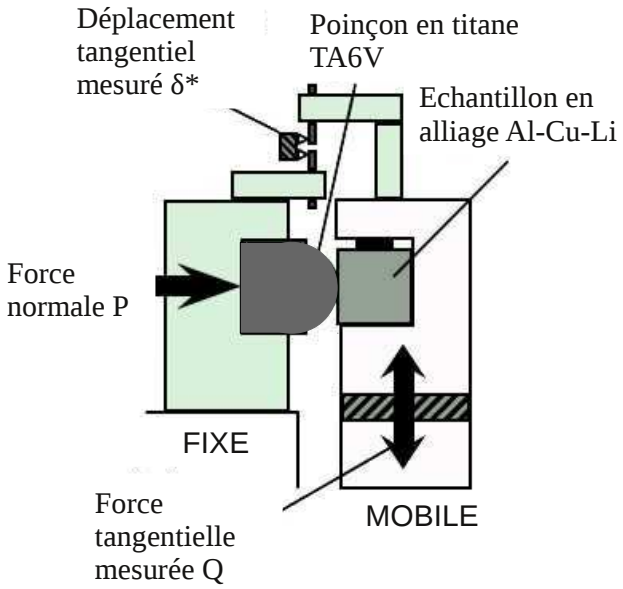


Figure II.23: Dispositif expérimental pour les essais de fretting.

La figure II.24 présente, pour une force tangentielle de 100 N/mm, le profil de la contrainte maximale le long de la surface de contact ainsi qu'en profondeur.

Dans tous les essais, le poinçon est en alliage de titane TA6V ($E = 119{,}5$ GPa et $\nu = 0{,}287$). La surface de contact possède un rayon de 80 mm avec une planéité contrôlée et une rugosité moyenne R_a de 0,4-0,5 μm (mesurée au profilomètre interférométrique). Les échantillons sont de petits parallélépipèdes de dimensions 8x13x14 mm. Ils sont prélevés à mi-épaisseur des tôles et leur surface est polie jusqu'au papier abrasif P4000, ce qui correspond à une rugosité moyenne R_a de 0,2 μm. Afin d'éviter les effets de bords, la largeur de l'échantillon est égale à celle du contact. Il est important que les échantillons aient les faces parallèles afin d'effectuer un chargement symétrique : même force normale de part et d'autre du contact ainsi qu'une sollicitation régulière : même force tangentielle ou débattement en bas et en haut du contact. Le nombre de cycles de chaque essai a été fixé à 100 000 cycles afin de rester dans des durées d'expérience raisonnables tout en obtenant des fissures de tailles assez importantes [14].

Cette étude consiste a évaluer l'influence de la force tangentielle (c'est-à-dire le débattement) sur la longueur des fissures générées. Les essais ont donc été menés avec diverses valeurs de l'amplitude de la force tangentielle Q* comprises entre 75 et 275 N/mm. Pour ces valeurs, il a été vérifié que le contact restait systématiquement en glissement partiel grâce à la méthode des « débattements variables » [Voisin 92].

14. Comme expliqué dans le Chapitre 1, la propagation des fissures de fretting s'arrête à partir d'une certaine profondeur. Dans le cas des alliages d'aluminium, le palier est atteint assez rapidement (environ 200 000 cycles)

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

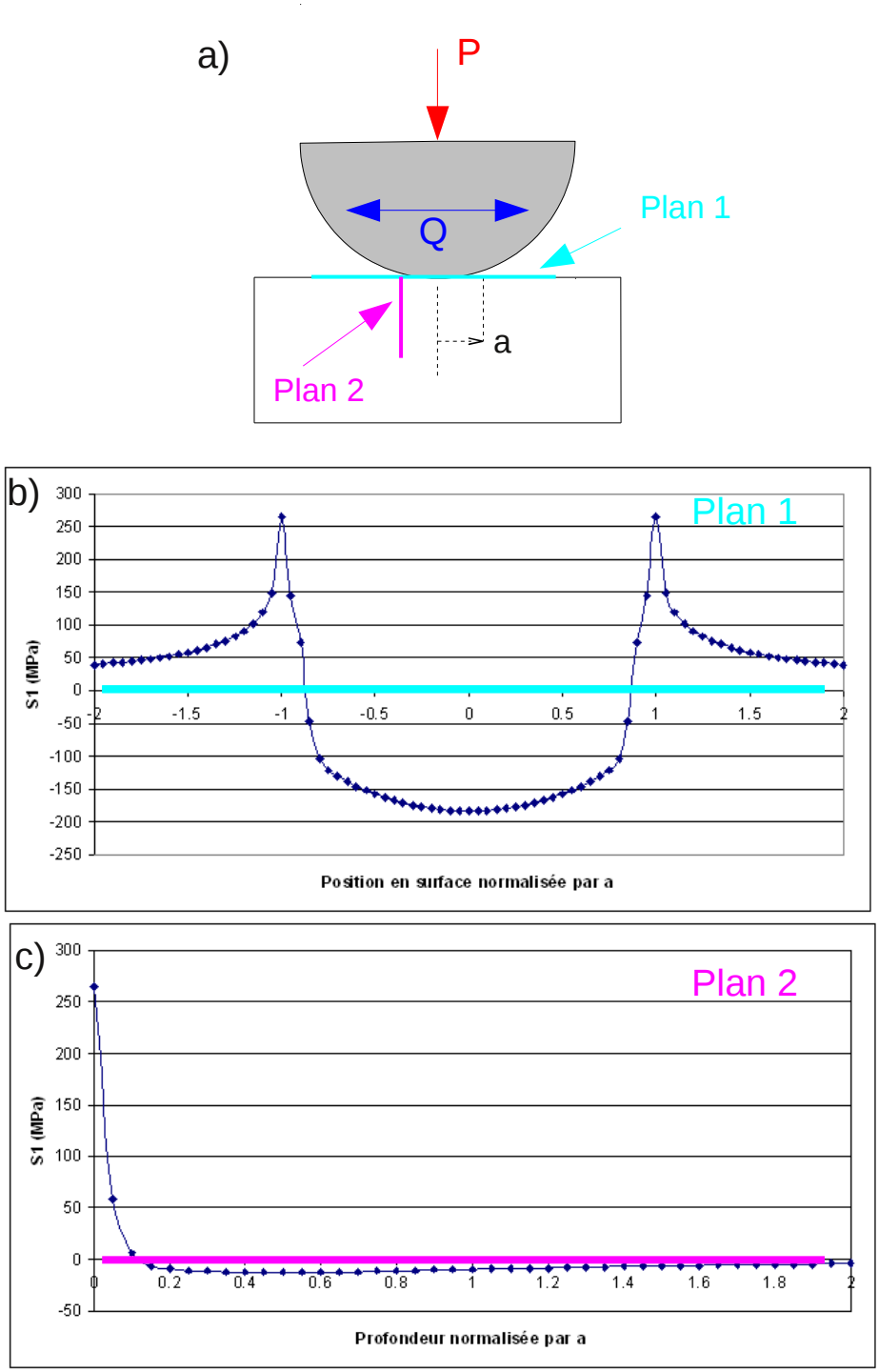


Figure II.24: Profil de la contrainte maximale S1 du contact cylindre/plan étudié pour $F_N = 3492N$ et $Q = 100N/mm$ a) vue des plans étudiés b) sur la surface de l'échantillon et c) en profondeur pour la position -a en surface.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Il convient de noter que l'ensemble des essais a été réalisé à température et taux d'humidité ambiants. L'influence de ces paramètres ne sera pas considérée. Six types d'éprouvettes ont été testés et permettront de comparer l'effet des différents sens de prélèvement (figure II.25) et traitements thermiques de revenu :

- 2050-UA L-T
- 2050-T8 L-T
- 2050-T8 L-S
- 2050-T8 T-L
- 2196-UA L-T
- 2196-T8 L-T

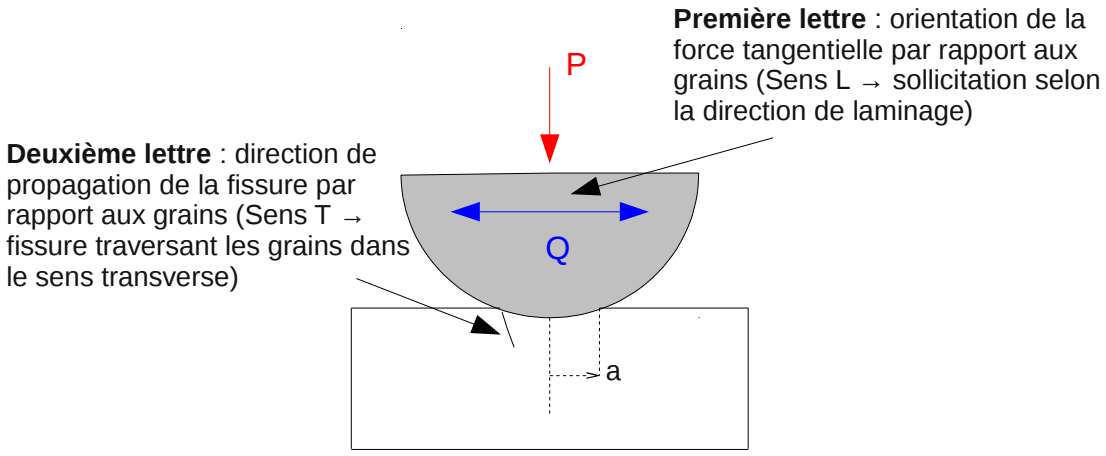


Figure II.25: Schéma explicatif des différentes configurations d'essais en fretting.

Afin d'optimiser le temps d'expertise, plusieurs essais dans des conditions expérimentales différentes ont été effectués sur le même échantillon ; en déplaçant celui-ci verticalement entre les essais poour excercer le fretting sur une nouvelle zone.

II.3.2.b Méthode d'expertise

La méthodologie de détection des fissures en fretting est assez délicate. En effet, les fissures de fretting s'amorcent généralement à l'extrémité du contact (dans la zone glissante) et se propagent à l'intérieur du matériau sous le contact. Il est donc nécessaire de pratiquer une expertise destructive de l'échantillon pour détecter l'endommagement. Pour cela, l'échantillon est dans un premier temps coupé en deux à la micro-tronçonneuse. Une des deux parties contenant la fissure est enrobée dans de la résine transparente, pour être ensuite polie mécaniquement comme expliqué au paragraphe 2.1.1 (poli miroir). Une attaque chimique de Keller de 30 secondes est réalisée afin de pallier un éventuel rebouchage des fissures lors de l'étape de polissage.

Les fissures sont observées par microscopie optique et la longueur maximum projetée est mesurée (Figure II.26). Cette opération de polissage-attaque-observation est répétée pour 3 positions différentes le long de l'axe x espacées d'environ 100 microns afin d'évaluer

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

la variabilité de la longueur de fissure le long du contact. Parmi les 6 mesures effectuées pour chaque essai (2 fissures par contact × 3 analyses), seule la valeur maximale de la longueur projetée est reportée sur les graphes.

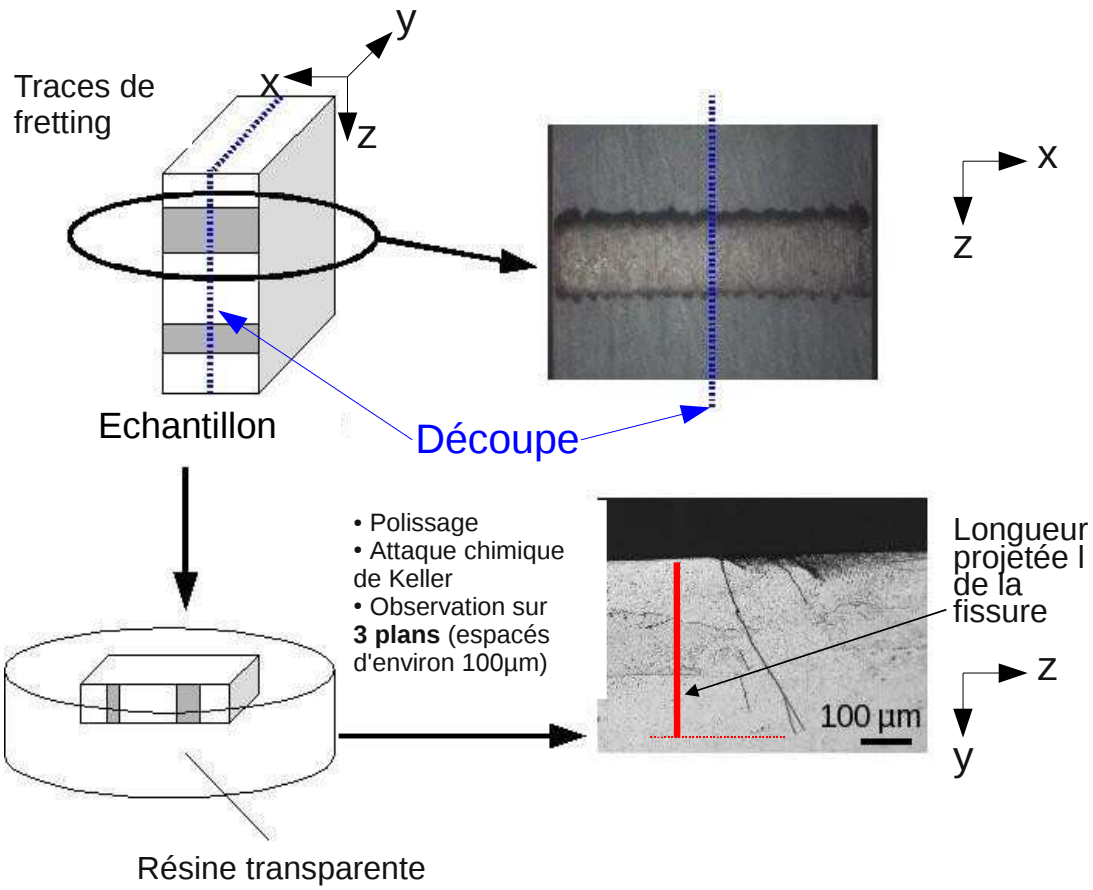


Figure II.26: Méthode d'analyse des fissures de fretting.

La longueur des fissures l est tracée en fonction de l'amplitude de la force tangentielle appliquée Q*. Pour chaque matériau, au moins six niveaux de force tangentielle ont été testés. Par extrapolation de la courbe l=f(Q*), il est possible de déterminer la condition d'amorçage, correspondant à une longueur de fissure nulle.

II.3.3 Essais de Fretting-Fatigue

Le laboratoire LTDS dispose d'un montage dit 'double vérin' pour les essais de fretting-fatigue. Celui-ci se distingue des montages 'mono-vérin' plus classiquement utilisés, par le découplage possible des efforts de fatigue et de fretting [Mériaux 10a]. Comme illustré sur la figure II.27, l'éprouvette est fixée entre deux mors : en haut un mors fixe et en bas un mors mis en mouvement par un vérin de fatigue. Un plateau de fretting permet d'établir le contact sur l'éprouvette et d'appliquer la force normale qui appuie le poinçon sur la surface. Ce plateau de fretting est relié par des guides à un second vérin, le vérin de fretting. Trois efforts sont donc appliqués au matériau : effort normal de contact, contrainte de fatigue et force tangentielle de fretting où chaque effort

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

est piloté de façon indépendante. Les capacités maximales sont de 30 kN pour la force normale, 250 kN pour la fatigue et 100 kN pour le fretting.

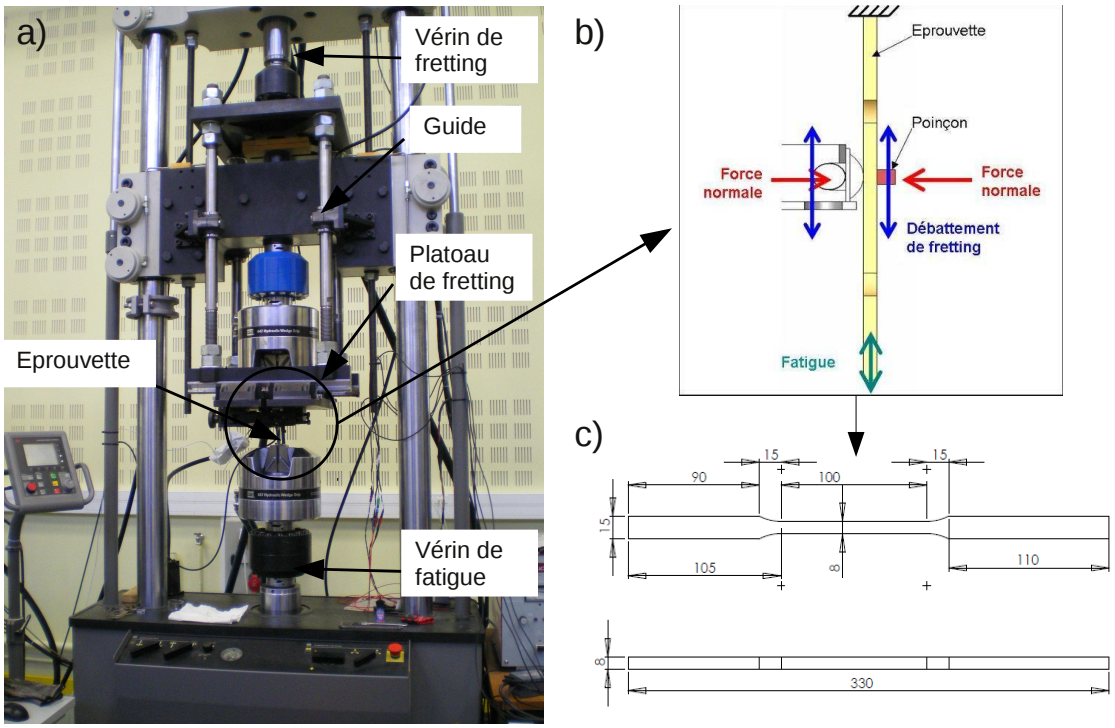


Figure II.27: Montage de fretting-fatigue : a) photo de l'ensemble du dispositif 'double vérin', b) schéma de principe du montage et c) dimension de l'éprouvette associée.

L'ensemble des efforts est mesuré et enregistré en cours d'essai par des capteurs de force. Les déplacements des vérins sont mesurés par un capteur LVDT [15], tandis que le glissement relatif au niveau du contact est mesuré par un capteur laser fixé au plateau de fretting qui mesure le déplacement par rapport à un miroir collé sur le côté de l'éprouvette à la hauteur du contact.

Pour l'ensemble des essais réalisés dans cette étude, les signaux utilisés pour le pilotage sont la force pour la sollicitation en fatigue et le déplacement pour la sollicitation en fretting. En effet, il n'est pas possible de piloter en force le fretting car les efforts appliqués sont faibles et la moindre instabilité risquerait d'entraîner un décalage de la zone de contact au fur et à mesure de l'essai. Ainsi tous les essais ont été réalisés avec des chargements de fretting oscillants entre $+\delta$ et $-\delta$. Afin d'assurer l'aspect symétrique du chargement de fretting et de limiter l'excentricité du contact, le protocole expérimental prévoit la mise en place du contact lorsque la moitié de la force de fatigue est appliquée.

Parmi les détails pratiques, notons que l'éprouvette a été dessinée de manière à ce que sa largeur soit identique à la largeur du poinçon en titane (même géométrie de poinçon

15. Linear Variable Differential Transformer : capteur électrique passif de déplacements linéaires, résolution de l'ordre de 0,1 μm

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

que pour les essais de fretting simple) et avec une taille de la section utile la plus courte possible. Deux types de matériaux ont été sélectionnés pour cette étude :

- 2196-T8 L-T
- 2196-UA L-T

Concernant les conditions d'essais, la force normale a été choisie identique à celle utilisée pour les essais de fretting simple, c'est-à-dire 3492 N. Trois niveaux de force tangentielle ont été testés : 0 N/mm, 130 N/mm et 240 N/mm avec un rapport de charge R_Q de -1. Pour chacun d'eux, la gamme de contrainte maximale de fatigue est comprise entre 100 et 400 MPa avec R = 0,1. Les efforts de fretting et de fatigue sont appliqués en phase avec une fréquence de 10 Hz.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

CHAPITRE III

Fissuration en fatigue sur éprouvette à trou

III.1 Calculs préliminaires de la plasticité engendrée lors des essais

Le cahier des charges pour la validation des matériaux pour l'aéronautique comporte des essais de fatigue à niveau de sollicitation imposé. Pour nos essais de fatigue à trou, nous avons appliqué un niveau de chargement mécanique constant quel que soit l'alliage. Comme les alliages de l'étude ont des limites d'élasticité différentes (liées a des compositions/microstructures différentes), le ratio entre la contrainte imposée et la limite d'élasticité n'est pas constant ce qui risque de générer des déformations plastiques variables en bord de trou. Des calculs éléments finis sous ABAQUS sont réalisés pour chaque alliage pour définir si les contraintes appliquées engendrent ou non de la plasticité.

Une modélisation par éléments finis sous ABAQUS du chargement mécanique imposé aux éprouvettes à trou a été réalisée. Un cycle charge/décharge est appliqué avec un rapport de charge contrainte minimale/ contrainte maximale égal à 0,1. La figure III.1 montre le maillage utilisé pour le calcul. Seul un quart de l'éprouvette a été modélisé en échelle 1 (c'est à dire avec une demi-largeur de l'éprouvette égale à 15 mm et le rayon du trou de 5mm) et en 2D (symétrie selon les axes x et y). Le maillage est composé de quadrilatères linéaires de type CPE4R [1] et a été affiné en bordure du trou (18 000 éléments loin du trou, 10 800 dans la zone affinée). Deux niveaux de chargement ont été appliqués sur la face supérieure de l'éprouvette (section pleine) : 133 MPa (σ_{max}) puis 13 MPa (σ_{min}) correspondant à une contrainte dans la section trouée de 200 MPa et 20 MPa respectivement. Pour chacun des matériaux, nous considérons un comportement élastoplastique simplifié avec un écrouissage constant à partir de la limite d'élasticité $R_{0,2}$ et ce jusqu'à la contrainte à rupture (cf. tableau II.2). Du fait de l'état de contrainte tri-axial qui règne au voisinage du trou, l'existence éventuelle d'une zone plastique est estimée en comparant la contrainte de Von Mises à la limite d'élasticité des différents matériaux.

1. Abaqus/CAE : User's Manual Version 6.7

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

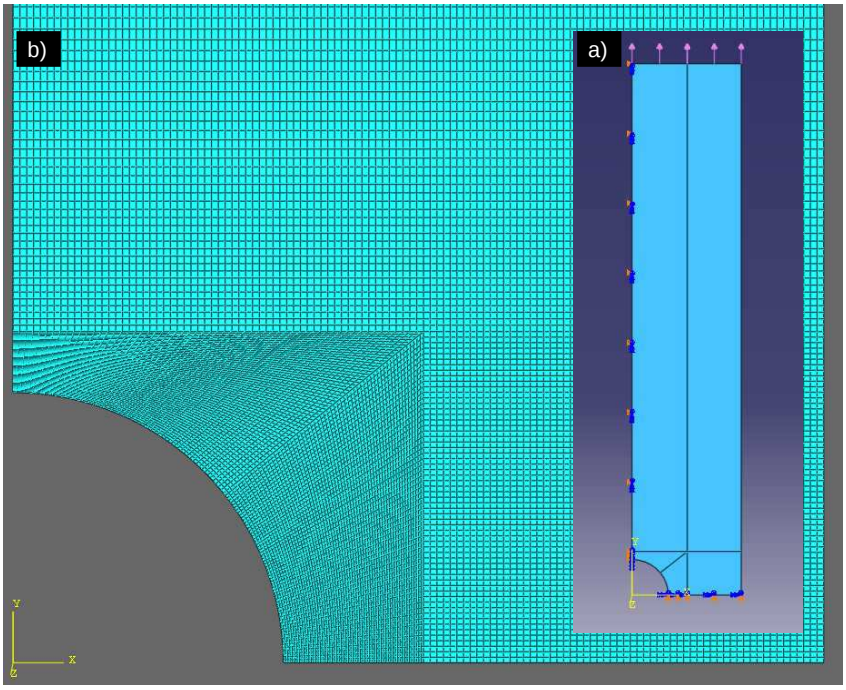


Figure III.1: Modélisation du chargement mécanique des éprouvettes trouées : a) Quart d'éprouvette modélisé avec ses deux axes de symétrie et la surface haute sollicitée et b) Zoom sur la section utile montrant un maillage affiné au bord du trou. La longueur de la section trouée est de 10 mm (modélisation en échelle 1).

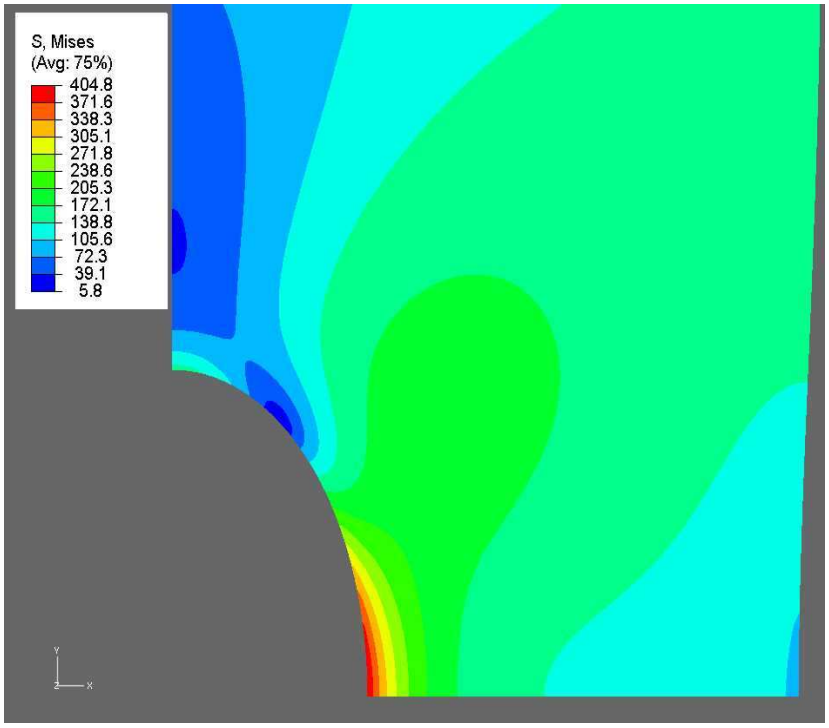


Figure III.2: Cartographie de la contrainte de Von Mises calculée pour la contrainte de chargement maximale (200 MPa) pour le matériau 2196-T8. Pour les matériaux 2196-UA et 2050-T8, la même répartition des contraintes est obtenue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Comme illustré sur la figure III.2, la contrainte de Von Mises calculée pour la valeur maximale de chargement est égale à 404 MPa et reste donc inférieure à la limite d'élasticité de l'alliage 2196 à l'état UA et T8 et l'alliage 2050-T8 ; il n'y a donc pas de zone plastique en bord du trou dans ces cas-ci. Par contre, pour l'alliage 2050-UA qui possède une limite d'élasticité plus faible, le calcul fait apparaître une zone plastique en bord de trou lors du chargement maximum ; cette zone plastique engendre, lors de la décharge, des contraintes résiduelles de compression pour le minimum de chargement. La figure III.3 illustre ces deux états. Cette zone plastique en bord de trou pour l'alliage 2050-UA sera à prendre en compte lors du traitement des résultats de durées de vie des éprouvettes.

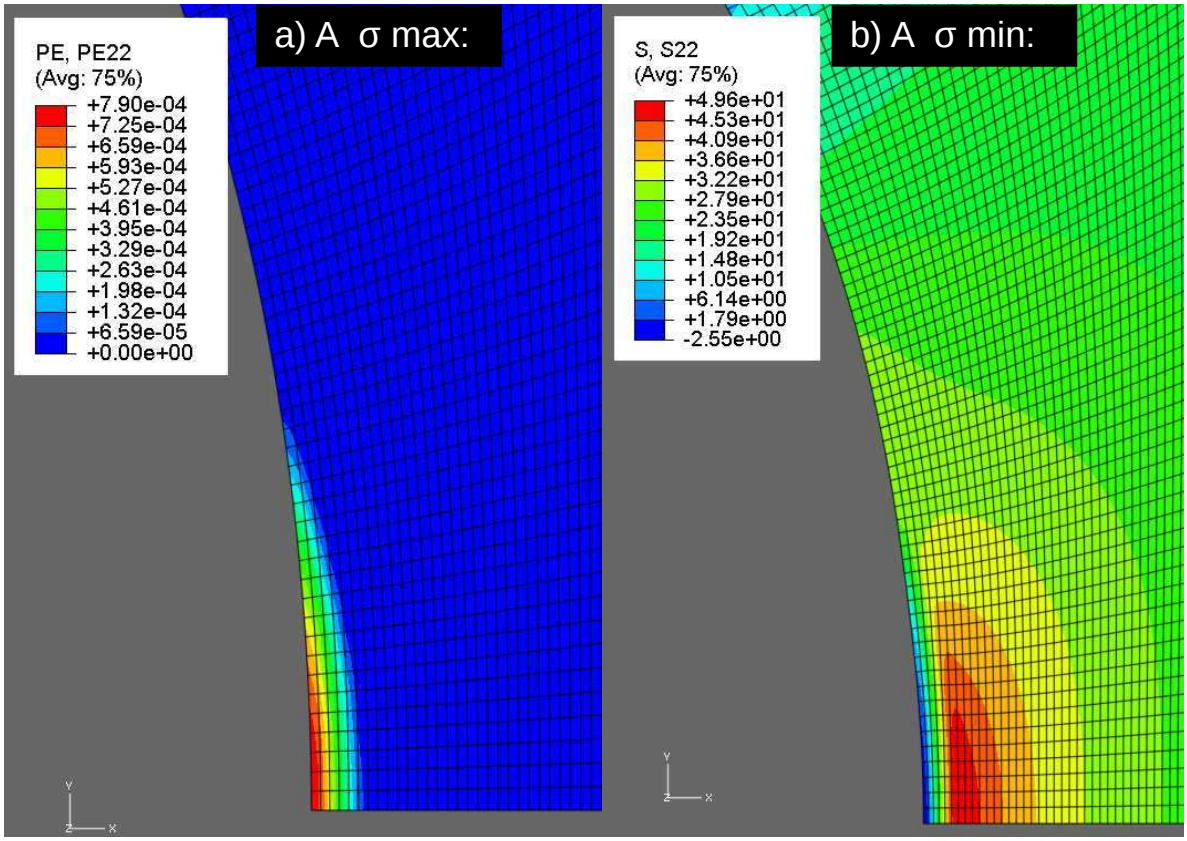


Figure III.3: Résultats de la modélisation pour le matériau 2050-UA : a) A la contrainte maximale, en représentant la déformation plastique selon l'axe y, il apparaît une zone plastique de 230 microns au bord du trou et b) A la contrainte minimale, des contraintes de compression sont observées sur la représentation du champ des contraintes selon l'axe y.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.2 Résultats en terme de durées de vie

III.2.1 Effet de l'état de surface sur la durée de vie

La première étape de cette étude sur la fatigue à éprouvettes à trou à été de vérifier que la préparation spécifique des éprouvettes pour un suivi in-situ de la fissuration ne modifie pas le résultat (durée de vie). Pour cela, deux éprouvettes en 2050-T8 L-T ont été laissées à l'état « brut d'usinage » et leur durées de vie sont comparées à celles d'éprouvettes identiques mais avec un polissage miroir (au nombre de 7) (Figure III.4).

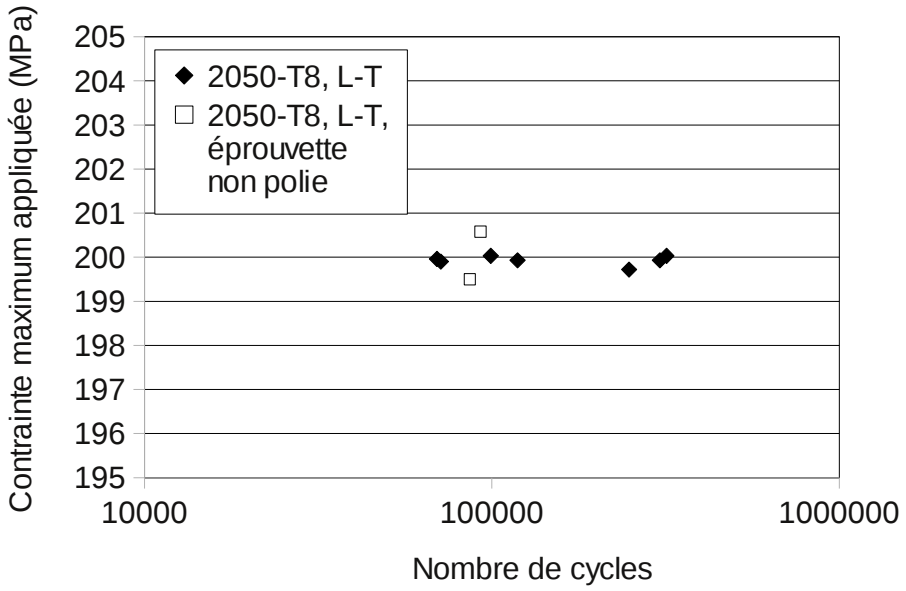


Figure III.4: Comparaison des durées de vie des éprouvettes trouées en 2050-T8 à l'état « brut d'usinage » et polies miroir. L'état de surface n'influe pas sur la durée de vie pour les conditions testées.

Les durées de vie des éprouvettes « brut d'usinage » se situent dans la dispersion de la durée de vie des éprouvettes polies. Pour la contrainte mécanique et la géométrie étudiées, l'état de surface ne modifie pas la durée de vie. Les résultats obtenus par la suite sur des éprouvettes polies peuvent donc être considérés comme représentatifs des essais industriels sur éprouvettes non polies [2].

2. A l'exception du chanfrein dont l'absence en bord de trou a probablement un effet non négligeable mais ne fait pas l'objet de cette étude.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.2.2 Réponse des différents matériaux

La figure III.5 montre les durées de vie obtenues pour toutes les éprouvettes testées. Avec la dispersion des résultats calculée dans le tableau III.1, pour ce niveau de contrainte ainsi que ce type d'éprouvettes, **les durées de vie des cinq matériaux sont comparables**. Notons que la dispersion [3] pour les alliages 2196-T8 et 2196-UA est légèrement inférieure à celle des matériaux 2050-T8 et UA.

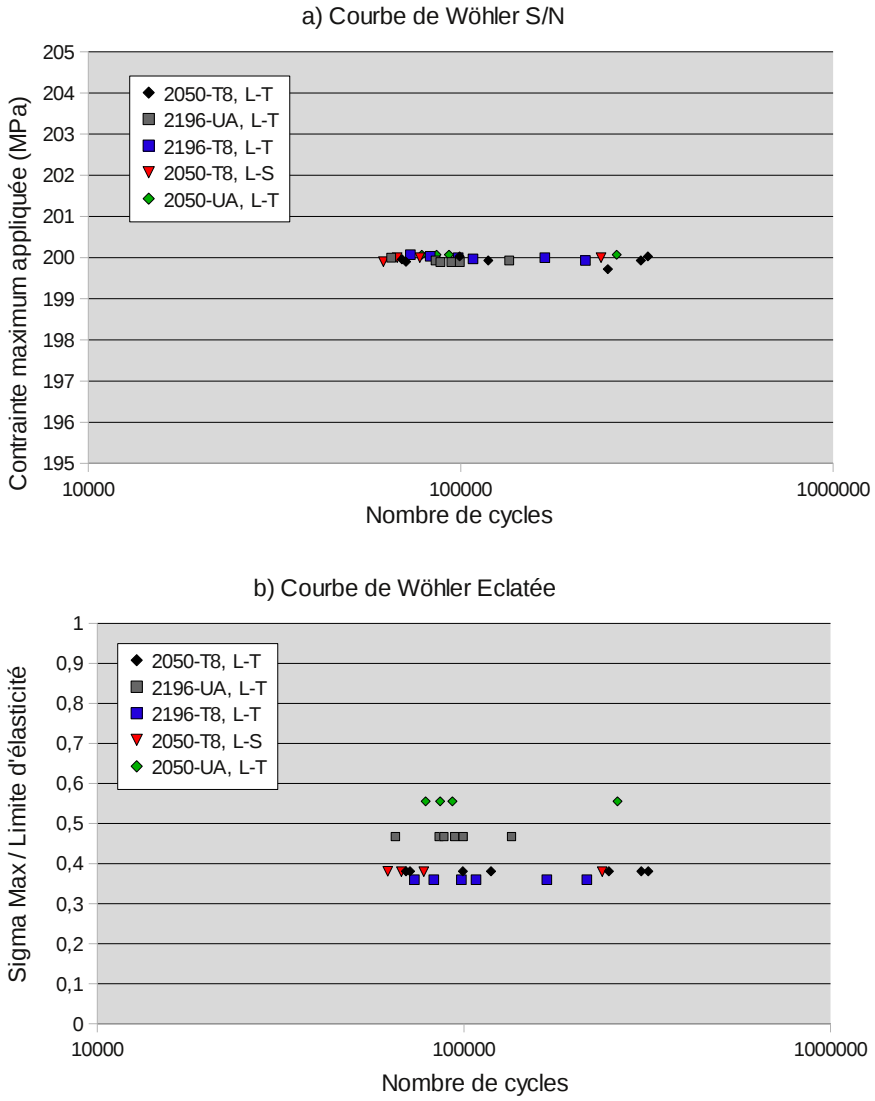


Figure III.5: a) Courbes S-N comparant les durées de vie entre les cinq alliages étudiés. b) Représentation normalisée réalisée en rapportant la contrainte max de cyclage à la limite d'élasticité de chaque matériau. La rupture correspond à la fissuration complète d'un des deux ligaments de l'éprouvette en avant du trou.

3. D'après la recommandation AFNOR A03-405, l'indice de dispersion est calculé comme l'exponentielle de l'écart-type obtenu pour les valeurs logarithmiques des durées de vie.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Alliage	Nb d'essais	$<N_r>$	indice de dispersion
2050-T8, L-S	4	111360	1,31
2050-T8, L-T	7	175713	1,34
2050-UA, L-T	4	130022	1,28
2196-T8, L-T	6	124500	1,20
2196-UA, L-T	6	94604	1,11

Table III.1: Valeur moyenne du nombre de cycles à la rupture $<N_r>$ et indice de dispersion pour les différents alliages.

III.2.3 Étude de l'amorçage

La durée de vie N_r d'une éprouvette est la somme du temps passé à l'amorçage N_a [4] et du temps passé à la propagation N_p.

$$N_r = N_a + N_p \tag{III.1}$$

En pratique, à cause de la fréquence d'observation (tous les 2000 cycles), il peut s'avérer difficile de déterminer le nombre de cycle précis de l'amorçage de la fissure qui va mener à rupture et il arrive fréquemment que la fissure ait déjà une taille de quelques dizaines ou centaines de microns quand elle est détectée. Par ailleurs, comme le montre la figure III.6, il est assez difficile d'extrapoler la valeur de N_a à partir des points réellement mesurés.

Sur cette figure, la courbe bleue correspond par exemple à une fissure détectée à 70 μm et possédant donc un grand nombre de points de mesure. Nous avons tenté d'extrapoler le début de la courbe dans la plage [70-250 μm] en n'utilisant que les points correspondant à une longueur de fissure supérieure à 250 μm (points bleus), dans l'hypothèse où la fissure n'aurait été détectée que tardivement. Deux types d'extrapolation (polynomiale et exponentielle) ont été utilisés. Le nombre de cycles nécessaire pour obtenir une fissure de 100 μm est :

- 267 000 cycles : valeur mesurée
- 282 000 cycles : extrapolation polynomiale → erreur de 5%
- 279 000 cycles : extrapolation exponentielle → erreur de 4%

Il n'est donc pas possible de retrouver avec une précision inférieure à 5% N_a par cette méthode d'extrapolation. Afin d'éviter ce problème, une nouvelle formule est posée :

$$N_r = N_{250} + {N_p}^* \tag{III.2}$$

où N_{250} correspond au nombre de cycles nécessaire pour obtenir une fissure de 250 μm et ${N_p}^*$ le nombre de cycle pour la propagation d'une telle fissure jusqu'à rupture du ligament. Les valeurs moyennes, ainsi que la dispersion, pour chaque type d'éprouvette sont données dans le tableau III.2.

4. N_a est défini comme le nombre de cycles de fatigue nécessaire pour détecter à la surface de l'éprouvette une fissure en microscopie optique. Les plus petites fissures détectables ont ainsi une taille de l'ordre de 5 à 10 μm.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

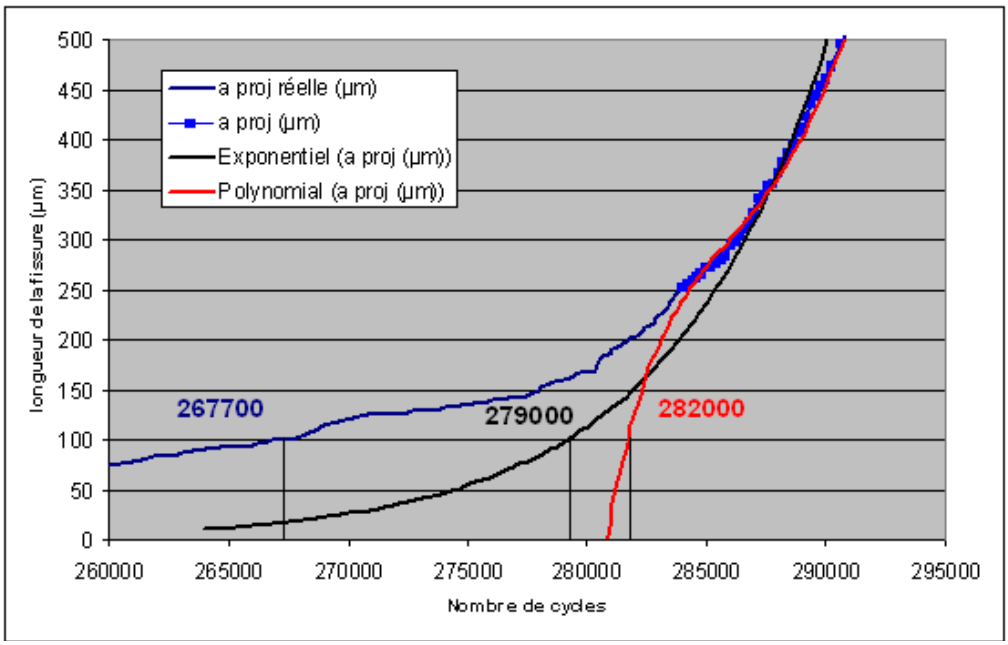


Figure III.6: Détermination du nombre de cycles correspondant à une fissure de 100 μm par extrapolation de mesures de da/dN. En partant seulement des points au dessus de 250 microns en bleu clair, et en utilisant deux types d'extrapolation (exponentielle en noir et polynomiale de degré 5 en rouge), il n'est pas possible de retrouver la bonne valeur. La courbe bleue foncée correspond aux mesures complètes (y compris inférieures à 250 μm).

L'analyse du tableau III.2 et de la figure III.7 révèle que pour un même alliage, le nombre de cycles de fatigue nécessaire pour obtenir une fissure d'une taille de 250 μm est plus faible à l'état UA qu'à l'état T8. Cette différence, qui est assez faible entre le 2196-T8 et le 2196-UA, se révèle plus grande pour l'alliage 2050.

Alliage		N_r	N_{250}	$N_p{}^*$	N_{250}/N_r
2050-T8 L-S	Moyenne	122585	100933	21651	0.70
(3 essais)	Dispersion	1,39	1,60	1,34	0.24
2050-T8 L-T	Moyenne	198375	173025	25350	0.82
(4 essais)	Dispersion	1,40	1,48	1,10	0.11
2050-UA L-T	Moyenne	82370	46600	35770	0.57
(2 essais)	Dispersion	1,03	1,05	1,01	0.02
2196-T8 L-T	Moyenne	124117	93167	30950	0.72
(3 essais)	Dispersion	1,29	1,35	1,17	0.10
2196-UA L-T	Moyenne	94027	70500	23527	0.75
(3 essais)	Dispersion	1,03	1,03	1,14	0.07

Table III.2: Statistiques des résultats des essais de fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

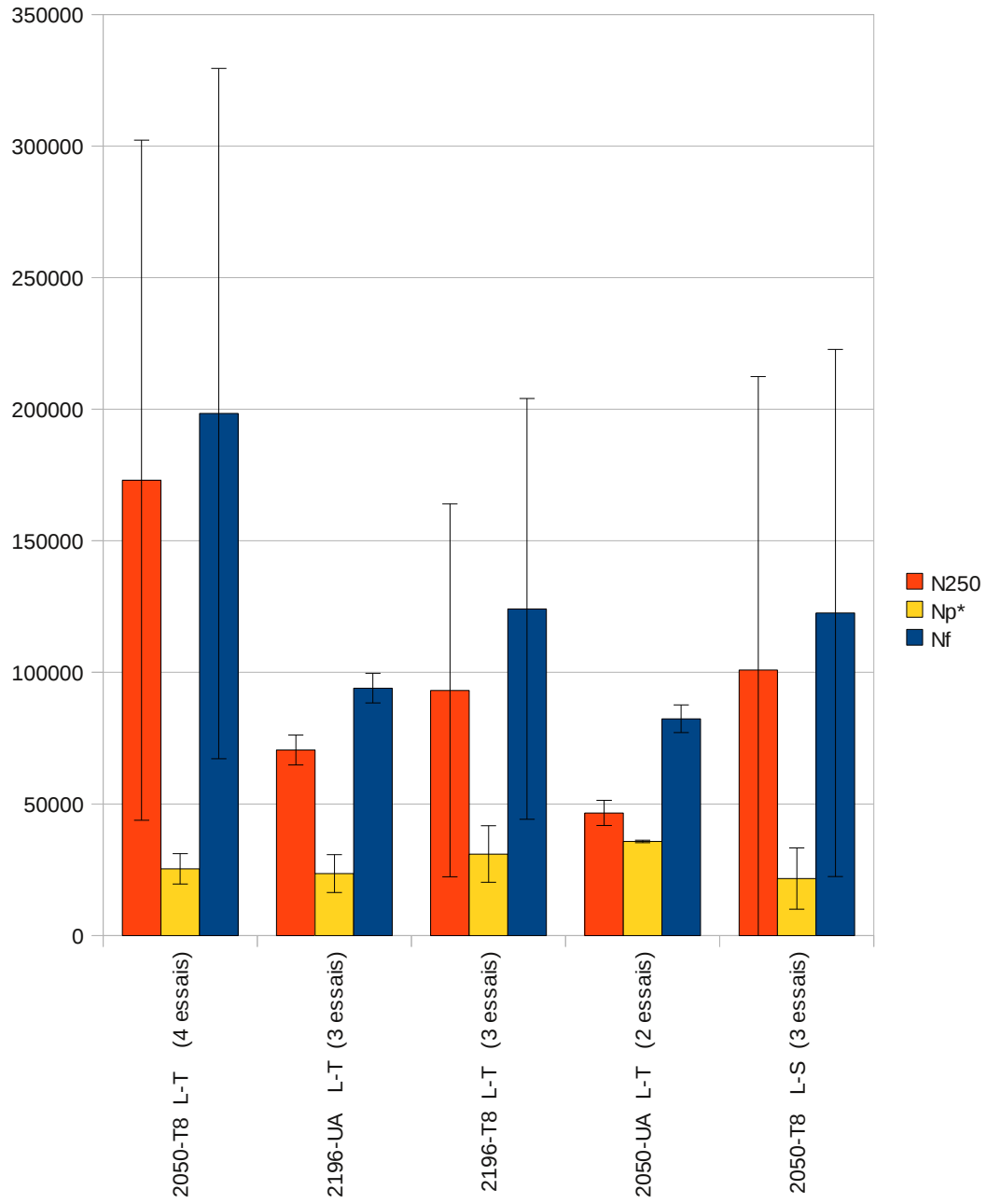


Figure III.7: Représentation graphique de la décomposition de la durée de vie totale N_f en N_{250} (nombre de cycle pour obtenir une fissure de 250 microns) + N_p* (nombre de cycle de propagation de celle-ci jusqu'à rupture du ligament).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.2.4 Étude de la propagation

Afin de pouvoir comparer les vitesses de propagation des différents matériaux, toutes les données expérimentales de taille de fissures sont tracées dans le plan da/dN= f(a) sur la figure III.8. Etant donné la forte dispersion des résultats, seule une régression linéaire permet de dégager une légère tendance pour chaque alliage.

Ces données de propagation, concernant des fissures ayant une longueur inférieure à 1 mm, sont en accord avec les données du nombre de cycles de propagation N_p^* : l'ordre des alliages est conservé. De la cinétique de fissuration la plus rapide à la plus lente, nous obtenons : 2050-T8 L-S > 2196-UA L-T > 2050-T8 L-T > 2196-T8 L-T > 2050-UA L-T.

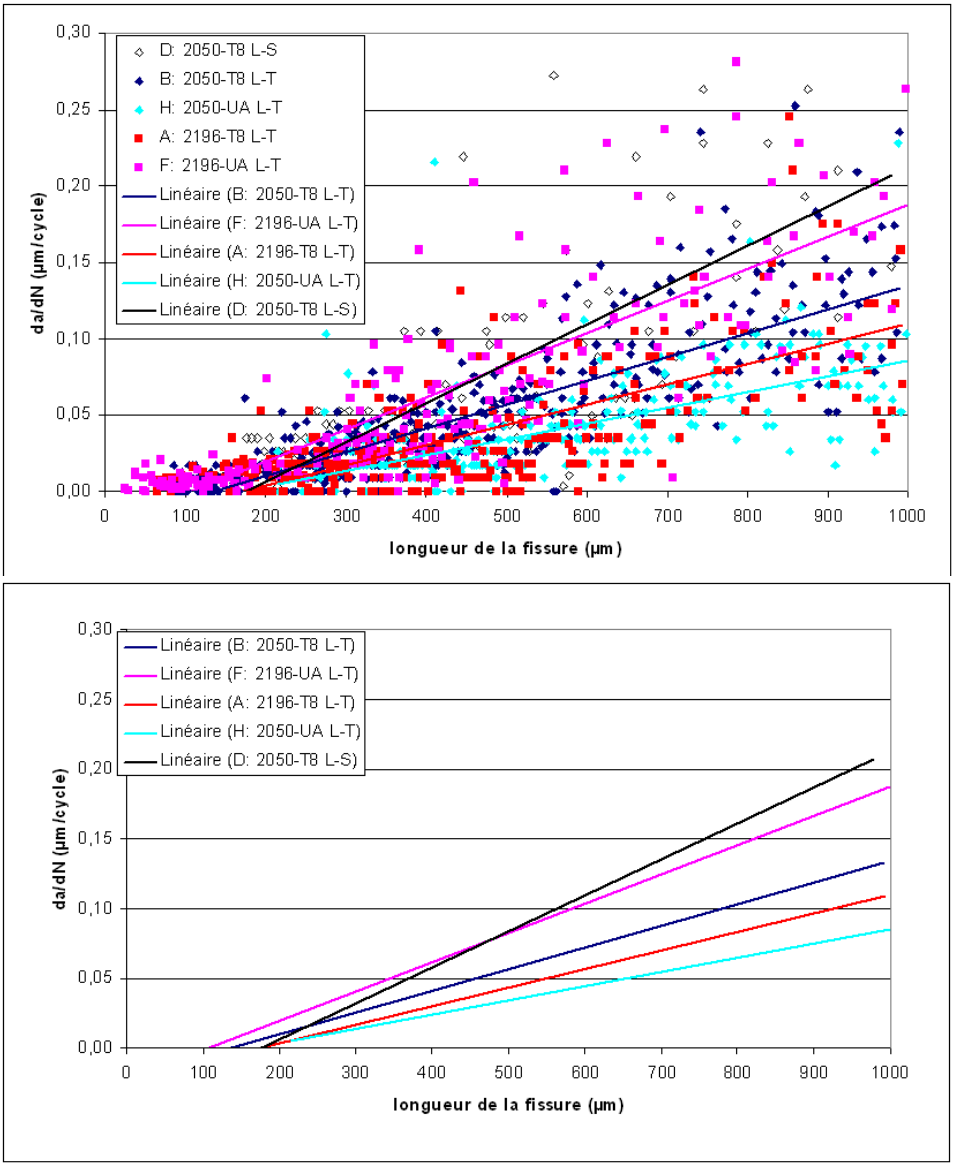


Figure III.8: Vitesse de propagation des fissures dans les éprouvettes de fatigue à trou a) Points expérimentaux + régressions linéaires et b) Régressions linéaires seules.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.2.5 Bilan des essais

Pour les essais de fatigue sur éprouvettes à trou, la figure III.5 montre que quel que soit le matériau dont elles sont issues (composition de l'alliage, traitement thermique de revenu) ou quel que soit leur sens de prélèvement, les éprouvettes à trou présentent globalement une durée de vie équivalente en fatigue pour une contrainte maximale de cyclage de 200 MPa (R=0.1), avec cependant un nombre de cycles à l'amorçage plus faible pour les alliages à l'état UA que ceux à l'état T8. La différence, qui est assez faible entre le 2196-T8 et le 2196-UA, est plus grande pour l'alliage 2050. Grâce aux calculs préliminaires, il est apparu que l'alliage 2050-UA présente une zone plastique en bord de trou pour une contrainte maximale de cyclage de 200 MPa. Il est probable que le niveau de déformation plus élevé atteint dans ce matériau lors des premiers cycles puisse conduire à un amorçage plus rapide des fissures. A l'inverse, la présence de cette zone plastique réduit sensiblement la vitesse de propagation car l'alliage 2050-UA possède la valeur la plus élevée de $N_p{}^*$ ainsi que la plus faible pente sur le graphe de la figure III.8 : les contraintes de compression résultant de la formation de la zone plastique en fond de trou entrainent probablement un niveau important de fermeture au niveau des fissures, réduisant d'autant la force motrice pour leur croissance. Le fait que l'alliage 2196-UA L-T présente un moins bon comportement face à la fissuration que le même alliage à l'état T8 est assez inattendu. En effet, dans la littérature, les alliages à l'état UA possèdent souvent une bonne résistance à la propagation des fissures par rapport à l'état T8 grâce au caractère planaire de la déformation, impliquant un phénomène de fermeture par rugosité (RICC). La raison pouvant expliquer cette tendance inversée est la faible taille des fissures observées (inférieures à 1mm) qui limite le phénomène de fermeture par rugosité souvent évoqué dans la littérature [Venkateswara Rao 92, Birt 89] pour rendre compte du bon comportement en fatigue des alliages UA.

III.3 Résultats en terme de chemins de fissuration

Les différents matériaux présentent des durées de vies similaires dans les conditions testées, cependant des différences de fissuration sont clairement visibles. Cette partie s'attache à répertorier les particularités du chemin de fissuration dans chacun des types d'éprouvettes afin de pouvoir faire le lien ultérieurement avec la microstructure.

III.3.1 Aspect général des éprouvettes fissurées

Une simple observation visuelle des éprouvettes post-mortem fait apparaître des différences de fissuration au niveau macroscopique entre matériaux tant dans l'épaisseur des éprouvettes que sur la surface polie. Dans l'épaisseur (figure III.9), les éprouvettes en 2050-T8 (L-T et L-S) ont une fissuration parallèle à la direction TC (i.e. globalement perpendiculaire à la sollicitation) alors que les éprouvettes à l'état UA (2196 et 2050) montrent un faciès orienté à environ 45 ° par rapport à TC. La fissuration des éprouvettes en 2196-T8 se présente sous la forme d'une combinaison de ces deux précédents comportements.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

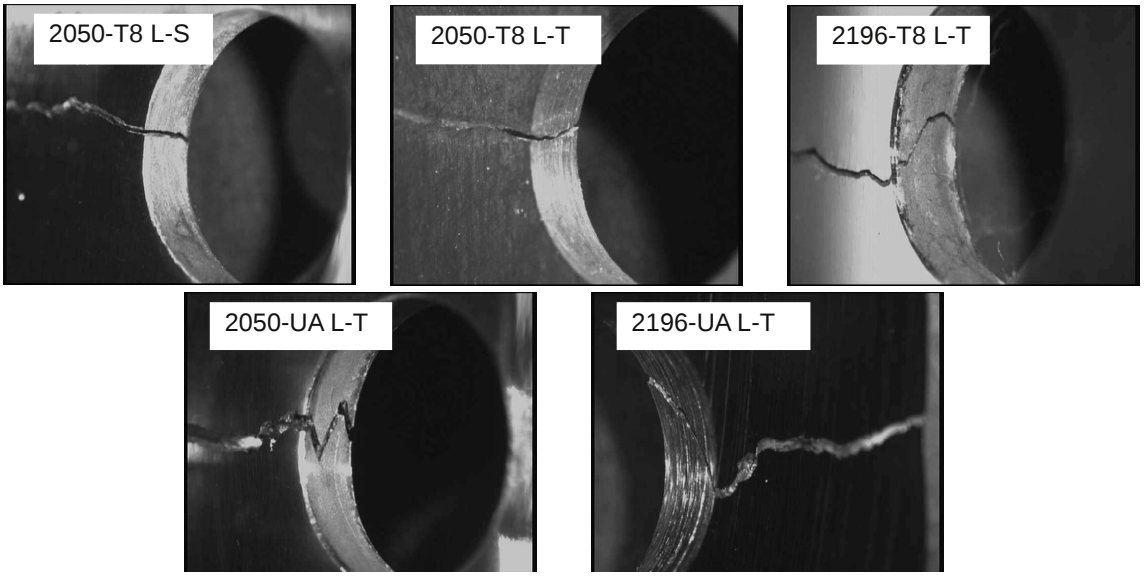


Figure III.9: Propagation des fissures dans l'épaisseur de 3mm des éprouvettes de fatigue à trous. Les éprouvettes en 2050-T8 (L-T et L-S) ont une fissuration perpendiculaire aux surfaces polies alors que les éprouvettes à l'état UA (2196 et 2050) présentent une fissure avec un angle proche de 45°. Un comportement intermédiaire est observé pour l'alliage 2196-T8.

A la surface des éprouvettes (figure III.10), les matériaux 2050-T8 et 2196-T8 présentent des chemins de fissuration relativement rectilignes et globalement perpendiculaires à la direction de sollicitation alors qu'un cheminement plus tortueux est observé sur les éprouvettes à l'état UA.

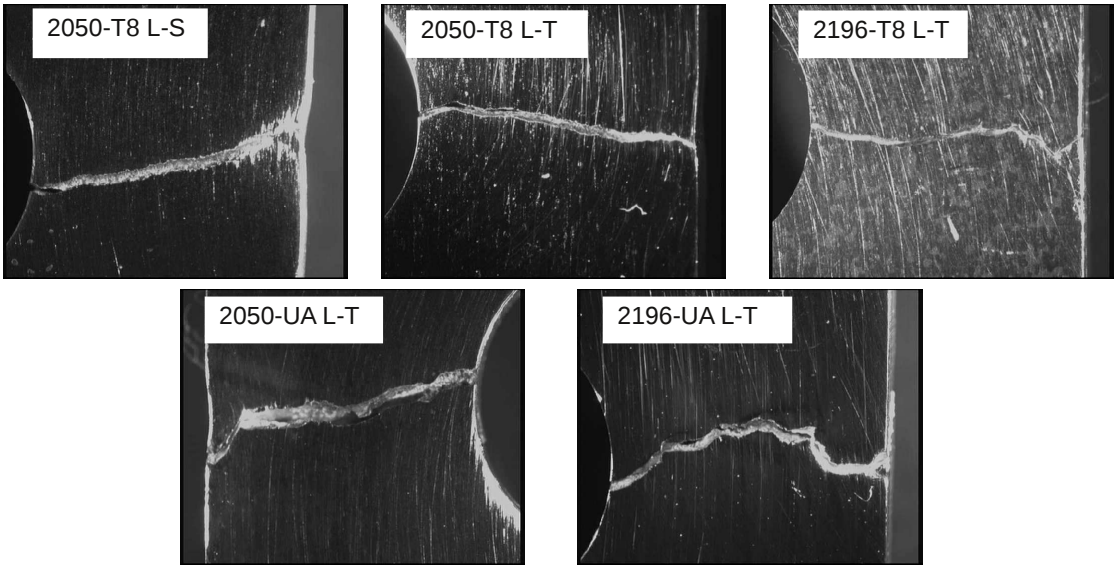


Figure III.10: Allure générale de la fissuration dans le plan L-TL. Les éprouvettes issues des alliages 2050 et 2196 à l'état T8 montrent une propagation assez rectiligne alors que les éprouvettes en 2196-UA et 2050-UA ont une fissuration plus tortueuse.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.3.2 Particularités du chemin de fissuration sur la surface polie des éprouvettes

Un assemblage des clichés obtenus lors du suivi in-situ de la fissuration permet d'obtenir une vision plus détaillée du chemin de fissuration dans les différents alliages. Sur la figure III.11, nous retrouvons les tendances décrites dans le paragraphe précédent ; à savoir, une fissuration assez lisse et continue pour les alliages à l'état T8 : il n'y a pas de déviation locale marquée, seulement une légère ondulation. A l'inverse, dans les alliages à l'état UA, le chemin de fissuration présente des discontinuités et des angles de déviations importants. On note aussi la présence de ramifications pour cet état thermique.

L'observation plus précise de la pointe de fissure confirme que le mode de fissuration diffère dans les alliages selon le traitement thermique qu'ils ont subi. Les figures III.12 et III.13 font ainsi apparaitre des bandes de glissement très marquées et une fissuration comprenant de nombreuses parties rectilignes sur une distance de plusieurs dizaines, voir centaines de microns, dans les deux alliages à l'état UA. A l'inverse, de nombreux zig-zags, très fins (de 1 à 10 microns environ) sont observés dans les alliages à l'état T8 où la fissure oscille constamment. Les bandes de glissement à l'avant de la fissure sont beaucoup moins marquées et se produisent sur une distance plus courte (1 à 20 microns).

La figure III.14 montre la chronologie de fissuration dans une éprouvette en alliage 2050-UA. Dans le cliché pris à 54 200 cycles, nous voyons apparaitre des bandes de glissement. La fissure suit en partie ces bandes et « saute » de l'une à l'autre pour accommoder une propagation approximativement perpendiculaire à la sollicitation d'un point de vue macroscopique. A 54 400 cycles, la fissure rencontre un joint de grains [5]. Des bandes de glissements, possédant une orientation différente apparaissent à l'avant de la pointe de fissure (N=55 000 cycles). La fissure se propage en partie le long de ces bandes mais passe de temps en temps d'un plan à l'autre en faisant une marche (voir les flèches pour N=55 200 cycles). A partir de 55 600 cycles un nouveau joint de grains doit être traversé. Les plans de glissement activés dans le grain suivant sont très inclinés par rapport à la contrainte et la fissuration procède par formation de nombreuses micro-marches. Ces images montrent que dans ce cas il n'y a pas de ralentissement au passage des joints de grains même si le mode de fissuration est très différent. Notons que ces observations restent des informations de surface, c'est à dire 2D et que nous n'avons malheureusement pas d'indice sur ce qui se passe en volume.

5. La position du joint de grains est identifiée sur les micrographies optiques grâce à une légère déformation plastique engendrant une différence de contraste. Ceci est d'autant plus visible que la fissure est longue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

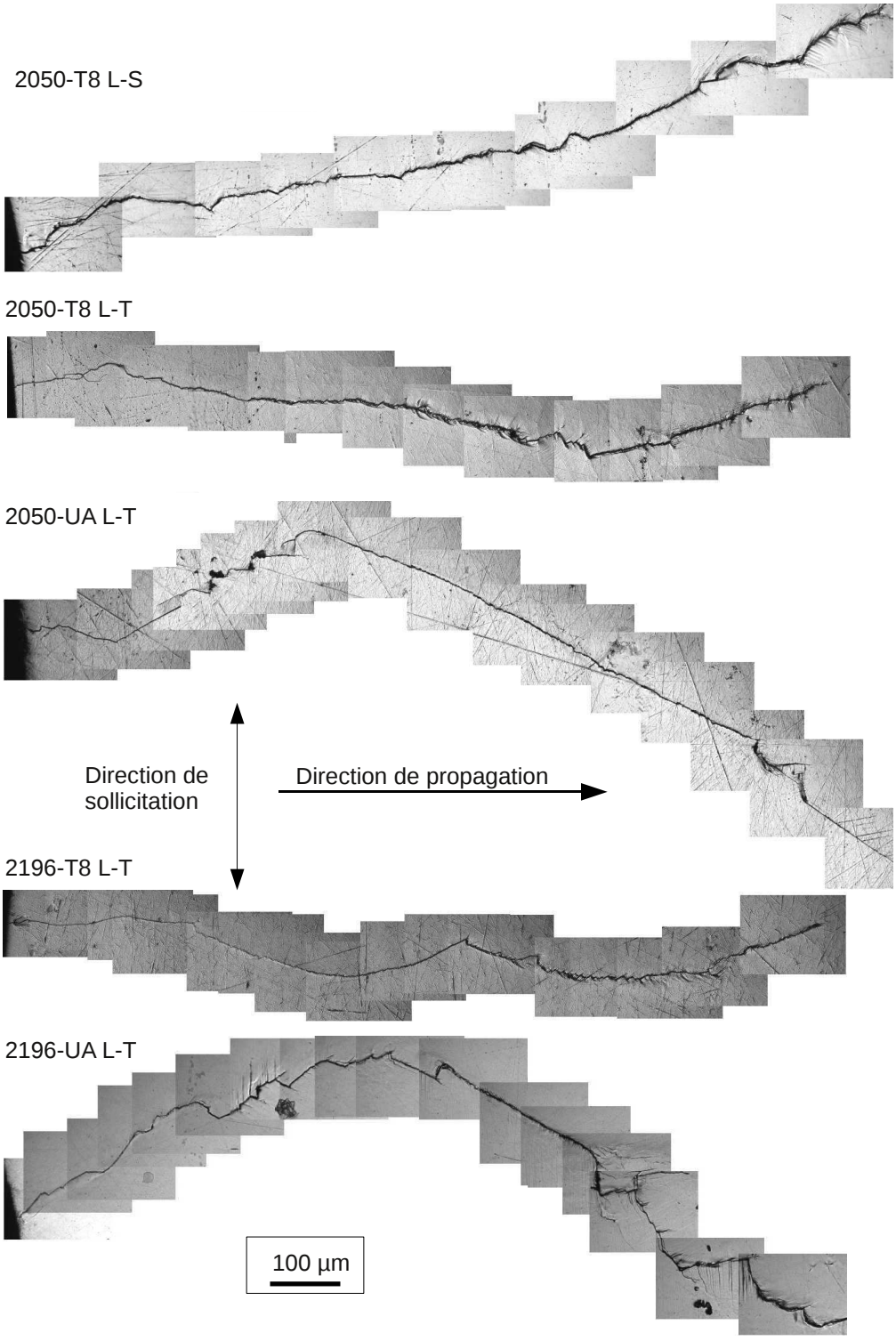


Figure III.11: Allures du chemin de fissuration selon l'alliage testé. La fissure a un caractère apparemment assez cristallographique avec changements de direction marqués pour les éprouvettes à l'état UA, ce qui n'est pas le cas sur celles à l'état T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

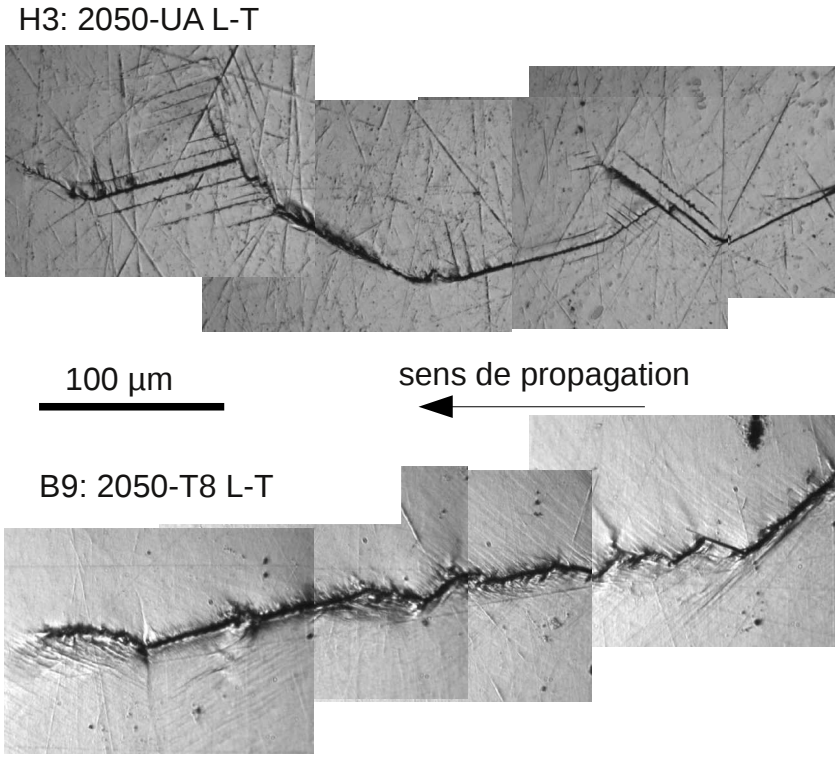


Figure III.12: Fissuration dans l'alliage 2050 avec différents revenus à environ $1600\ \mu m$ du bord du trou (observations optiques).

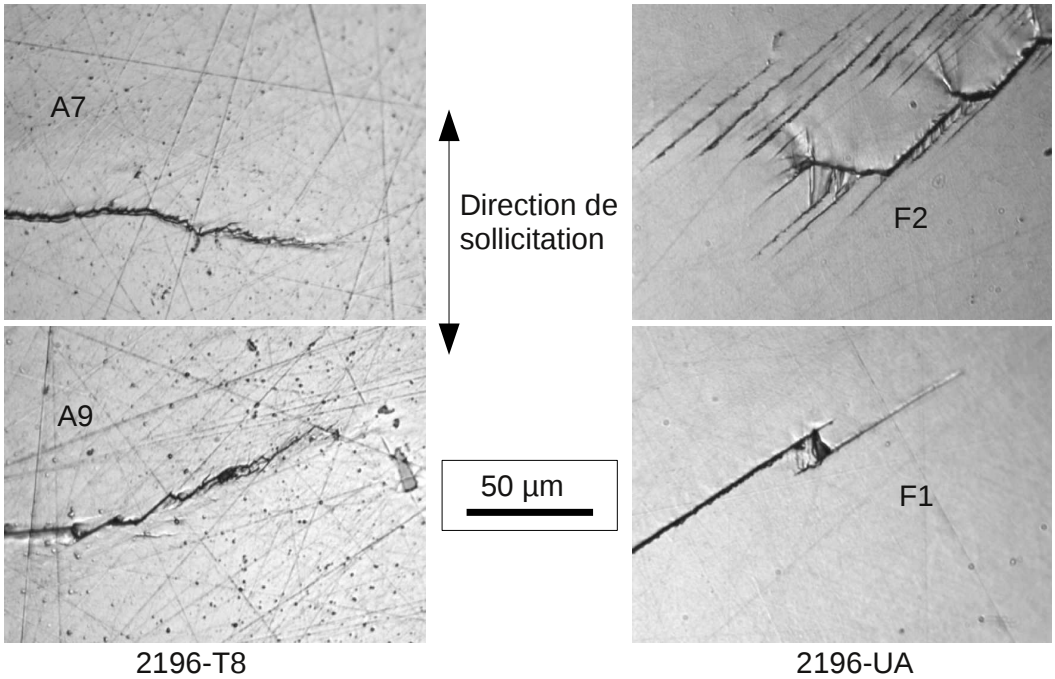


Figure III.13: Clichés de la fissuration à environ $500\ \mu m$ du bord du trou pour les éprouvettes 2196-T8 : la fissure oscille constamment (petits zig-zags de quelques microns) et 2196-UA : la fissure suit des plans sur des distances de plusieurs dizaines de microns.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

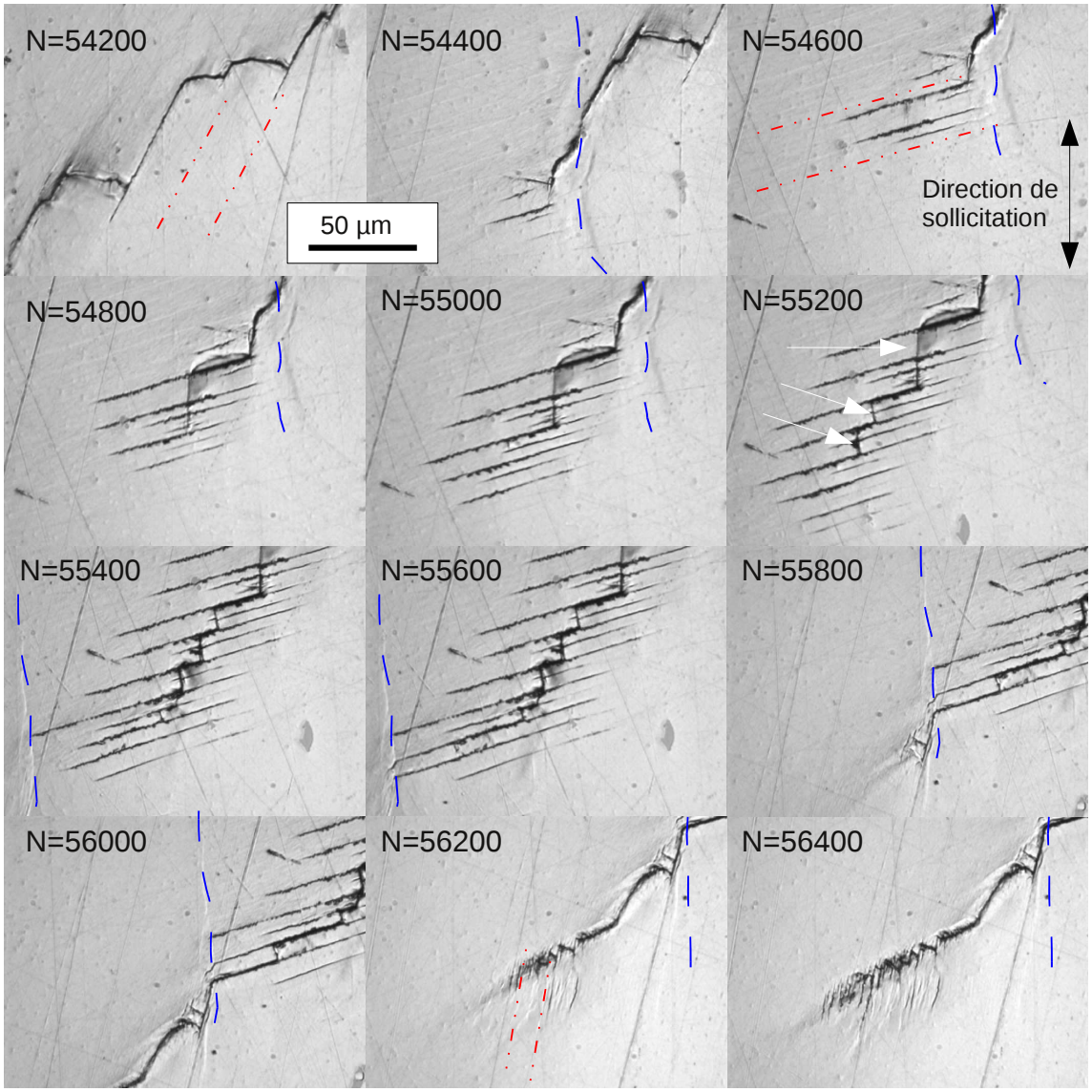


Figure III.14: Chronologie de fissuration en fonction du nombre de cycles N dans l'alliage 2050-UA avec en pointillé bleu les joints de grains et en trait mixte rouge la trace des plans de glissement activés aux alentours de la fissure. La fissuration se fait de la droite vers la gauche avec une direction de sollicitation parallèle à la verticale de l'image.

III.3.3 Etude des faciès de rupture

Les observations au MEB des faciès de rupture pour les alliages 2050 et 2196 à l'état UA et T8 sollicités en L-T sont illustrées sur les figures III.16 à III.19 : des différences de chemin de fissuration entre les quatre matériaux sont répertoriées. L'analyse globale fait apparaitre un faciès plutôt lisse pour l'alliage 2050 à l'état UA. Celui-ci apparaît sur des parties orientées à 45° par rapport à la direction de sollicitation (figure III.16) alors qu'à l'état T8, la fissuration produit un faciès globalement orienté perpendiculairement à la direction de sollicitation (figure III.17). Le faciès du matériau 2050-T8 est très rugueux, la fissure effectuant de nombreux zigzags, assez réguliers en hauteur et espacement.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Concernant l'alliage 2196, le faciès est macroscopiquement d'apparence très lisse à l'état UA (figureIII.18). Plus finement il apparait composé de petites stries perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure. L'alliage 2196-T8 a un comportement mixte : certaines zones ont le même aspect lisse que celles de l'alliage 2196-UA, d'autres, au contraire sont beaucoup plus rugueuses et ressemblent au faciès du 2050-T8 (figureIII.19).

Pour les quatre matériaux, nous pouvons visualiser des changements d'orientation de plans lisses ou des changements du rythme des oscillations correspondant vraisemblablement au franchissement de joints de grains. Notons que plus la distance par rapport au trou est élevée, plus les faciès sont chaotiques : à l'état UA, les parties lisses sont de moins en moins étendues et à l'état T8, la rugosité présente de moins en moins de régularités.

Bilan des observations

Les observations optiques des surfaces polies des éprouvettes (figures III.12 et III.13) sont en accord avec celles réalisées au MEB sur les faciès de rupture. Selon le mode de fissuration en surface, le faciès est plus ou moins chahuté. Les fissures suivant des plans privilégiés en surface génèrent des faciès assez lisses, c'est le cas des alliages 2196 et 2050 à l'état UA. Ces faciès sont généralement fortement désorientés par rapport à la contrainte principale. A l'inverse, les fissures zigzaguant constamment (déformation plus homogène) dans les alliages à l'état T8 sont reliées à un faciès très rugueux globalement orienté perpendiculairement à la direction de sollicitation. Concernant l'alliage 2196-T8, les faciès font parfois apparaître des parties lisses, celles-ci sont toujours situées dans l'épaisseur de l'éprouvette et il n'a donc jamais été observé de fissures rectilignes en surface. La figure III.15 récapitule schématiquement les informations tirées des observations optiques et au MEB.

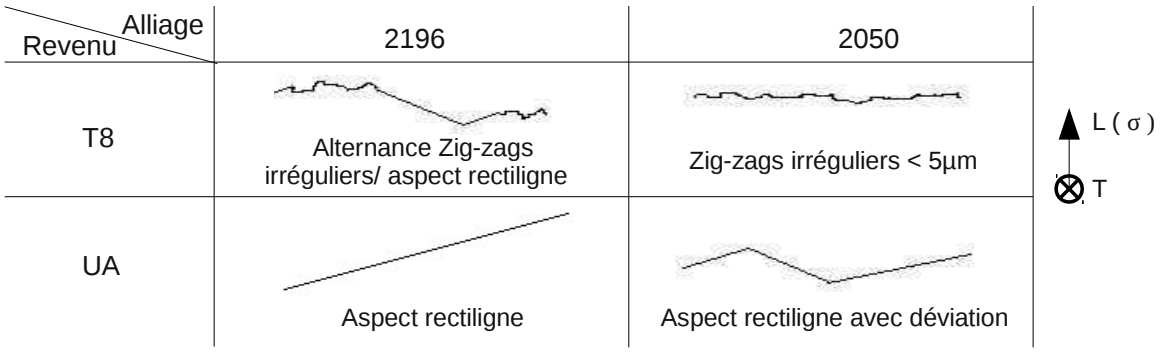


Figure III.15: Schéma synthétisant les principales différences concernant le chemin de fissuration dans les éprouvettes à trous pour les différents alliages.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

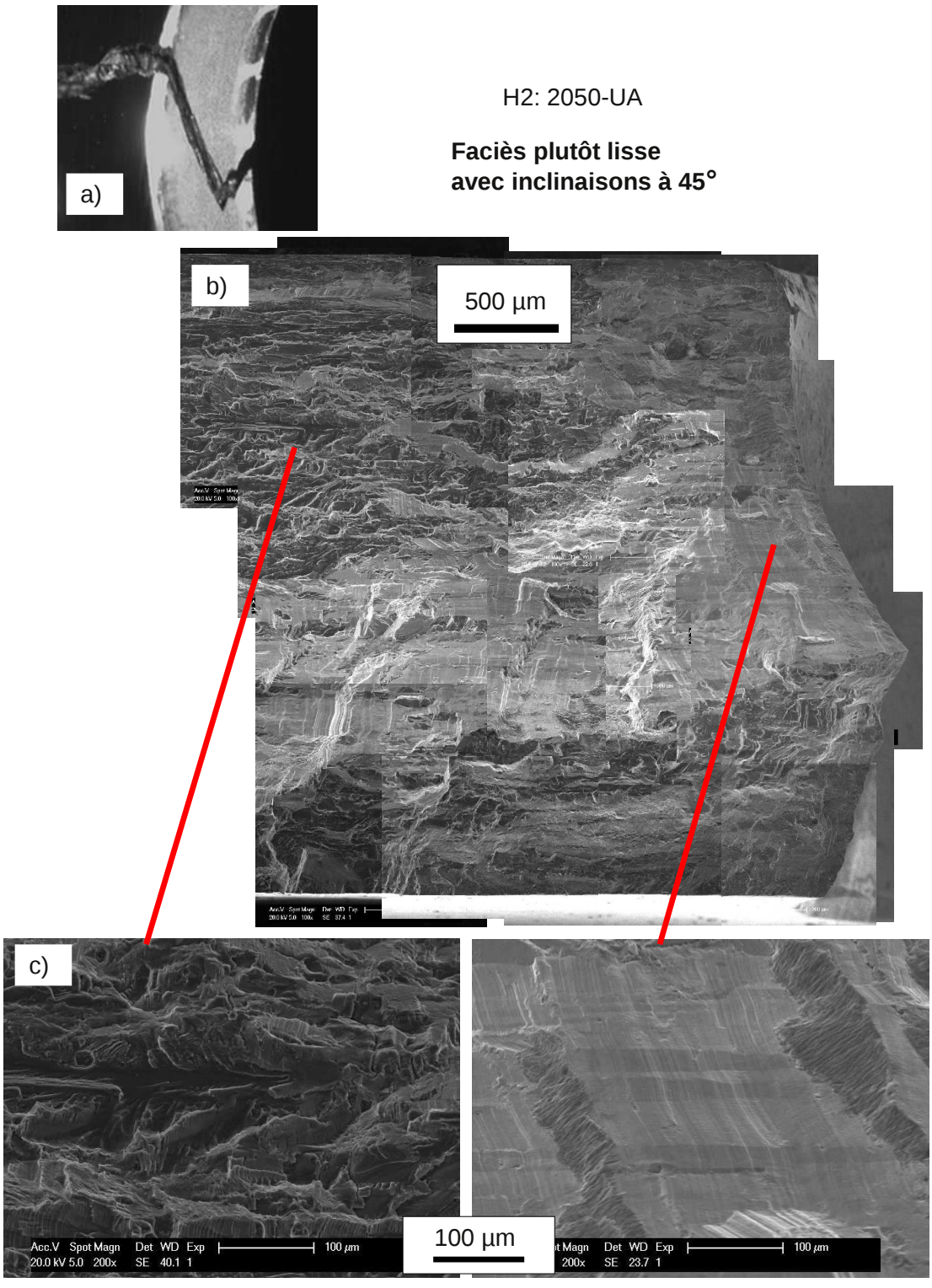


Figure III.16: Exemple caractéristique du faciès de rupture observé pour l'alliage 2050 à l'état UA (σ =200 MPa, R =0,1 : a) Vue macroscopique de l'éprouvette, b) Micrographies MEB associées (Toute l'épaisseur de l'éprouvette est observée et le bord du trou apparaît sur la droite) et c) Détails du faciès proche et loin du trou.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

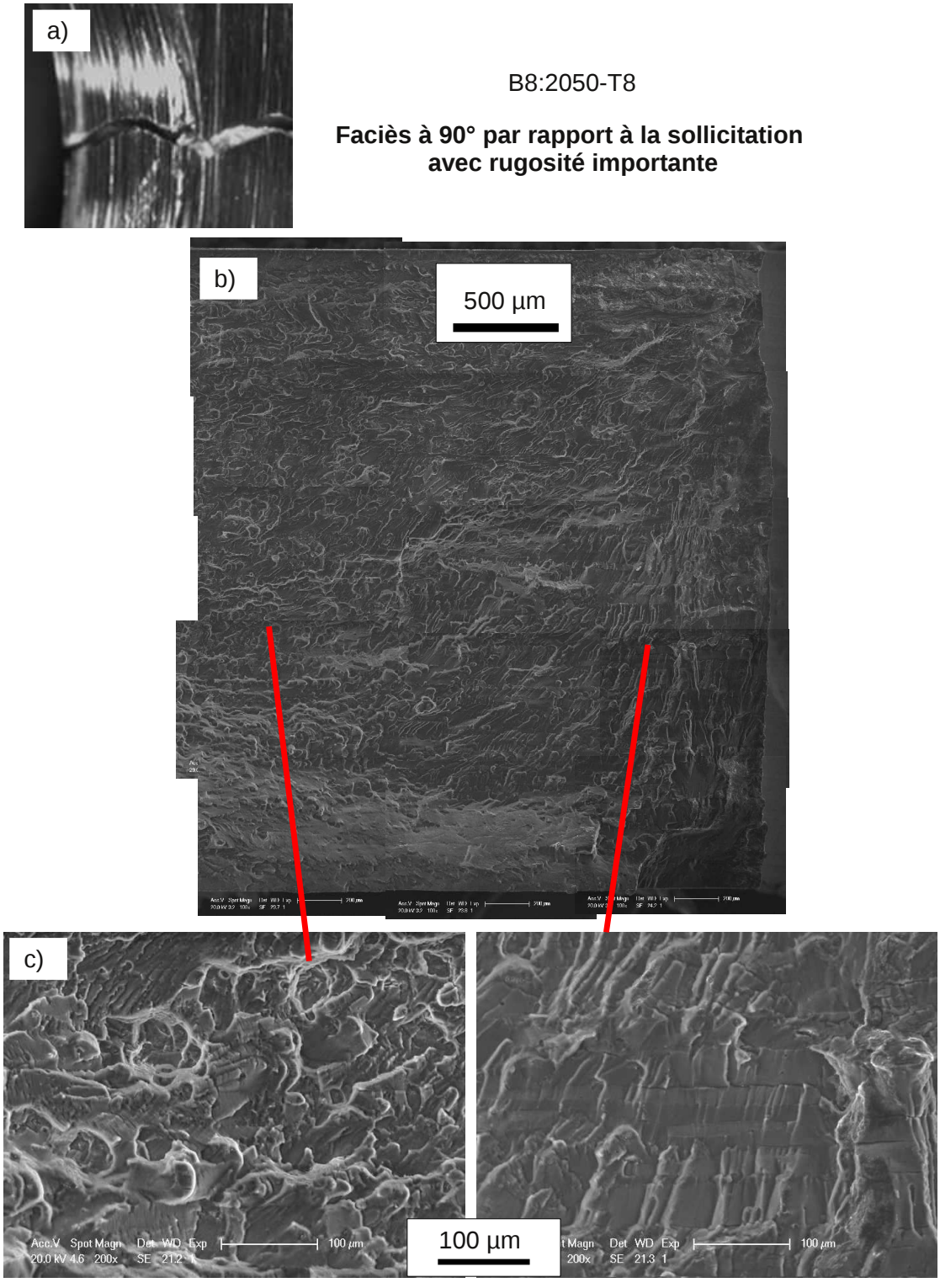


Figure III.17: Exemple caractéristique du faciès de rupture observé pour l'alliage 2050 à l'état T8 (σ =200 MPa, R =0,1) : a) Vue macroscopique de l'éprouvette, b) Micrographies MEB associées (Toute l'épaisseur de l'éprouvette est observée et le bord du trou apparaît sur la droite) et c) Détails du faciès proche et loin du trou.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

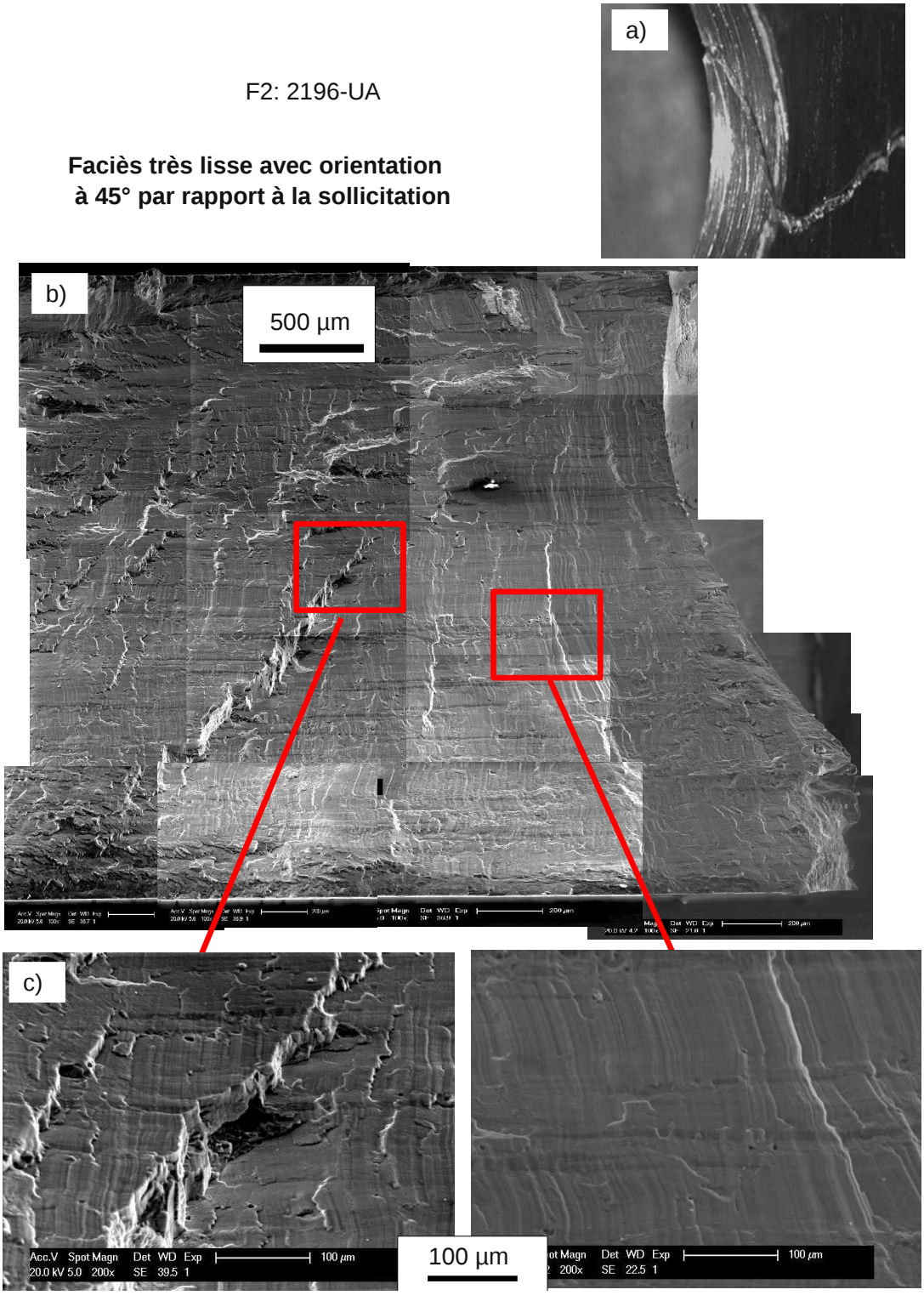


Figure III.18: Exemple caractéristique du faciès de rupture observé pour l'alliage 2196 à l'état UA (σ =200 MPa, R =0,1) : a) Vue macroscopique de l'éprouvette, b) Micrographies MEB associées (Toute l'épaisseur de l'éprouvette est observée et le bord du trou apparaît sur la droite) et c) Détails du faciès proche et loin du trou.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

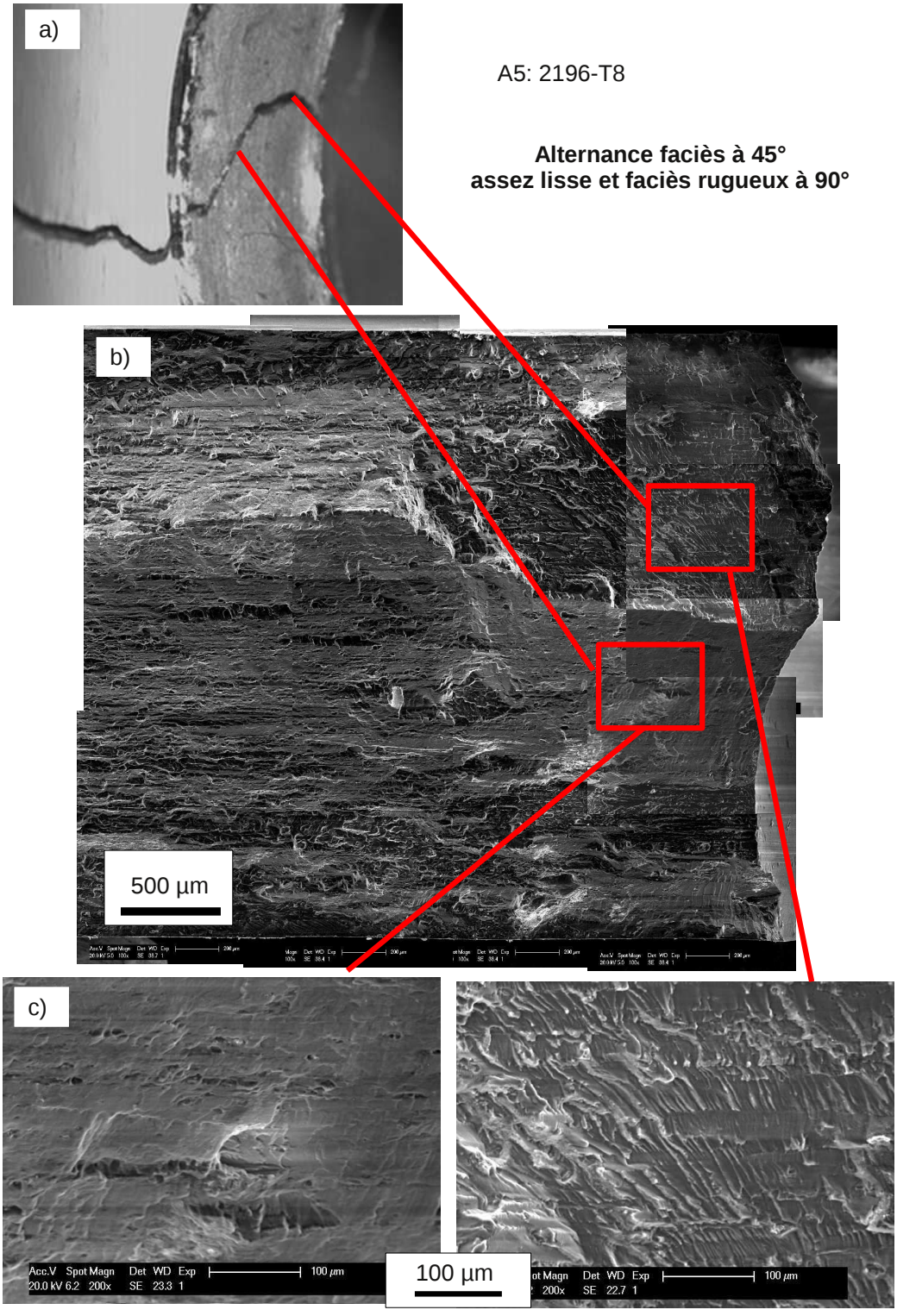


Figure III.19: Exemple caractéristique du faciès de rupture observé pour l'alliage 2196 à l'état T8 (σ =200 MPa, R =0,1) : a) Vue macroscopique de l'éprouvette, b) Micrographies MEB associées (Toute l'épaisseur de l'éprouvette est observée et le bord du trou apparaît sur la droite) et c) Détails du faciès proche et loin du trou.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.4 Interactions avec la microstructure

III.4.1 Incidence des intermétalliques sur la phase d'amorçage

L'étude de la zone en bord de trou fait apparaître un amorçage fréquent des fissures au niveau de particules intermétalliques pour l'alliage 2196 à l'état T8 comme à l'état UA (figure III.20). Nous avons montré dans le tableau II.4 que la tôle en alliage 2196 possède des intermétalliques de taille plus importante que celle en alliage 2050. Or selon la littérature, la taille des particules apparaît comme un facteur plus critique que leur nombre pour l'endommagement en fatigue [Murakami 94] [Miyasato 93]. Les échantillons en alliage 2196 feraient donc l'objet d'un amorçage plus systématique sur les particules intermétalliques. Ceci est cohérent avec les résultats du tableau III.2, qui font apparaître un nombre de cycle à l'amorçage N_a moins dispersé pour les éprouvettes en alliage 2196 que celles en alliage 2050.

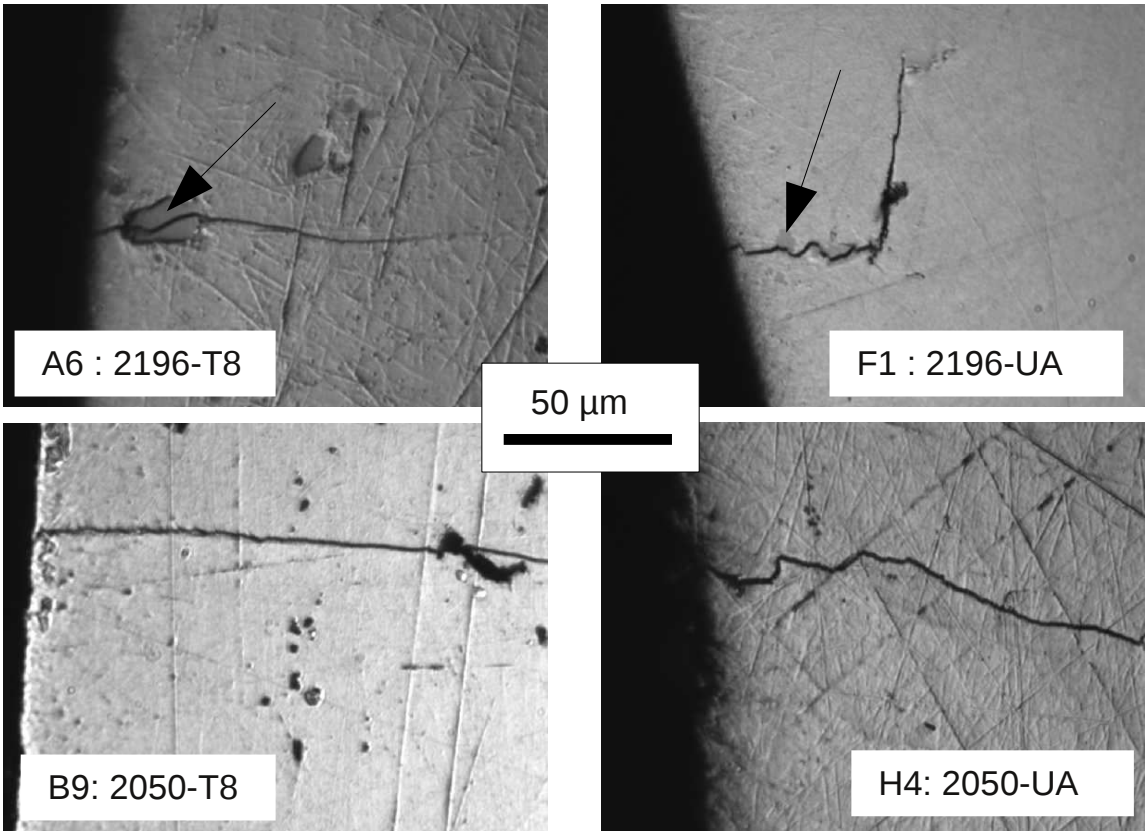


Figure III.20: Micrographies optiques de la surface en bord de trou montrant l'amorçage de la fissuration sur des particules intermétalliques (flèches) dans les matériaux 2196-T8 et 2196-UA alors que celui-ci se produit généralement dans la matrice pour les matériaux 2050-T8 et 2050-UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.4.2 Effets des joints de grains sur le chemin de fissuration

Dans les paragraphes précédents, nous avons vu que la présence de joints de grains pouvait avoir un effet marqué sur le chemin de fissuration. Comme illustré sur la figure III.14, ils peuvent modifier localement le cheminement des fissures. Or, les joints de grains sont difficiles à observer en microscopie optique, notamment pour les fissures courtes. Une oxydation anodique a donc été effectuée sur les surfaces polies des éprouvettes après fissuration en fatigue afin d'avoir une vision plus nette des joints de grains et d'étudier leur éventuelle influence sur le cheminement de la fissure.

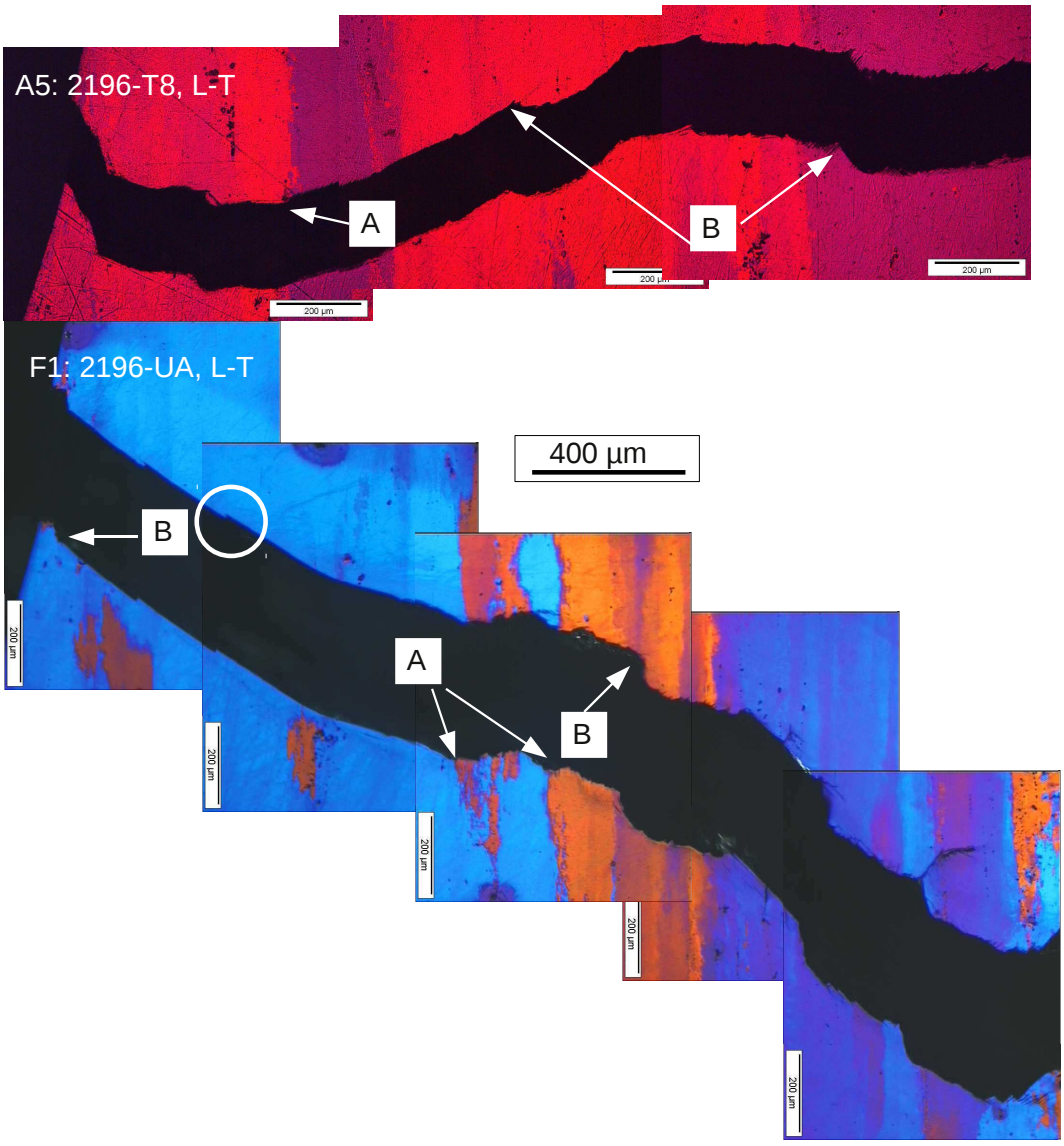


Figure III.21: Micrographies optiques de la surface après oxydation anodique montrant l'influence des joints de grains sur le cheminement de la fissure dans l'alliage 2196 (T8 et UA) : Certains changements de directions des fissures semblent corrélés aux joints de grains (lettre A), d'autres non (lettre B).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

La figure III.21 illustre les résultats obtenus sur l'alliage 2196 [6] : sur le cliché du bas, nous retrouvons la fissure micrographiée à la figure III.13 en bas à droite. Le saut de marche repéré par un cercle (à environ 500 μm du trou) a lieu à l'intérieur d'un grain et le mécanisme de fissuration semble donc identique à celui observé sur la figure III.14 pour l'alliage 2050-UA. De manière générale, les changements de direction ne sont pas liés systématiquement au franchissement de joints de grains. Certains changements correspondent à des joints de grains, mais d'autres pas. Ceci est vrai pour les deux états thermiques.

L'oxydation anodique, bien que facile à mettre en place, ne permet pas de connaître l'orientation des grains les uns par rapport aux autres. En effet, les couleurs obtenues dépendent fortement du réglage du polariseur lors de l'observation et le lien direct avec les orientations cristalographiques n'est pas connu. Etant donné que l'efficacité d'un joint de grain à dévier la fissuration est très certainement reliée à la désorientation cristalline entre grains, nous avons complété cette étude par des analyses de la cristallographie locale qui sont détaillées dans les paragraphes suivants.

III.4.3 Effet de la texture

Afin d'étudier le lien entre les chemins de fissuration et la cristallographie, deux méthodes ont été utilisées :

- caractérisation de la nature cristallographique du plan de rupture par piqûres de corrosion ;
- analyse de l'influence de la désorientation cristalline entre les grains sur le chemin de fissuration.

III.4.3.a Nature cristallographique du plan de rupture

Les faciès de rupture observés au MEB ont fait l'objet d'une analyse à plus fort grandissement après attaque Keller. Les piqûres de corrosion formées par l'attaque sont analysées surtout en terme de forme car celle-ci dépend du plan observé : la forme triangulaire est la signature des plans {111} alors que la forme carrée correspond à celle des plans {100}. Les figures III.22 à III.25 montrent un exemple caractéristique des piqûres obtenues sur chacun des alliages. Cette attaque met en évidence que les zones plates de l'alliage 2196 à l'état UA correspondent assez souvent à des plans cristallographiques avec la présence de piqûres carrées [7] sur la figure III.22. Les faciès plutôt lisses de l'alliage 2050-UA présentent eux aussi des plans cristallographiques, principalement de type {111} sur la figure III.29.

Pour les faciès des deux alliages à l'état T8 qui présentent des surfaces plus rugueuses, il devient difficile de trouver une forme particulière aux piqûres (figures III.23 et III.25). Il semble donc qu'il n'y ait pas de plans privilégiés pour la fissuration dans ces cas-ci.

6. Cette étude n'a pas été réalisée sur l'alliage 2050 faute de temps.

7. Lorsque le faciès de rupture n'est pas plat, il est toutefois difficile par cette méthode de différencier des piqures carrées relatant des plans {100} de piqures de forme rectangulaires caractéristiques des plans {110}.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

A l'inverse des alliages à l'état UA, les piqures de formes moins déterminées dans les alliages à l'état T8 révèlent une fissuration avec un caractère cristallographique moins marqué.

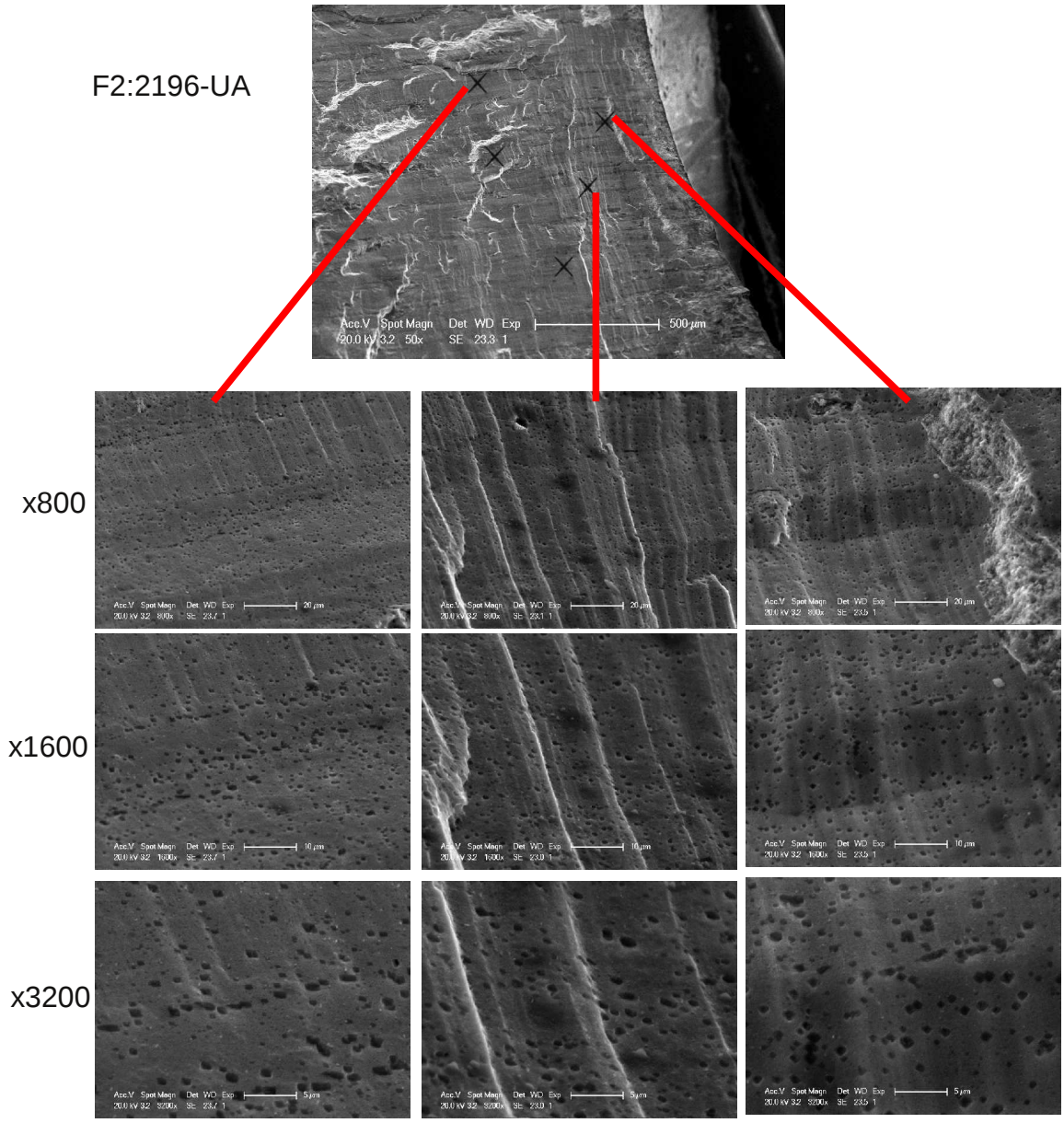


Figure III.22: Figures d'attaque observées au MEB après attaque Keller du faciès de rupture pour l'alliage 2196-UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

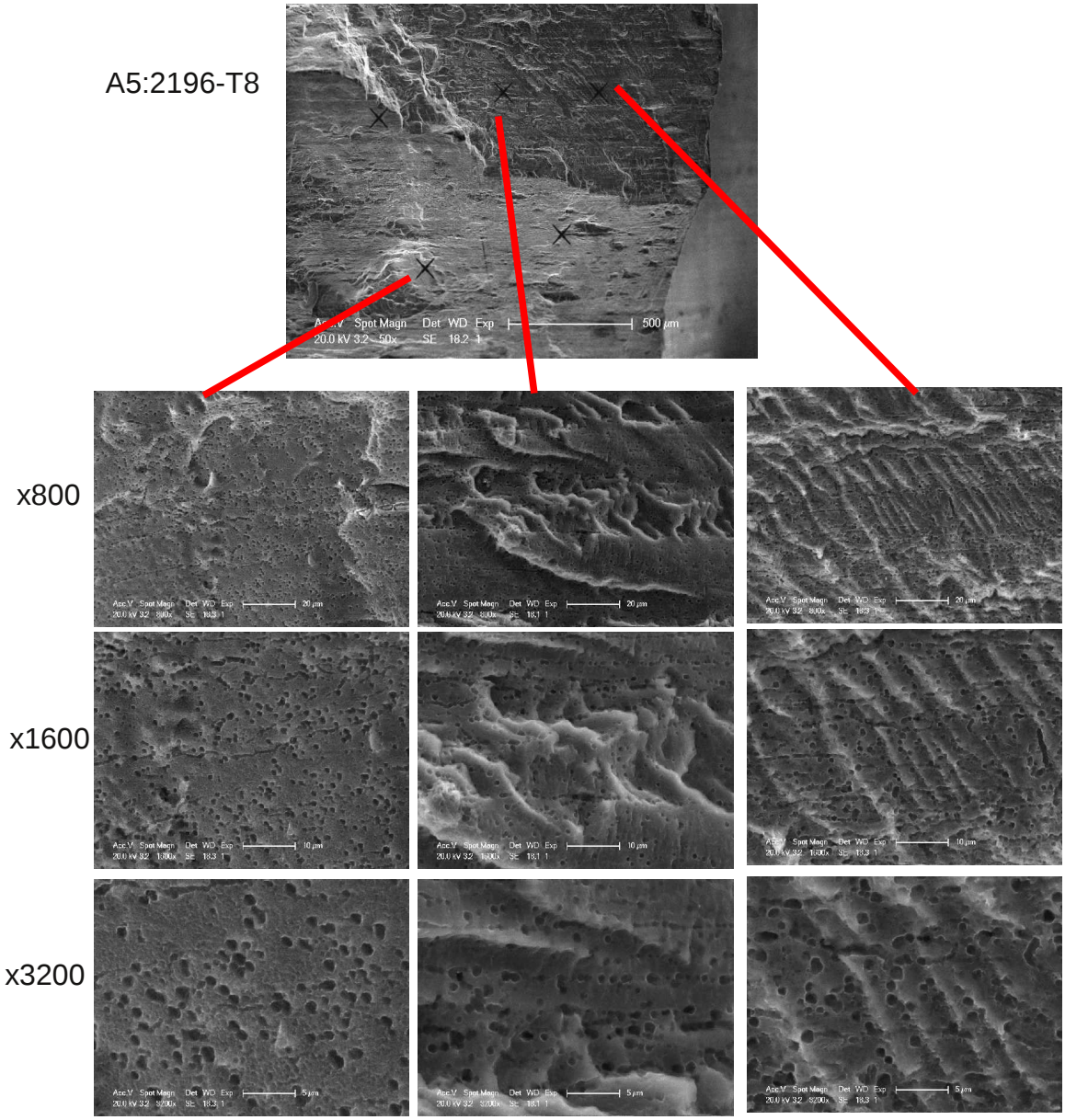


Figure III.23: Figures d'attaque observées au MEB après attaque Keller du faciès de rupture pour l'alliage 2196-T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

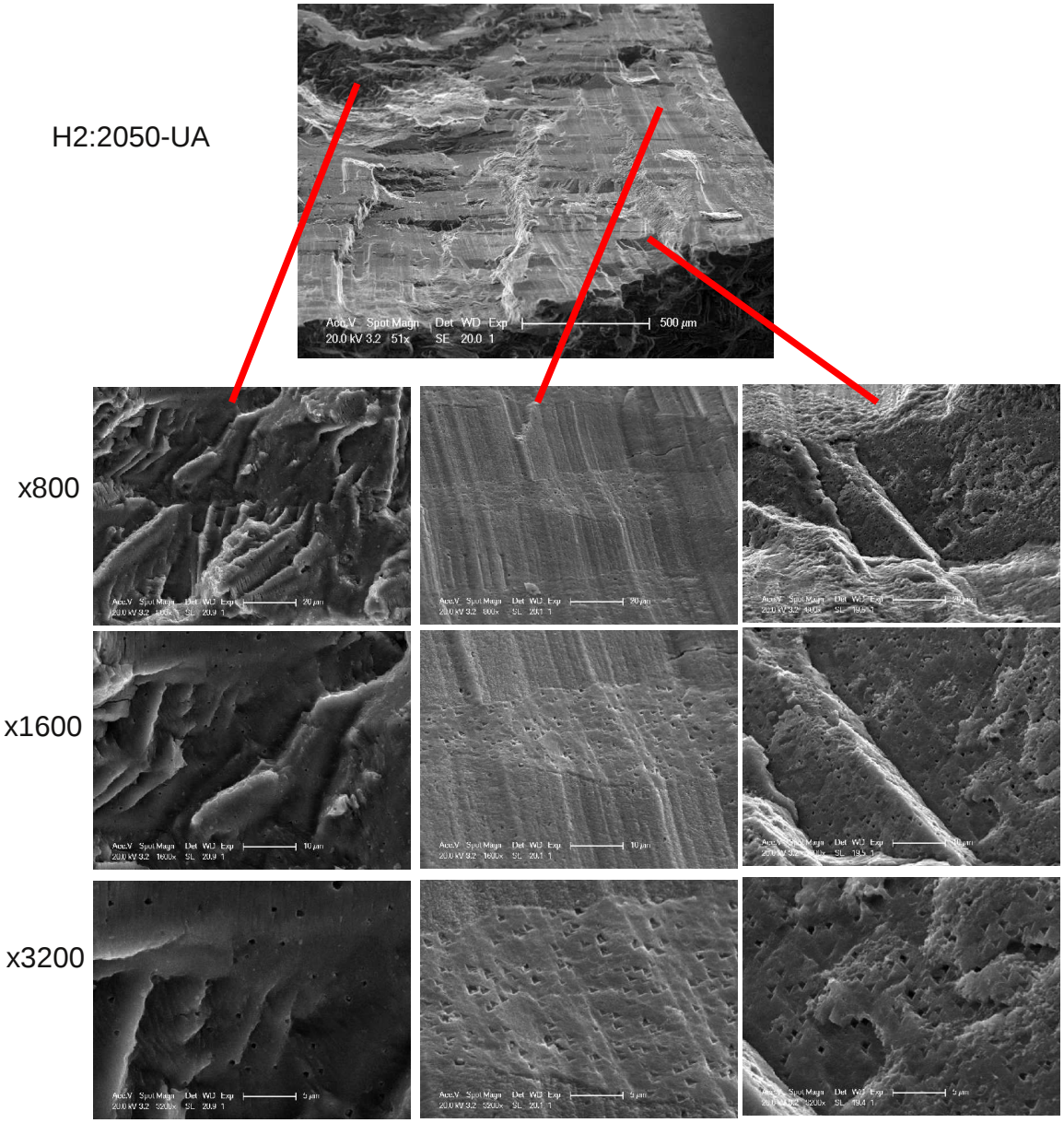


Figure III.24: Figures d'attaque observées au MEB après attaque Keller du faciès de rupture pour l'alliage 2050-UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

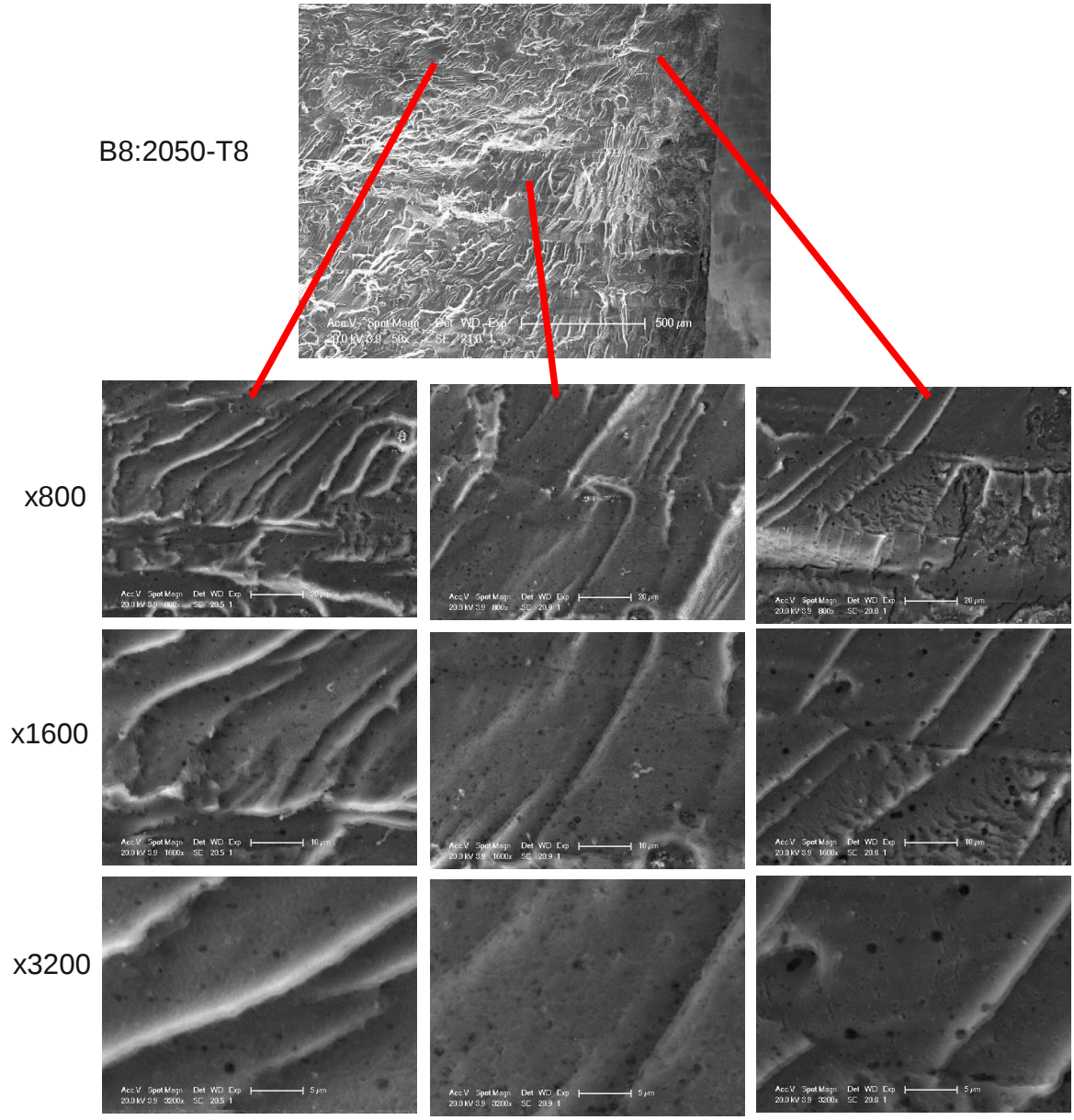


Figure III.25: Figures d'attaque observées au MEB après attaque Keller du faciès de rupture pour l'alliage 2050-T8.

III.4.3.b Désorientation et chemin de fissuration

Les analyses EBSD sur éprouvettes fissurées permettent d'obtenir des informations sur la désorientation entre les grains et de voir son effet sur le chemin de fissuration. Les figures III.26 à III.29 montrent les zones analysées ainsi que les figures de pôles associées : colorisées dans un premier temps, et en iso-densité dans un second temps. La surface étudiée par EBSD est faible et ne peut pas être exploitée quantitativement en terme de composantes de texture du fait du faible nombre de grains indexés. Malgré tout, les figures de pôles de l'alliage 2196 (T8 et UA) font assez clairement apparaître les composantes de laminage (cf pour comparaison les figures de pôles des

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

composantes idéales données en annexe D). Les différences observées entre les figures de pôles des matériaux 2196-T8 et 2186-UA (figure III.26.b et III.27.b respectivement) sont dues au faible nombre de grains analysés car les conditions de revenu ne modifient pas la texture héritée du laminage, de la mise en solution et de la trempe de ces matériaux.

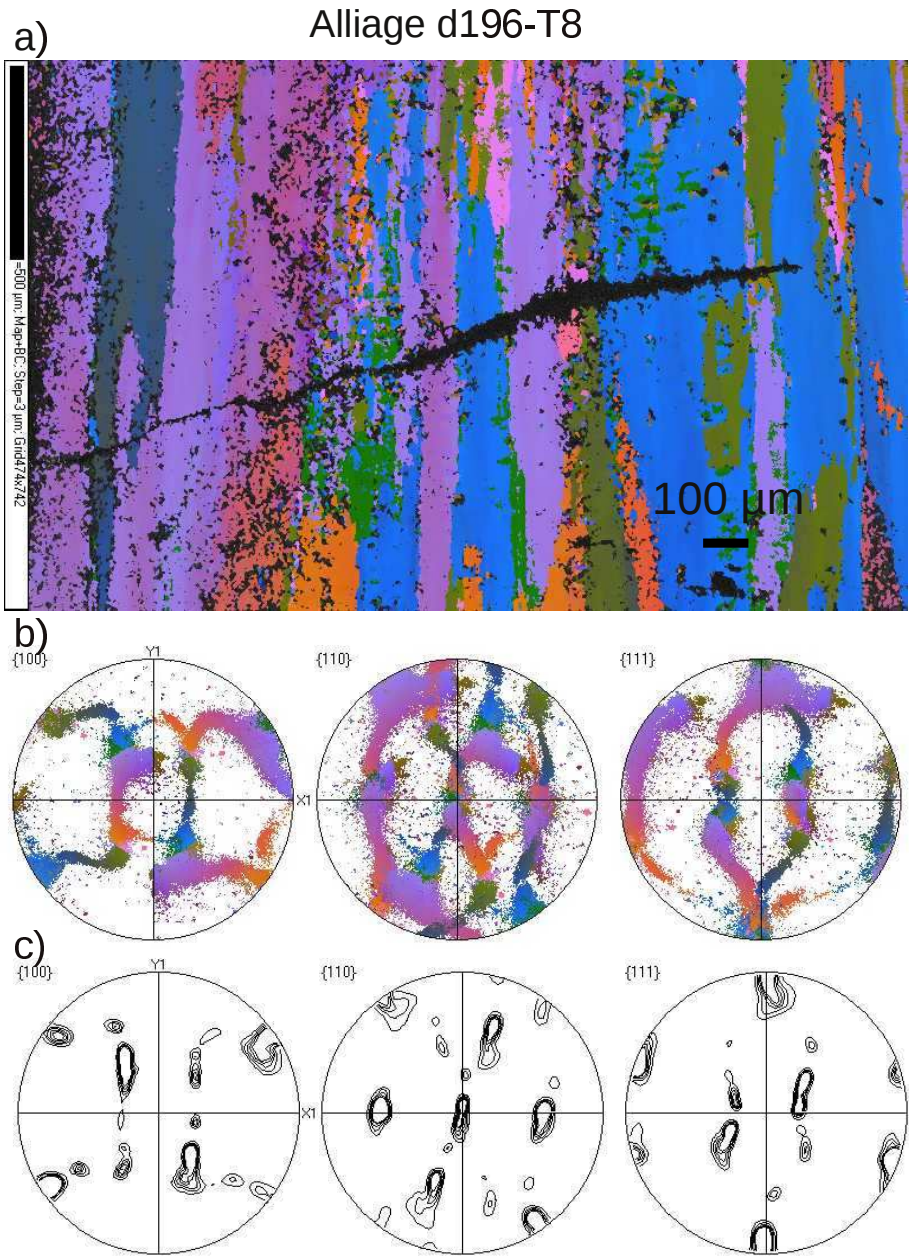


Figure III.26: a) Cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2196-T8, b) Figure de pôle associée colorisée et c) en iso-densité.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

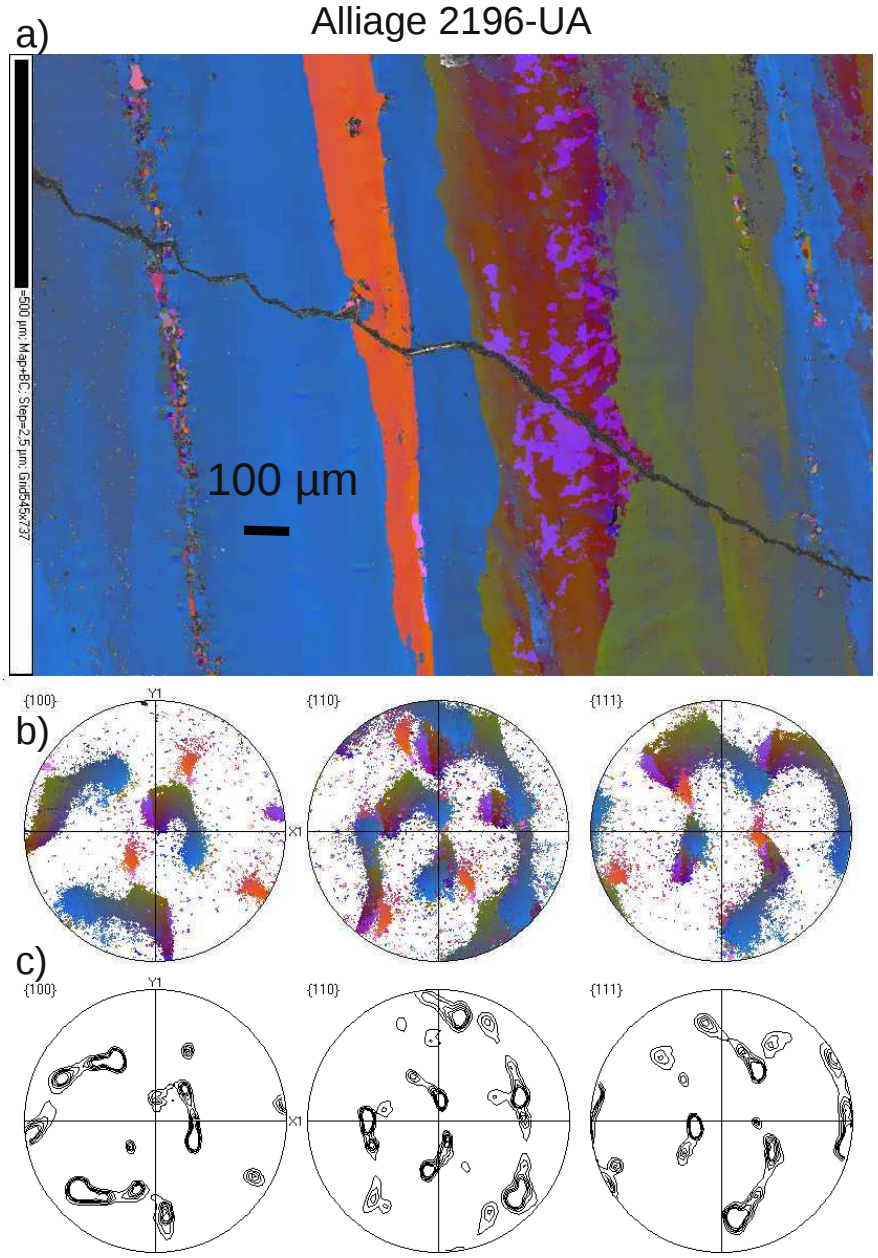


Figure III.27: a) Cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2196-UA, b) Figure de pôle associée colorisée et c) en iso-densité.

Pour les matériaux 2050-T8 et 2050-UA, les composantes de laminage sont moins présentes au profit des composantes de recristallisation. Ce résultat est en accord avec les observations réalisées lors de la caractérisation des matériaux dans le chapitre 2 (micrographies avec oxydation anodique et mesures de texture).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

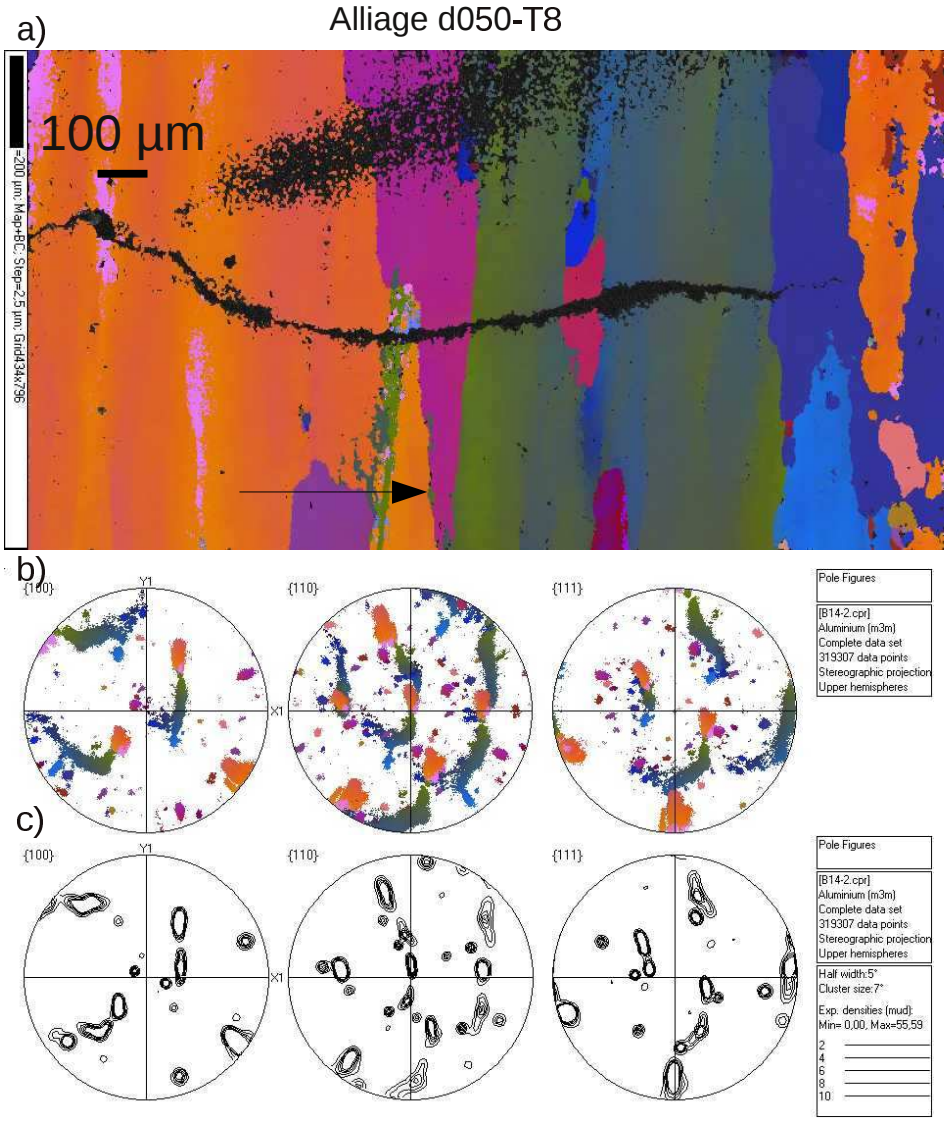


Figure III.28: a) Cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2050-T8, b) Figure de pôle associée colorisée et c) en iso-densité.

Intéressons nous maintenant à la traversée des joints de grains par la fissure, pour ces différentes « textures ». Les alliages à l'état T8 présentent une fissuration assez régulière, sans changement de direction macroscopique brutal et il n'y a pas de déviations de la fissure clairement corrélées aux joints de grains. A l'inverse, les alliages à l'état UA sont très sensibles à l'orientation des grains : ceci se constate de deux manières différentes. Tout d'abord, un grand nombre de déviations (qui sont très marquées dans ces alliages) peuvent être corrélées à la présence de joints de grains. La figure III.30 illustre ce phénomène. Gardons toutefois à l'esprit que la fissure est un objet 3D alors que l'imagerie par EBSD ne rend compte que d'observations 2D. Il se peut très bien qu'il y ait un joint de grains sub-surfacique à l'endroit où une déviation se produit apparemment au milieu d'un grain (voir par exemple l'échantillon H5 en 2050-UA de la figure III.30).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

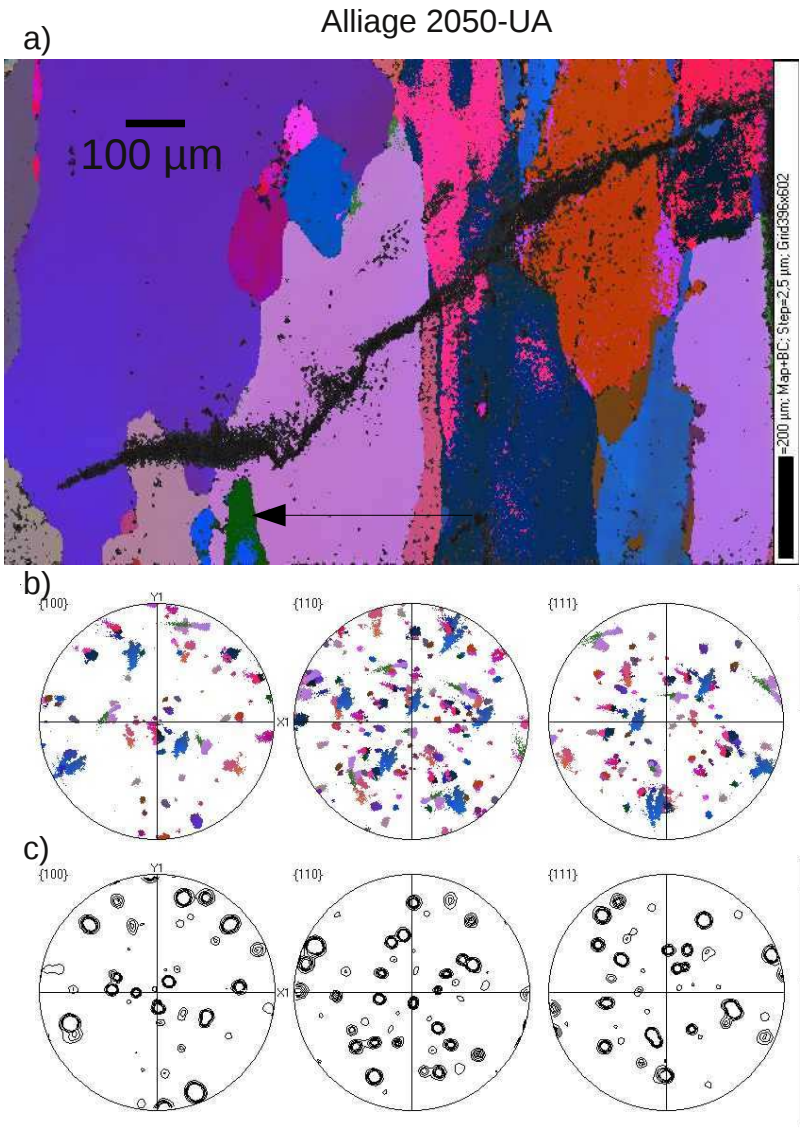


Figure III.29: a) Cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2050-UA, b) Figure de pôle associée colorisée et c) en iso-densité.

Le deuxième fait marquant de la sensibilité des alliages UA à l'orientation des grains est le mode de propagation de la fissure qui est très différent d'un grain à l'autre. La fissure semble suivre des plans privilégiés qui sont plus ou moins bien orientés par rapport à la direction de sollicitation principale. La fissuration caractéristique en « escalier » observée pour l'alliage 2050-UA (figure III.14) a été observée en EBSD afin de déterminer la nature des plans activés. La figure III.31 montre que ce sont très certainement des traces de plans {111}. L'analyse a été répétée à différents endroits le long du trajet de la fissure et sur d'autres échantillons 2050-UA fissurés et tous font apparaitre des plans {111}. Entre ces plans, les « sauts » de marches ne semblent correspondre à aucun plan particulier, en effet même si macroscopiquement ils possèdent une orientation voisine, une analyse plus fine révèle qu'ils ne sont pas forcément parallèles.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

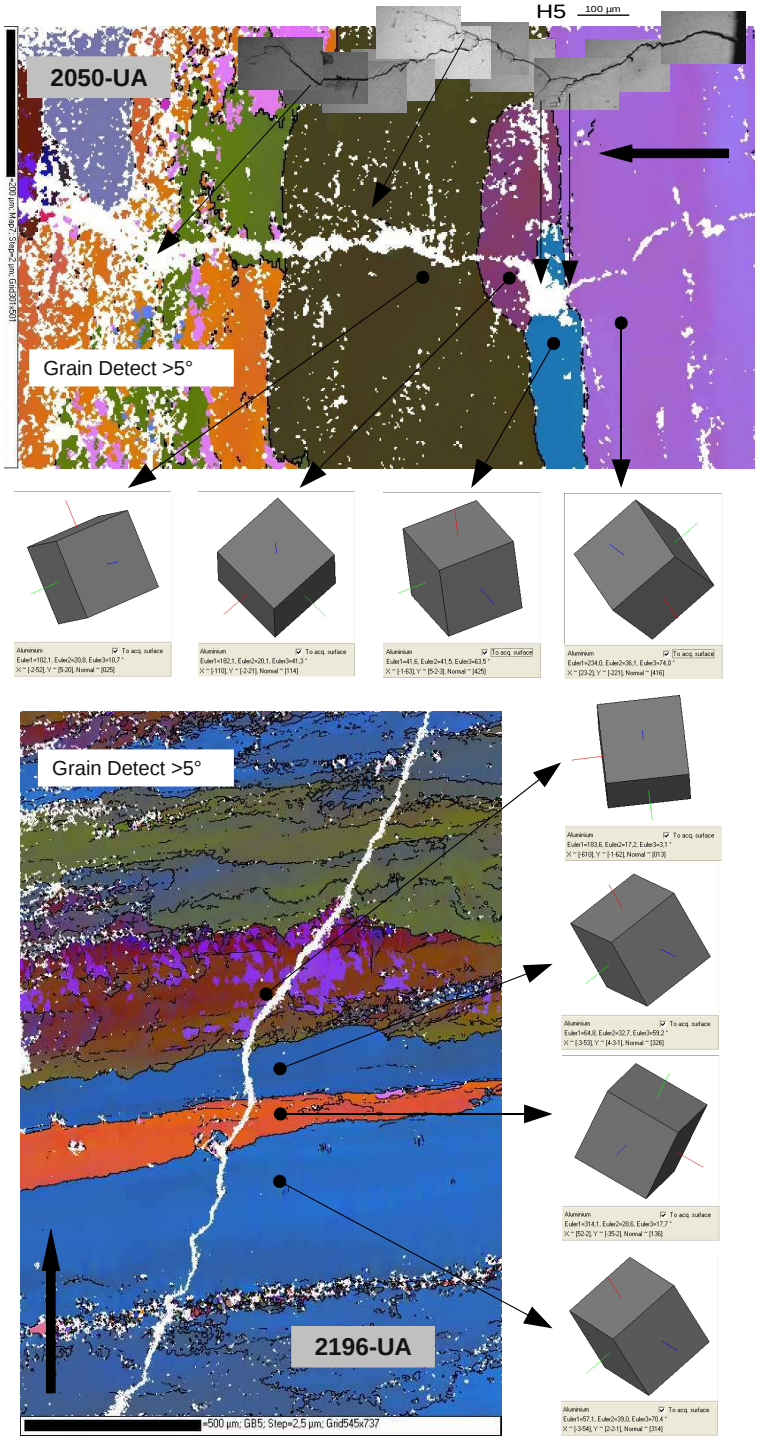
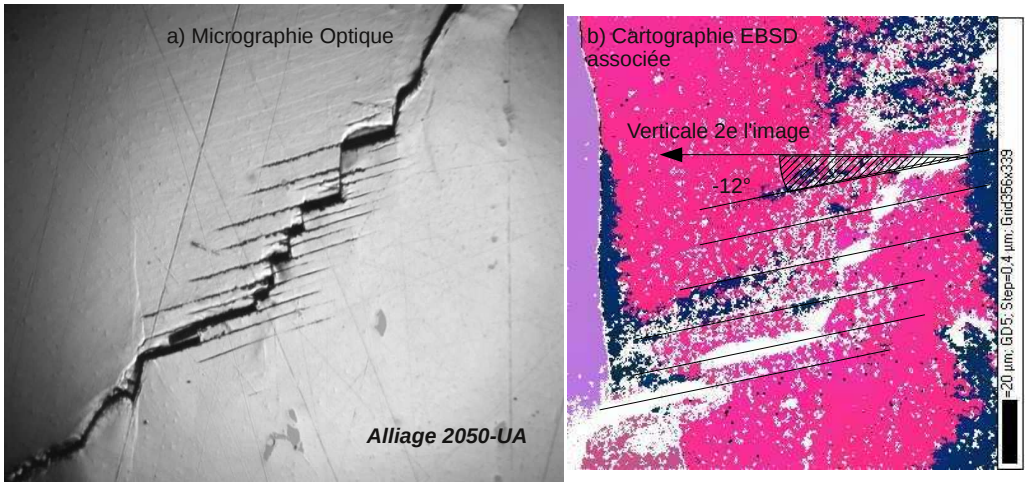


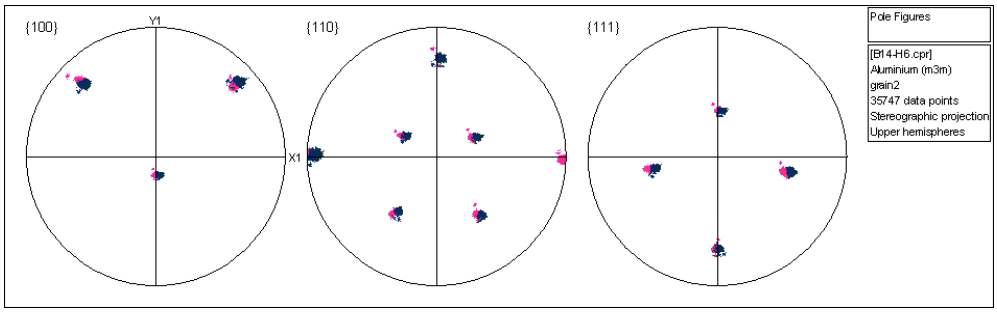
Figure III.30: Les alliages à l'état UA présentent des fissures dont les déviations sont souvent corrélées aux joints de grains.

Concernant la fissuration dans l'alliage 2196-UA, également très cristallographique, l'indexation des plans révèle une fissuration préférentielle selon les plans {111}, les plans {100} et {110} sont aussi occasionnellement observés. La présence de ces plans est en accord avec les observations des piqures de corrosion sur les faciès du 2196-UA montrant les piqures carrées.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés



c) Figure de pôle de grain fissuré



d) Intégration dans le logiciel Carine Cristallography

- Rotation du cristal jusqu'à reproduire la figure de pôle {111} expérimentale

- Report de l'angle déterminé graphiquement (ici -12°) et recherche du pôle associé (ici (-1,-3,2))

- Détermination de la trace du pôle associé

- Relevé des plans se trouvant sur la droite (ici 111, 201, 112) et détermination du plan le plus probable : 111

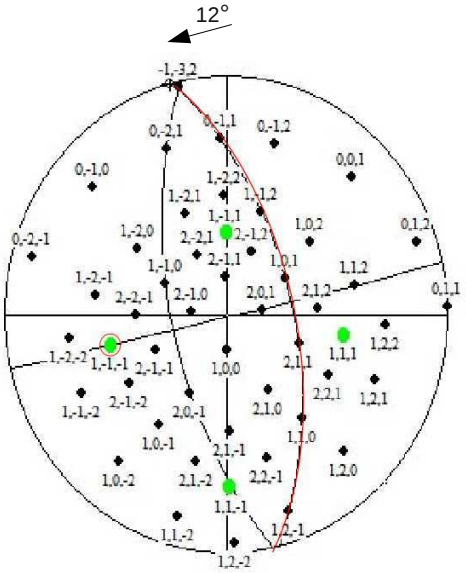


Figure III.31: Méthode d'indexation des plans observés dans les alliages UA a) Visualisation optique, b) Cartographie EBSD associée. L'angle entre la direction des plans et la verticale de l'image est mesurée, c) Les figures de pôle du grain fissuré sont extraites puis d) intégrées dans le logiciel CaRIne Cristallography 3.1 afin de déterminer les plans possibles.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

III.4.3.c Continuité de texture

Ce paragraphe se focalise sur les plans {111} et plus particulièrement sur la trace de ces plans sur les clichés EBSD. Les figures III.32 et III.33 reprennent les clichés EBSD obtenus sur l'alliage 2050 à l'état T8 et UA respectivement, en y ajoutant les joints de grains entrainant une désorientation supérieure à 5°et les traces des quatre plans {111} associés à chaque grain. En superposant à ceci la micrographie optique de la fissure, il est possible de corréler le chemin de fissuration à la cristallographie locale. La figure III.32 confirme le fait que la fissuration dans les alliages à l'état T8 n'est apparemment pas cristallographique.

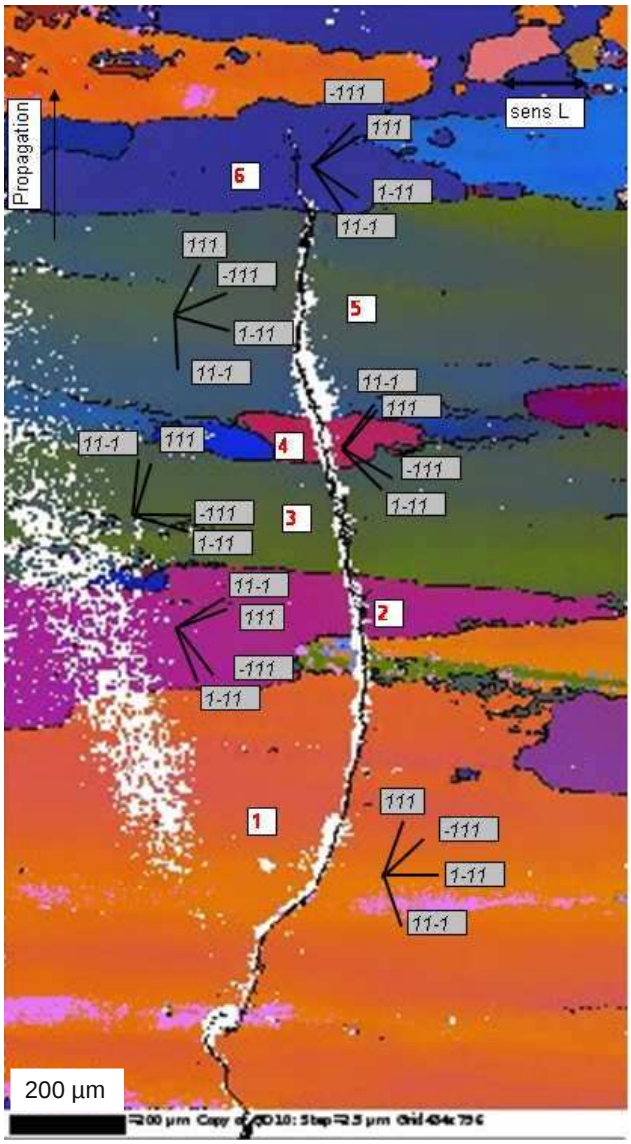


Figure III.32: Traces des plans {111} sur la cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2050-T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

La figure III.33, quant à elle permet de voir que pour le même alliage à l'état sous-revenu, la fissure suit principalement des plans de type {111}. Deux cas sont alors possibles au niveau du joint de grains : S'il existe un plan {111} dans le grain suivant qui coïncide avec le plan suivi par la fissure alors la fissure ne dévie pas (par exemple, grain 4 et 5). A l'inverse si le ou les plans {111} les plus fortement actifs du grain suivant ne coïncident pas avec les précédents, la fissure subit une forte déviation.

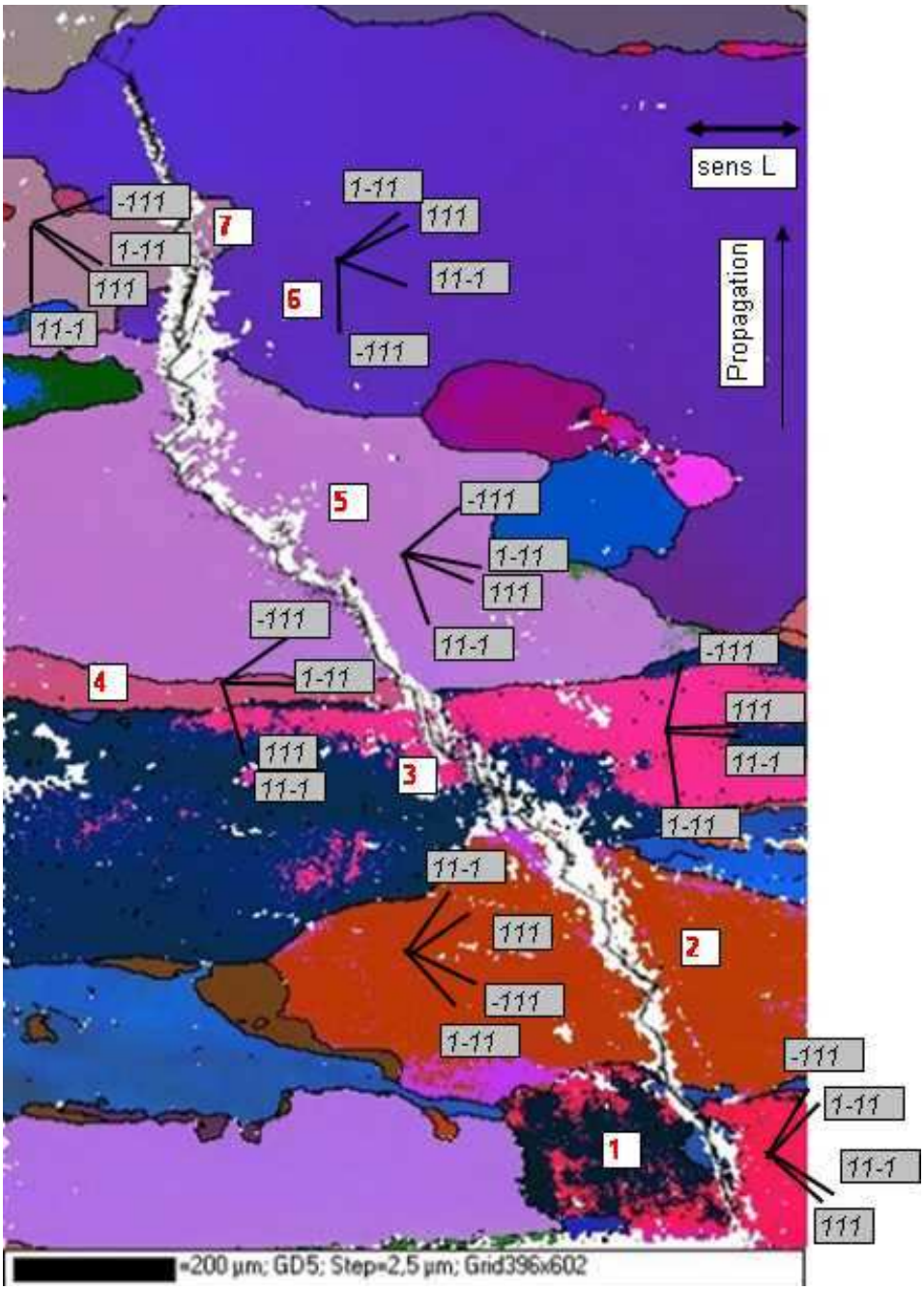


Figure III.33: Traces des plans {111} sur la cartographie EBSD obtenue sur une fissure se propageant dans l'alliage 2050-UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Conclusion des analyses EBSD

Les alliages 2196 et 2050 ne possèdent pas tout à fait la même « texture » : le 2196 présente plutôt une texture de laminage avec une *certaine continuité entre les grains* alors que l'alliage 2050 possède un taux de recristallisation non négligeable et donc des *désorientations entre grains plus importantes*. Ceci est vrai quel que soit l'état thermique, UA ou T8.

Pour les deux alliages à l'état T8, la fissure n'est pas déviée aux joints de grain et l'on n'observe pas de différence de fissuration nette en passant d'un grain à l'autre. Pour les alliages à l'état UA, par contre, de nombreuses déviations et/ou branchements sont corrélés à la présence de joints de grains. La fissure suit principalement des plans cristallographiques, le chemin de fissuration dépend donc fortement de l'orientation de ceux-ci par rapport à la contrainte principale. La texture semble donc intervenir dans le cheminement de la fissuration seulement pour les alliages à l'état UA. Les différences de fissuration observées entre l'état UA et l'état T8 pour un même alliage sont donc à rechercher à une échelle plus fine, par exemple au niveau de l'interaction précipitation/dislocations.

III.4.4 Influence de la précipitation sur la structure de dislocations

Comme l'a montré l'étude bibliographique (paragraphe I.2.4.b), l'état de précipitation des différents alliages est susceptible d'influencer la propagation des fissures. Dans ce paragraphe, une étude de la structure des dislocations dans les alliages à l'état initial ou déformé a été réalisée par MET conventionnelle pour la nuance 2196. Dans un premier temps, des échantillons non déformés ont été analysés. Puis des lames ont été réalisées en bord de fissure (voir chapitre 2), afin d'observer les structures de dislocations formées à des distances inférieures à 100 microns de la fissure, c'est-à-dire dans la zone déformée plastiquement.

La figure III.34 présente la structure de dislocations observée sur un échantillon non déformé en alliage 2196-UA contenant principalement des précipités δ' cisaillables. Une densité assez faible de dislocations est observée ; celles-ci sont aléatoirement alignées.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

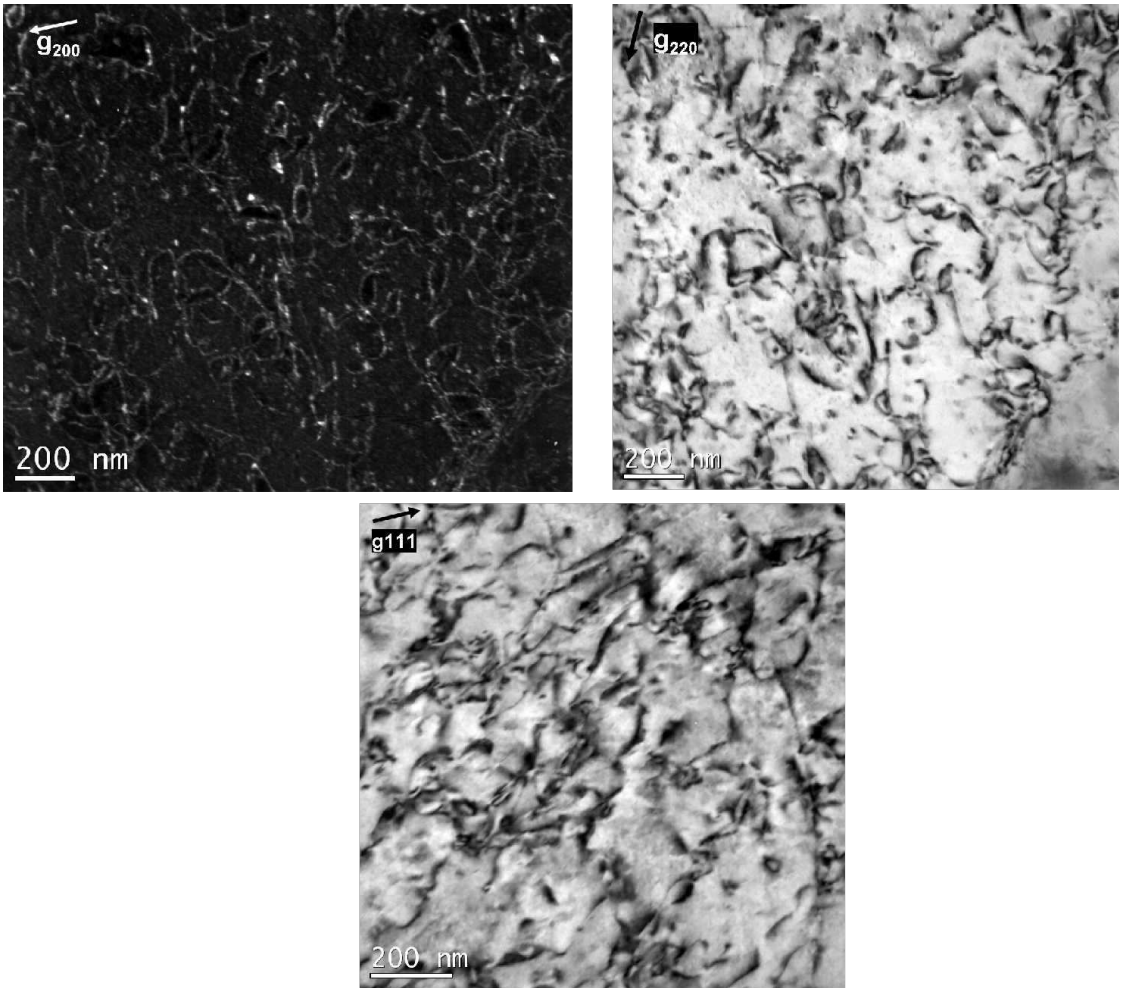


Figure III.34: Micrographies au MET montrant la structure de dislocations dans l'alliage 2196-UA non déformé pour différent vecteurs de diffraction : aucun arrangement particulier n'est détecté.

Les structures de dislocations correspondant à la zone plastique de la fissure sont visibles sur la figure III.35. La quantité de dislocation observée dépend de l'épaisseur de la lame mince, et celle-ci n'a pas été quantifiée. A l'échelle du grain, un alignement de dislocations apparaît, ce qui semble indiquer que la déformation se produit sur un système de glissement particulier. Cet alignement de dislocations peut être confiné à l'intérieur d'un grain ou s'étendre à plusieurs grains (figure III.35 gauche). Cette structure de dislocations est cohérente avec un glissement planaire des dislocations, mode de déformation typique des alliages d'aluminium au lithium à l'état sous-revenu dont la microstructure est constitué de précipités de type δ', cohérents avec la matrice et cisaillables [Bréchet 87, Blankenship 91b, Lewandowska 00].

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

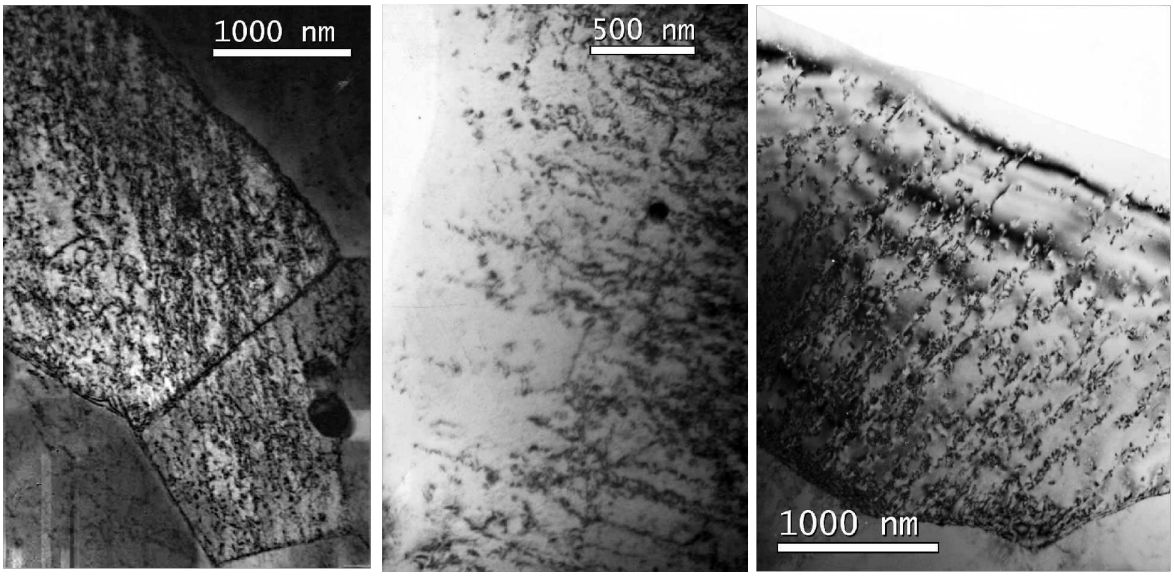


Figure III.35: Micrographies au MET de la structure de dislocations dans l'alliage 2196-UA en pointe de fissure faisant apparaître un alignement des dislocations caractéristique d'un glissement planaire.

A plus fort grandissement, il apparaît que les alignements de dislocations sont constitués de dislocations hélicoïdales qui apparaissent, sur les clichés en champs sombre et clair, sous forme de petits tirets régulièrement espacés (figure III.36). Ce type de dislocation révèle une quantité importante de lacunes dans le matériau. Elles sont généralement observées dans le cas d'échantillons trempés [Thomas 59, Khireddine 00] mais apparaissent aussi après déformation par fatigue [Hirsch 69]. Des boucles de dislocations sont aussi présentes. Ces structures de dislocations ont été créées lors de la déformation par fatigue car elles ne sont pas présentes dans l'échantillon non déformé.

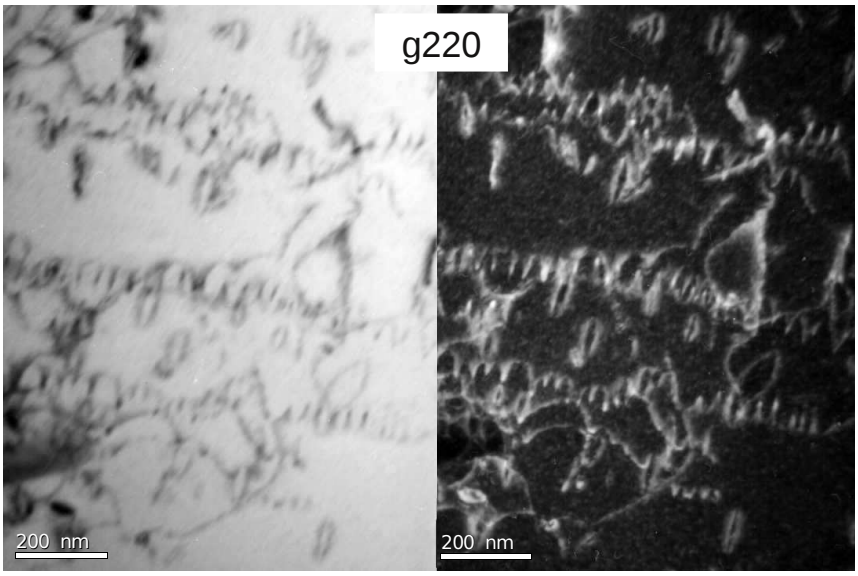


Figure III.36: Micrographies au MET de dislocations hélicoïdales observées en champ clair (gauche) et champ sombre (droite) dans l'échantillon 2196-UA déformé.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Dans le cas de l'alliage 2196 à l'état T8, qui présente un mélange de précipités δ' et T_1, la structure des dislocations après déformation est plus difficile à imager de par la présence de la phase T_1 qui apparaît systématiquement sur les clichés. Les brins de dislocations visibles sont de plus faible taille et aucun alignement ni dislocations hélicoïdales n'ont pu être mis en évidence. De par leur morphologie, il est très probable que les précipités T_1 bloquent le mouvement des dislocations. En effet, ces précipités sont peu cisaillables et sont présent dans les plans {111}. Sur la figure III.37, les dislocations semblent effectivement enchevêtrées dans le réseau de plaquettes T_1.

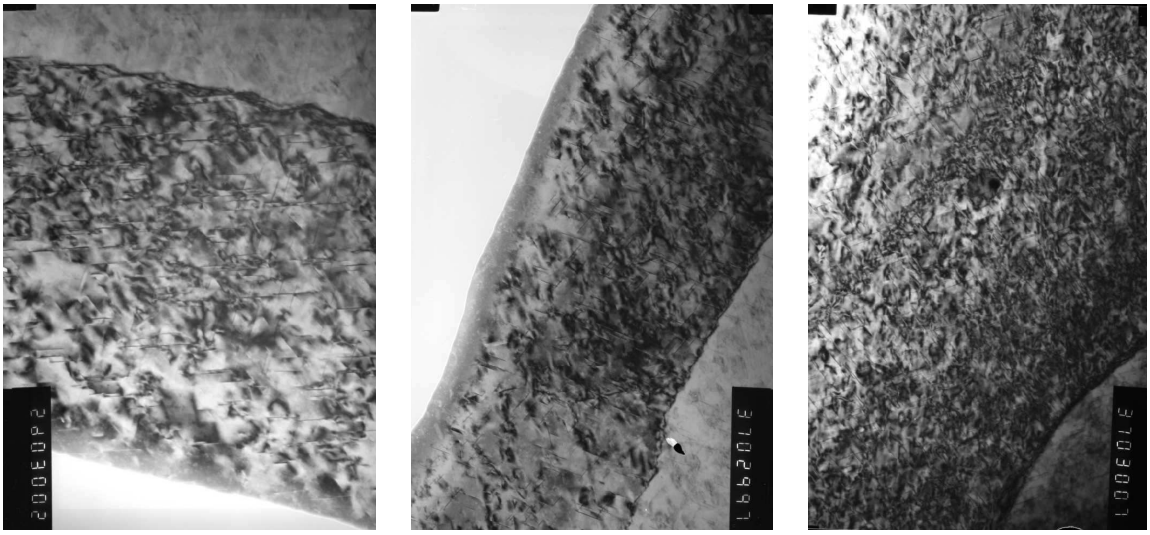


Figure III.37: Micrographies au MET montrant la structure de dislocations dans l'alliage 2196-T8 déformé : aucune trace d'alignement n'a été observée. La présence de la phase T_1 pertube fortement le contraste des clichés.

Les même conclusions ont été tirées des observations réalisées sur l'alliage 2050-T8. Il existe une forte interaction entre les plaquettes T_1 et les dislocations, il n'est pas possible d'observer chaque population de manière séparée. Aucun alignement de dislocations et/ou dislocations hélicoïdales n'a été observé. Il n'a malheureusement pas été possible de réaliser ce travail sur l'alliage 2050-UA fissuré dans le temps imparti.

En conclusion, l'observation des structures de dislocations induites en fatigue par microscopie électronique en transmission s'est révélée assez délicate dans le cas des alliages à l'état T8 pour lesquels la présence de la phase T_1 perturbe assez fortement la visibilité des dislocations sur les clichés obtenus. un enchevêtrement de brins de dislocations assez courts avec des plaquettes T_1 est observé formant une struture tri-dimensionnelle sans direction privilégiée. Pour le 2196 à l'état UA, par contre, des alignements de dislocations ont été observés et semblent indiquer un mouvement des dislocations plus planaire.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

CHAPITRE IV

Fissuration en fretting et fretting-fatigue

IV.1 Calculs préliminaires

IV.1.1 Détermination des conditions de plasticité en fretting

Le contact de fretting a été modélisé par éléments finis sous ABAQUS dans le but d'étudier les critères de plasticité. Le poinçon cylindrique de rayon 80 mm en titane et le plan en alliage Al-Cu-Li ont été maillés en éléments triangulaires linéaires CPE3 [1] loin du contact (environ 7000 éléments par objet) et en quadrilatères CPE4R en bord de contact (environ 20 000 éléments par objet). La figure IV.1 montre le maillage général ainsi que la zone affinée contenant des mailles de 10 microns.

Pour réaliser le calcul, il est nécessaire de définir le type de contact, avec notamment le coefficient de frottement μ. Celui-ci est généralement défini comme le rapport force tangentielle/force normale (Q/P) en glissement total. Afin de mesurer cette valeur, des essais de débattement variable ont été réalisés. Ceux-ci consistent, pour une force normale P, à augmenter progressivement le débattement δ par petits paliers et à enregistrer la valeur de Q engendrée. Les résultats sont ensuite tracés dans un graphe $Q/P = f(\delta)$. Sur la figure IV.2, nous constatons que le coefficient μ est égal à environ 0,6 en glissement total. En glissement partiel, le rapport Q/P ne dépasse jamais $\mu_t = 0,85$, valeur du rapport Q/P à la transition glissement partiel/glissement. Pour les calculs, le contact est donc considéré comme un contact Lagrangien avec un coefficient de frottement isotrope de 0,85.

1. Abaqus/CAE : User's Manual Version 6.7

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

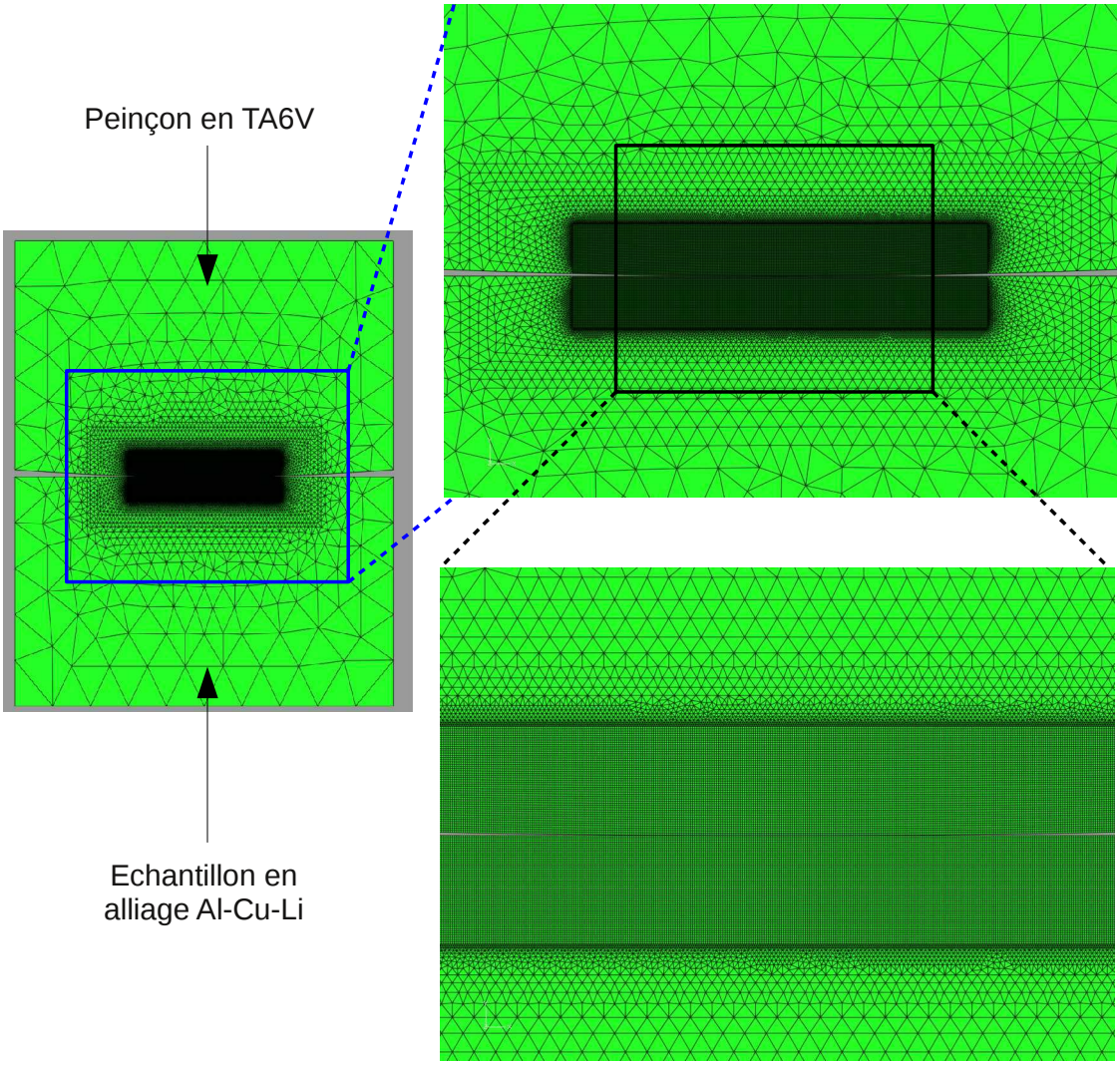


Figure IV.1: Visualisation du maillage utilisé pour la modélisation par éléments finis du chargement de fretting simple. La zone maillée finement fait $500\ \mu m\ \times\ 4\ mm$ **et est composée de maille de** $10\ \mu m$**.**

Pour les conditions de fretting testées, le calcul a été mené avec des lois de comportement purement élastiques et a été découpé en 5 étapes schématisées sur la figure IV.3 :

- mise en contact physique ;
- application de la force normale P ;
- application d'une force tangentielle +Q en 5 incréments ;
- application d'une force tangentielle -Q en 10 incréments ;
- application d'une force tangentielle +Q en 10 incréments.

La figure IV.4 montre la répartition du champ de contrainte après chaque étape de chargement.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

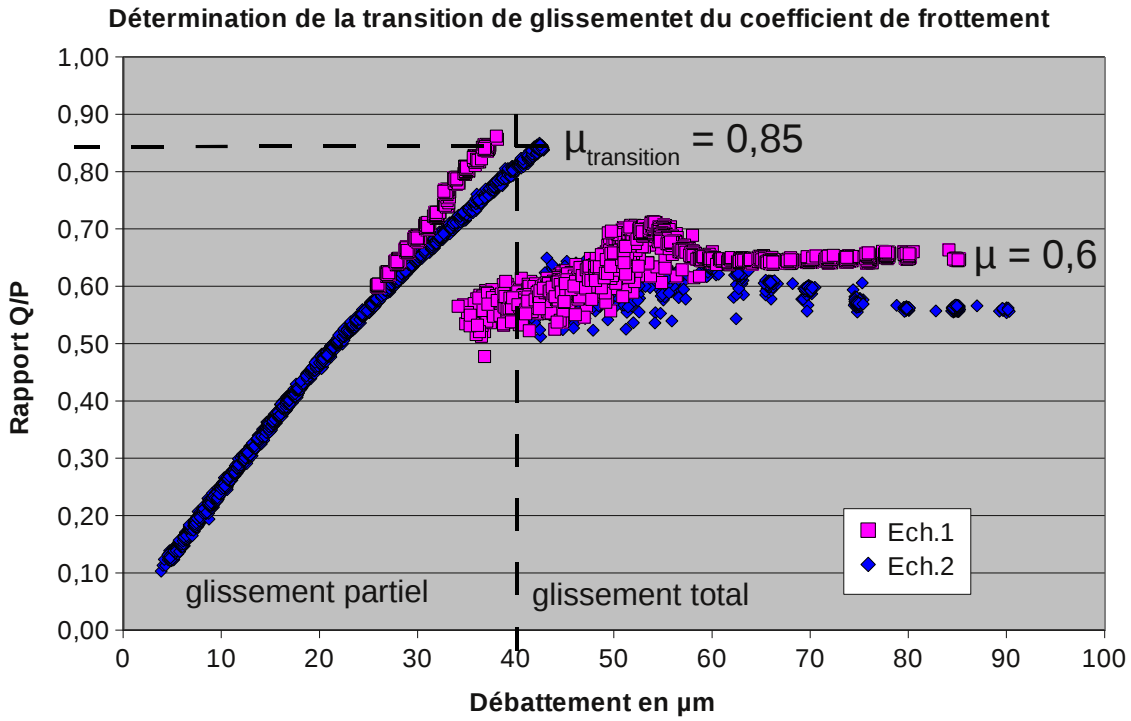


Figure IV.2: Résultats des essais de débattement variable permettant de connaitre le coefficient de frottement μ. Alliage testé : 2050-T8.

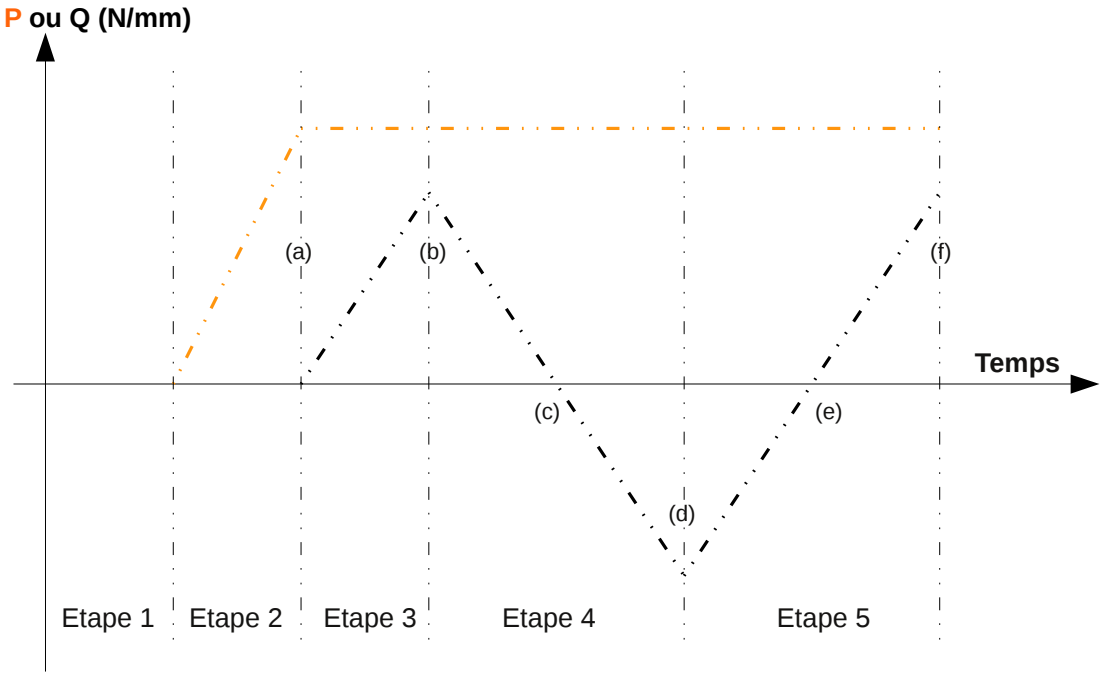


Figure IV.3: Schématisation des différentes étapes de chargement pour la modélisation éléments finis de la sollicitation de fretting. Les petites lettres font référence à la figure IV.4.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

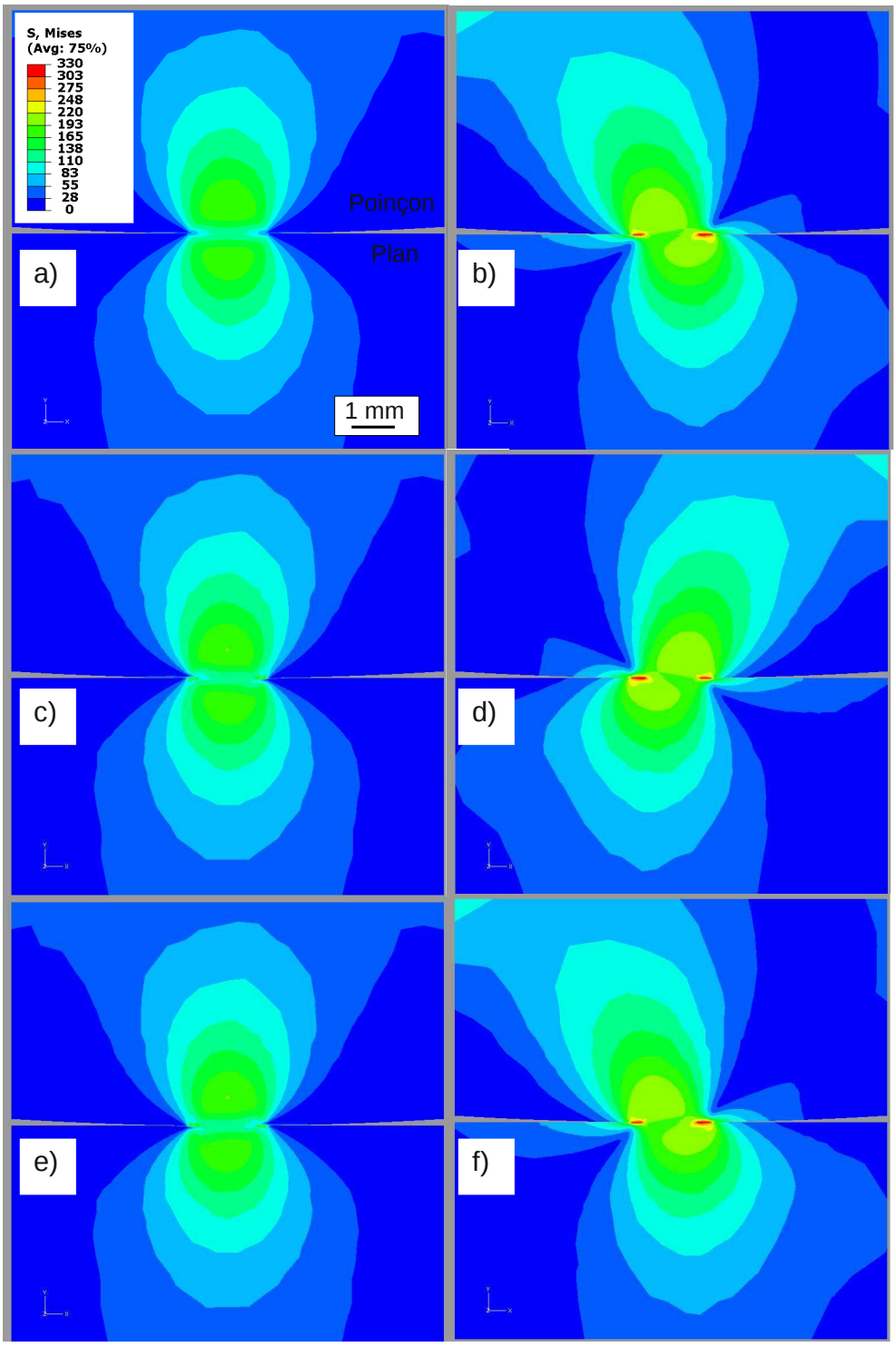


Figure IV.4: Répartition du champs de contraintes de Von Mises après chaque étape de chargement pour les conditions suivantes : calcul élastique avec μ_t = 0,85, P=436,5N/mm et Q=200N/mm a) Après chargement normal b) Premier chargement +Q, c) Premier retour à zéro, d) Premier chargement -Q, e) Deuxième retour à zéro et f) Deuxième chargement +Q.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Le profil de la contrainte de Von Mises le long du contact est calculé et la valeur maximum est reportée sur un graphe en fonction de la force tangentielle Q appliquée. Plus cette dernière est élevée, plus le profil de contrainte de Von Mises présente des pics importants au niveau des bords de contact. Sur le graphe de la figure IV.5, les points ont été reportés pour trois valeurs du coefficient de frottement : 0.6, 0.8 et 1. Pour une valeur de force tangentielle fixe, plus le coefficient de frottement est grand, plus la contrainte de Von Mises est élevée.

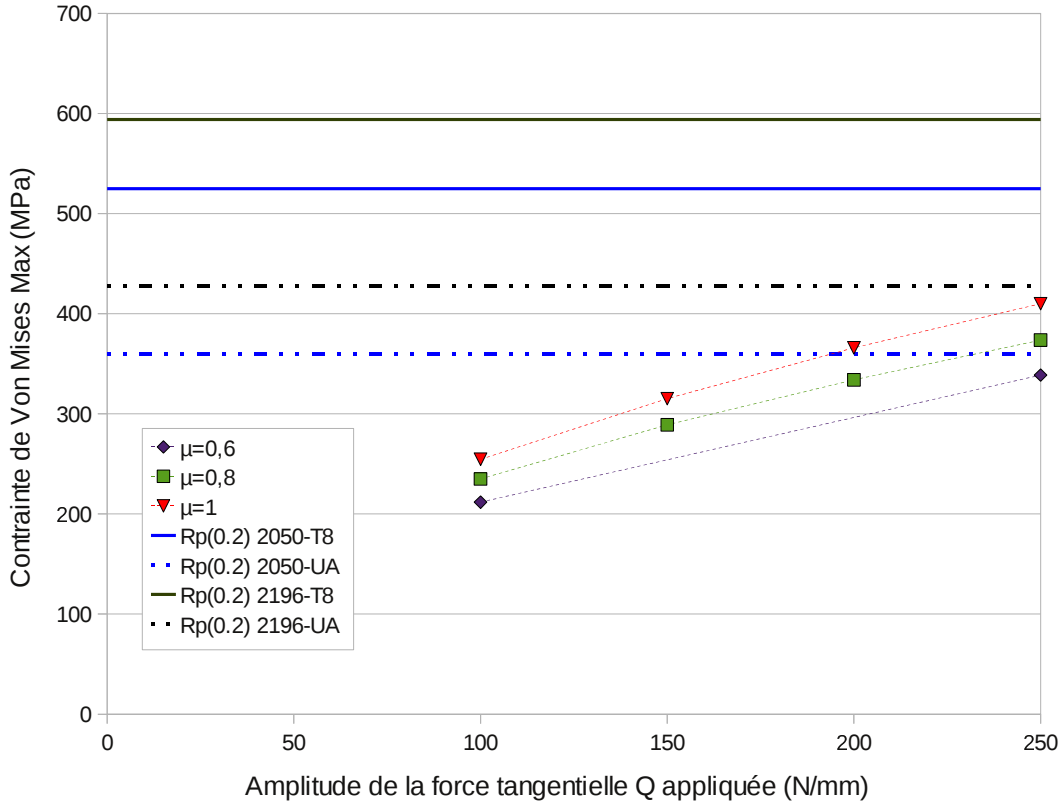


Figure IV.5: Evolution du pic de contrainte de Von Mises obtenue par calcul éléments finis en fonction de la force tangentielle Q et du coefficient de frottement μ. Les droites horizontales représentent les valeurs des limites d'élasticité ($\sigma_{0.2\%}$) des matériaux étudiés.

D'après la figure IV.5 sur laquelle les limites d'élasticité des matériaux étudiés sont positionnées, il s'avère que, pour la majorité des essais, les échantillons restent dans le domaine élastique. Seuls les points correspondants à une force tangentielle supérieure à 225 N/mm pour l'alliage 2050-UA se retrouvent potentiellement dans le domaine plastique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.1.2 Détermination de la frontière domaine plastique / domaine élastique en fretting-fatigue

Seuls les matériaux 2196-T8 et 2196-UA ont été testés sous des sollicitations de fretting-fatigue et seront donc considérés dans ce paragraphe. Les calculs par éléments finis étant trop longs, les conditions de plasticité sont déterminées par une méthode semi-analytique développée au LTDS. Après avoir placé dans un graphe force normale/force tangentielle, les valeurs testées expérimentalement (triangles rouges sur la figure IV.6), ainsi que la frontière glissement total/partiel, un premier calcul est effectué afin de caractériser le domaine élastique de l'alliage 2196-T8 sans application d'effort de fatigue ($S = 0$ MPa $\rightarrow$ fretting simple). La limite élasticité/plasticité correspondant à ce domaine est définie en calculant la contrainte de Von Mises pour chaque couple (P,Q) et en la comparant à la limite d'élasticité du matériau (Figure IV.6).

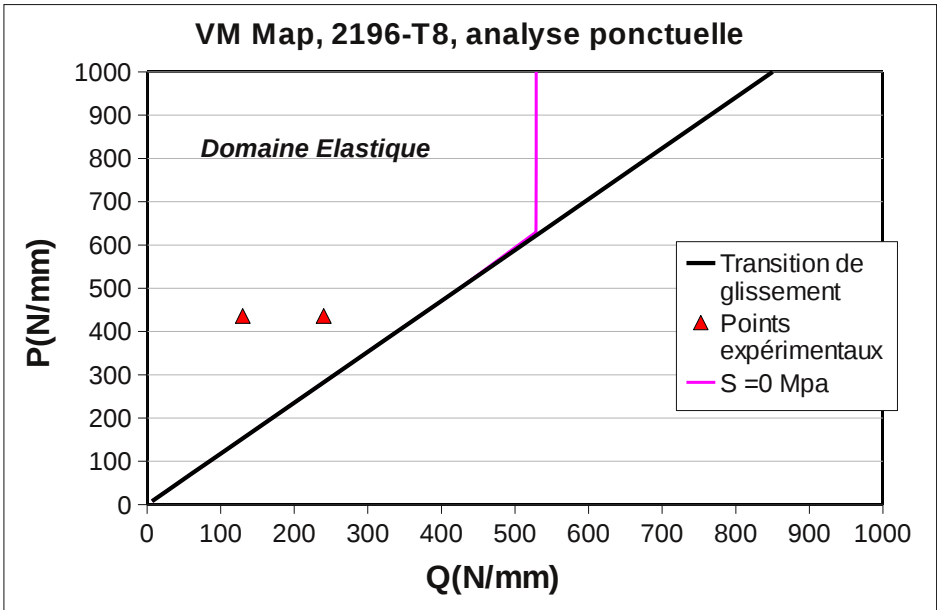


Figure IV.6: Détermination du domaine élastique de l'alliage 2196-T8 dans le plan force normale/force tangentielle sans ajout de contrainte de fatigue.

Le calcul a été réitéré en introduisant à chaque fois une contrainte de fatigue de S= 75, 125, 175, 225 puis 275 MPa, gamme représentative des essais expérimentaux. Les différentes frontières domaine plastique/domaine élastique sont représentées sur la figure IV.7. Plus l'effort de fatigue est important, plus l'aire du domaine élastique diminue. De plus, pour une contrainte de fatigue supérieure à 225 MPa, les essais réalisés sur l'alliage 2196-T8 à une force tangentielle de 240N/mm se trouvent dans le domaine plastique.

La méthode de calcul présentée ci-dessus est basée sur une analyse ponctuelle des contraintes, elle surestime donc assez fortement la taille du domaine plastique [Fouvry 98]. Or tout matériau possède une certaine capacité d'accommodation sous le contact. Il parait donc raisonnable de choisir un volume sur lequel les contraintes seront moyennées. Le volume choisi est un cube dont la longueur d'arête l est du même ordre

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

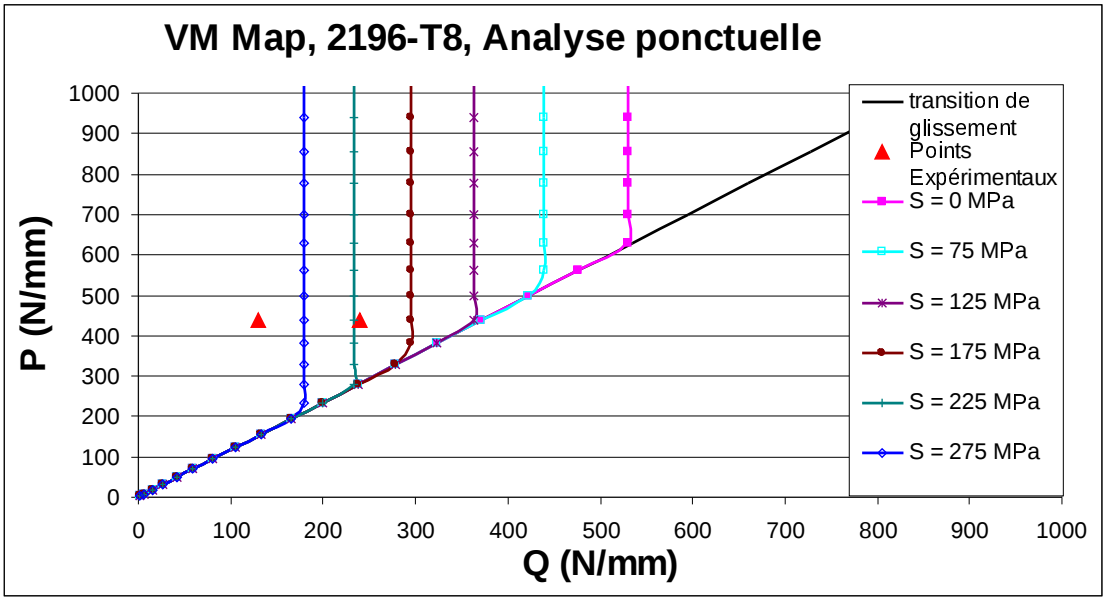


Figure IV.7: Influence de la contrainte de fatigue sur le domaine élastique de l'alliage 2196-T8 : la taille de celui-ci diminue fortement avec l'ajout de la fatigue.

de grandeur que la plus petite des tailles moyennes de grains dans les 3 plans (taille caractéristique de $20\mu m$ dans la direction TC). Avec ce nouveau mode de calcul, les frontières des domaines plastiques pour les différentes valeurs de contrainte de fatigue se retrouvent décalées vers les plus grandes valeurs de forces tangentielles (figure IV.8). Avec cette hypothèse, les essais réalisés à 240N/mm n'entrainent pas de plasticité de l'alliage 2196-T8.

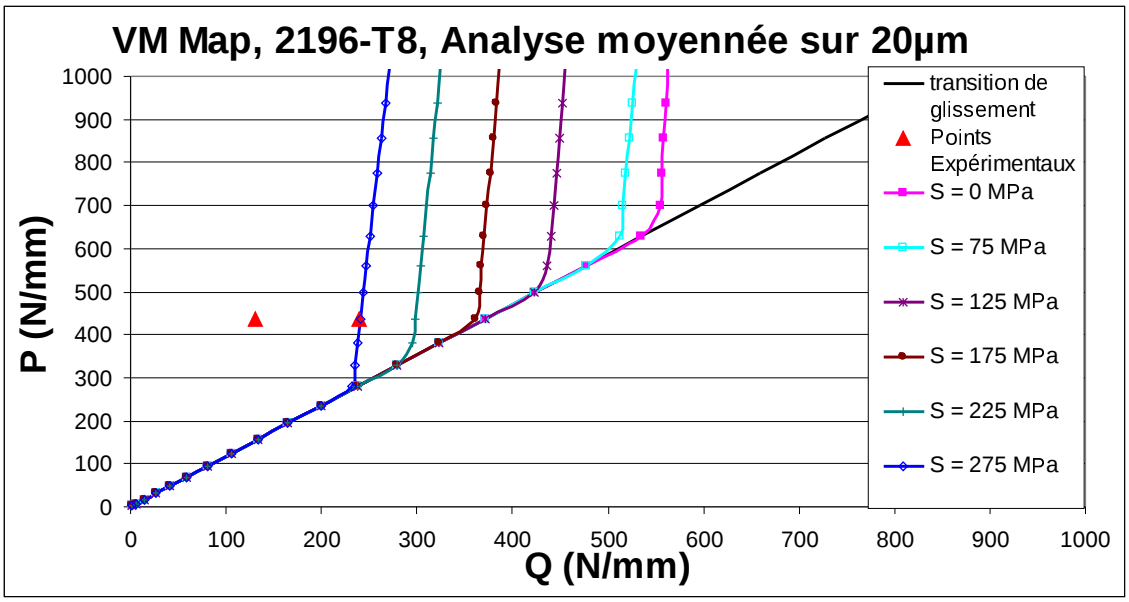


Figure IV.8: Frontières domaine élastique/domaine plastique de l'alliage 2196-T8 obtenues en moyennant la contrainte.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Les même calculs analytiques moyennés ont été appliqués avec les caractéristiques mécaniques de l'alliage 2196-UA. Les résultats, présentés sur la figure IV.9, font apparaitre une plastification en surface si la contrainte de fatigue dépasse 250 MPa pour un effort de fretting de 130N/mm et 125 MPa pour un effort de fretting de 240N/mm. Les essais de fretting-fatigue réalisés sur le 2196-UA, avec les conditions suivantes : Q= 240 N/mm et S= 225 MPa sont donc dans le domaine plastique.

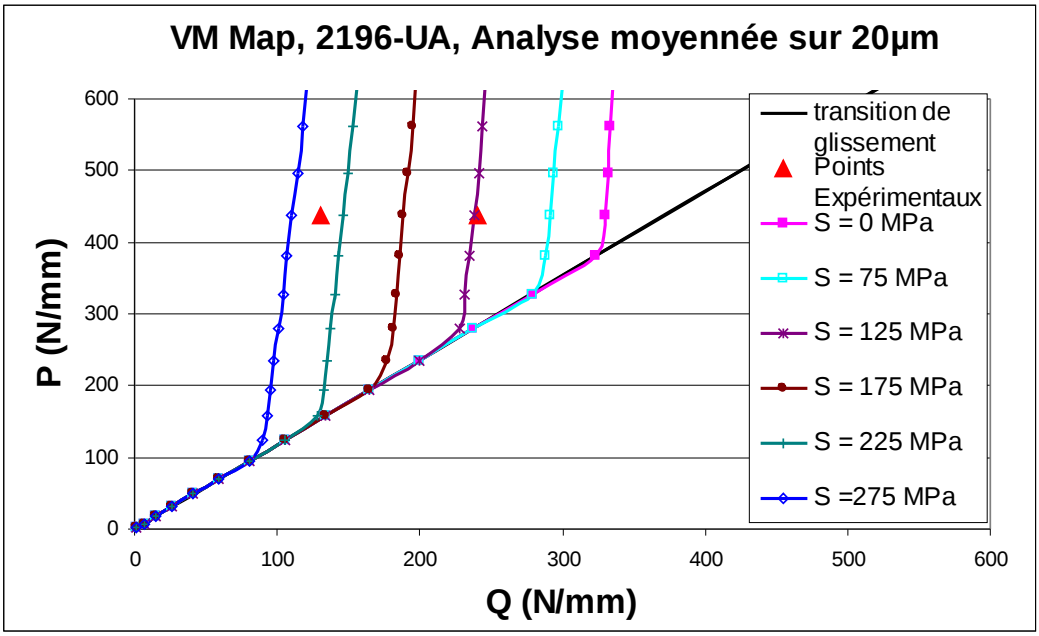


Figure IV.9: Frontières domaine plastique/domaine élastique de l'alliage 2196-UA obtenues en moyennant la contrainte.

IV.2 Résultats en terme de longueurs de fissuration et durées de vie

IV.2.1 Longueurs de fissuration en fretting

L'étude de la fissuration sous une sollicitation de fretting a été effectuée pour un unique type de contact (cylindre R 80/plan en condition de glissement partiel) avec état de surface contrôlé, une force normale fixée et un nombre de cycles de 100 000 cycles. Seule la force tangentielle Q appliquée est variable dans ce travail et son influence sur la longueur de fissuration est étudiée.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.2.1.a Effet de l'orientation des grains par rapport au fretting

Dans le matériau 2050-T8, il a été possible de prélever les échantillons de trois manières différentes, et ainsi tester trois orientations : L-T, L-S et T-L. La figure IV.10 reprend de manière schématique la position de la trace de fretting et des fissures par rapport à la microstructure des échantillons ainsi que la longueur des fissures observées en fonction de la force tangentielle appliquée. Cette figure montre qu'il n'y a pas de différence significative en terme de longueur de fissure générée entre les 3 orientations, aussi bien au niveau de la valeur seuil de force tangentielle à l'amorçage que de la cinétique de propagation des fissures (droites de mêmes pentes). L'orientation des grains n'a donc pas d'influence sur la fissuration en fretting de l'alliage 2050-T8.

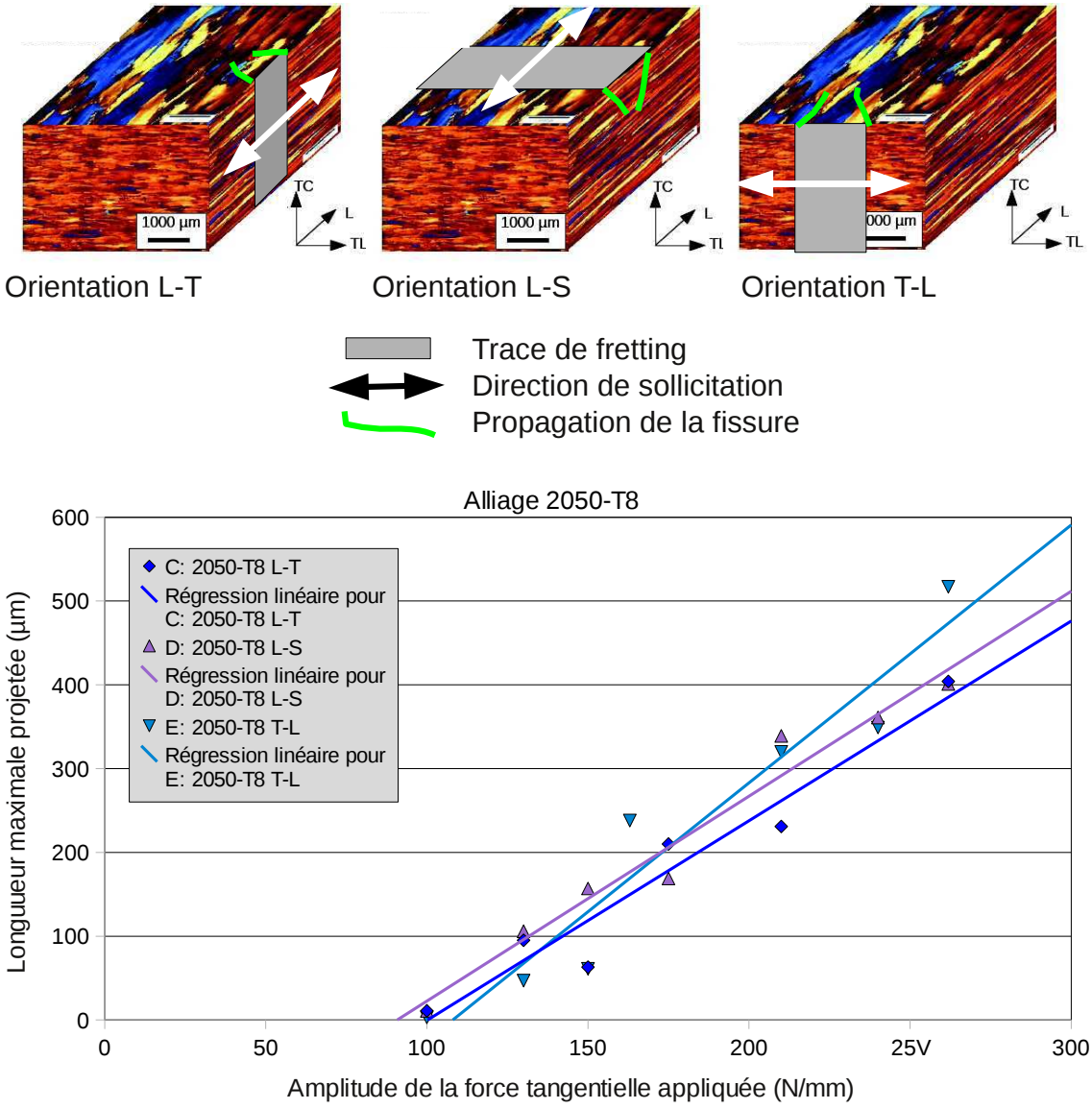


Figure IV.10: Effet de l'orientation des grains sur le comportement en fretting de l'alliage 2050-T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.2.1.b Effet du traitement thermique de revenu

Cette seconde étude se focalise sur l'influence du traitement thermique de revenu appliqué aux alliages 2050 et 2196 dans une configuration L-T. La Figure IV.11 montre que les alliages à l'état UA ont un meilleur comportement en fretting que ceux-ci à l'état T8. En effet, les matériaux à l'état sous-revenu commencent à fissurer pour des valeurs de force tangentielle légèrement plus élevées que celles déterminées pour les alliages à l'état T8 (96N/mm pour 2050-T8, 102N/mm pour 2196-T8 124N/mm pour 2050-UA et 113N/mm pour 2196-UA). De plus, ils possèdent une cinétique de propagation significativement plus lente (pentes des droites plus faibles).

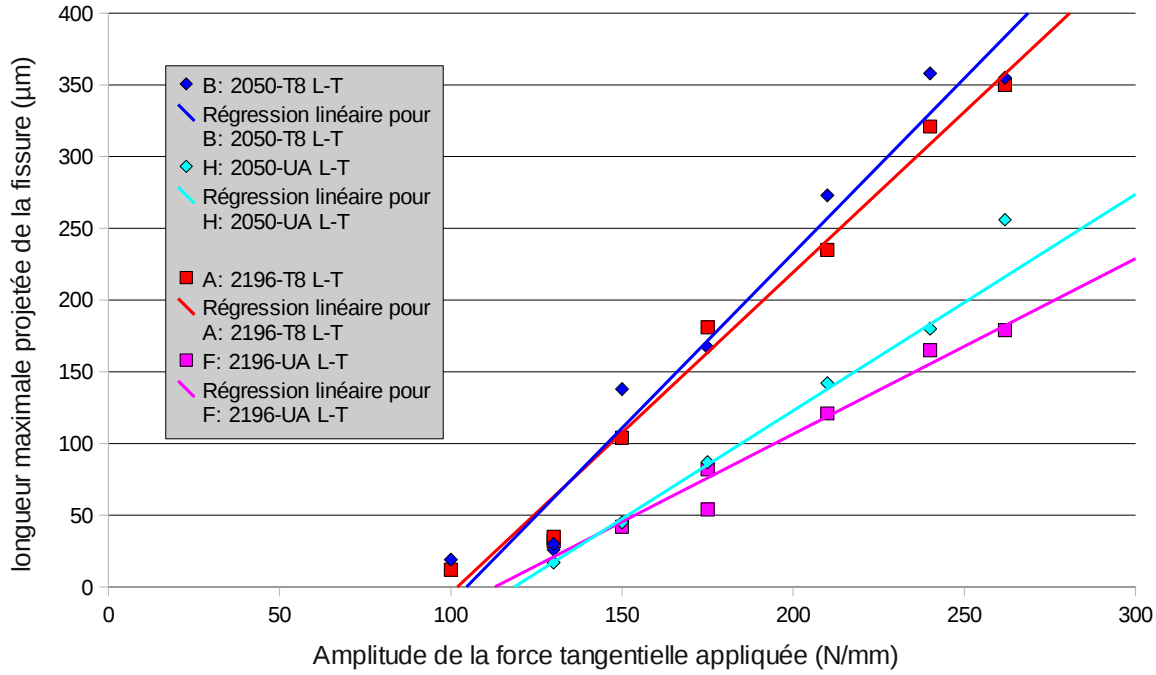


Figure IV.11: Effet du revenu sur la réponse des alliages 2050 et 2196, 15 mm, L-T sollicités en fretting. Les états UA ont un meilleur comportement : valeur seuil plus élevée et pente plus faible.

A l'état T8, les deux alliages 2196 et 2050 se conduisent de manière identique. De même, en écartant le dernier point pour l'alliage 2050-UA qui se trouve probablement dans le domaine plastique, les comportements des deux alliages à l'état sous-revenu sont similaires.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.2.2 Durées de vies en fretting-fatigue

L'analyse de la fissuration en fretting-fatigue a été réalisée sur l'alliage 2196 à l'état UA et T8 uniquement. Deux conditions de fretting ont été testées (figure IV.12) et feront l'objet des paragraphes suivants :

- faible force tangentielle Q = 130N/mm : proche de la valeur seuil d'amorçage en fretting ;
- forte force tangentielle Q = 240N/mm : valeur pour laquelle la différence de cinétique de fissuration est importante en fretting simple.

Rappelons que pour tous les essais de fretting-fatigue, la force normale appliquée P est la même que celle imposée lors des essais de fretting simple (c'est-à-dire P=436,5N/mm équivalent à une pression maximale p_0 de 300 MPa pour le type de contact étudié).

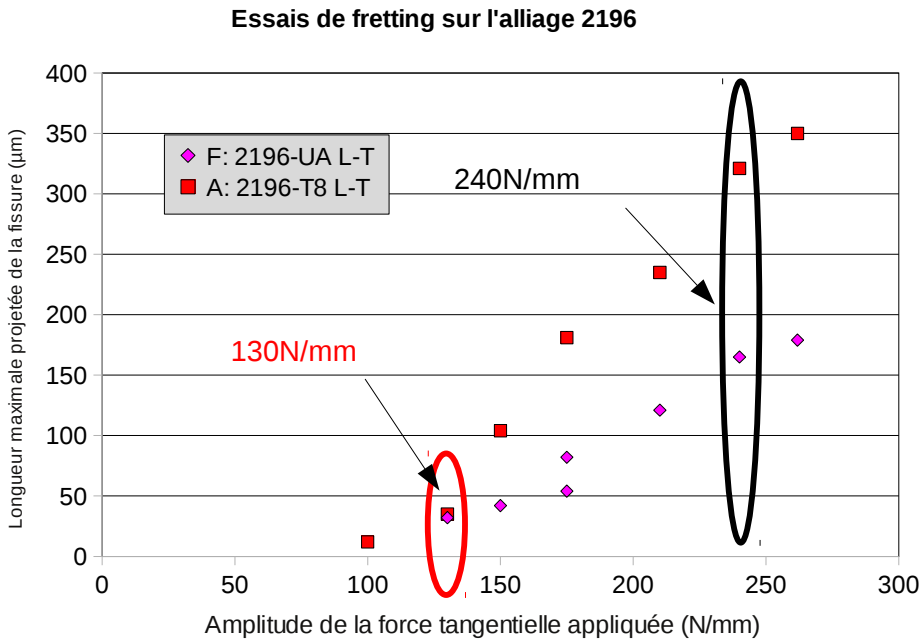


Figure IV.12: Illustration des niveaux de sollicitation en fretting choisis pour l'étude de la fissuration en fretting fatigue.

IV.2.2.a Fatigue simple sur éprouvettes lisses

Afin de mettre en évidence l'influence du fretting sur la fissuration, une série complémentaire d'essais a été réalisée sans appliquer d'effort de fretting (Q=0N/mm). Les courbes ainsi obtenues serviront de référence par la suite (fatigue simple sans concentration de contrainte) ; elles sont présentées sur la figure IV.13.

A l'aide du modèle de Bastenaire, une courbe de tendance est tracée en utilisant l'équation suivante, de la forme :

$$N = \frac{A.exp[-((s-E)/B)^C]}{s-E} \qquad \text{(IV.1)}$$

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

où N correspond au nombre de cycle à rupture, s la contrainte max de fatigue appliquée, A,B,C et E sont des paramètres ajustables : E correspond à la limite d'endurance à 10^6 cycles et est donc exprimé en MPa alors que les autres paramètres sont des constantes sans dimension.

Le tableau IV.1 donne la valeur des paramètres utilisés pour les deux matériaux afin que les lois s'ajustent au mieux avec les données expérimentales.

La figure IV.13 montre que les comportements sont très proches pour les deux revenus, avec cependant une valeur de limite de fatigue un peu plus faible et une durée de vie très légèrement supérieure dans le domaine des fortes contraintes pour l'état UA.

Alliage	A	B	C	E
2196-T8	7672036	305.43	1	207
2196-UA	26033452	114.85	1	179

Table IV.1: Valeur des paramètres utilisés dans le modèle de Bastenaire pour les deux alliages 2196-T8 et 2196-UA.

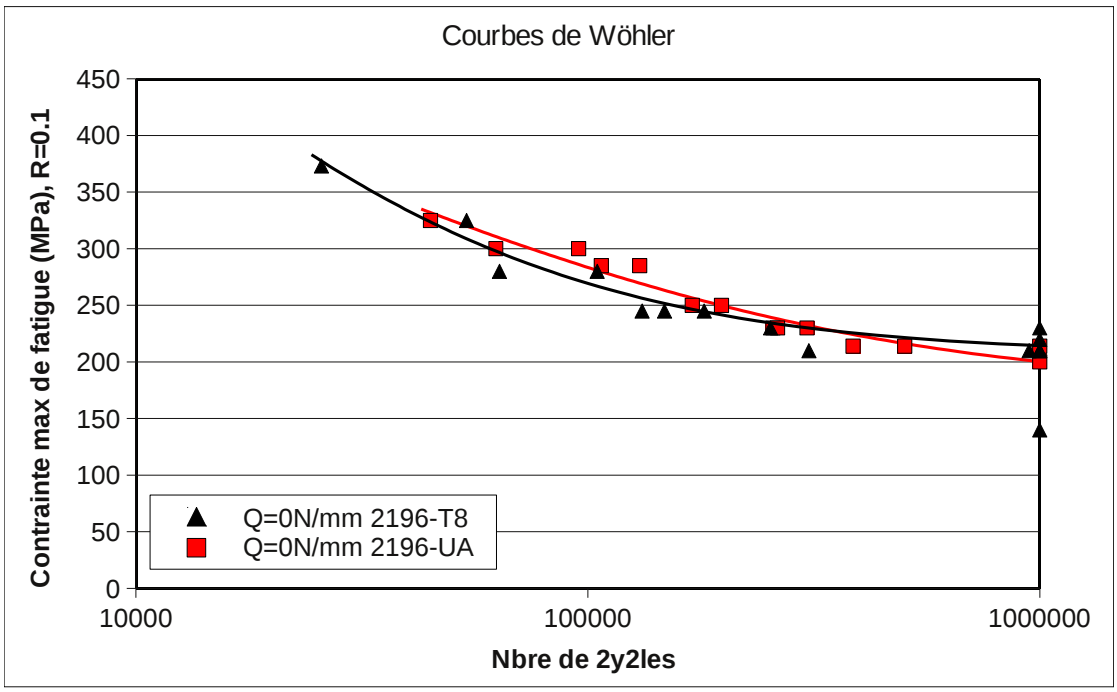


Figure IV.13: Courbes de Wöhler du 2196 à l'état T8 ou UA obtenues sur des éprouvettes lisses et pour un rapport de charge R de 0,1.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.2.2.b Ajout d'un faible effort de fretting

Les résultats des essais réalisés à faible force tangentielle (Q = 130N/mm) sont ajoutés au précédent graphe (figure IV.14) et révèlent un fort abattement de la durée de vie dû à la sollicitation de fretting. Le coefficient d'abattement varie peu dans la gamme étudiée (entre 20 000 et 1 000 000 cycles) et s'élève à 24-25% [2] en contrainte pour les deux matériaux.

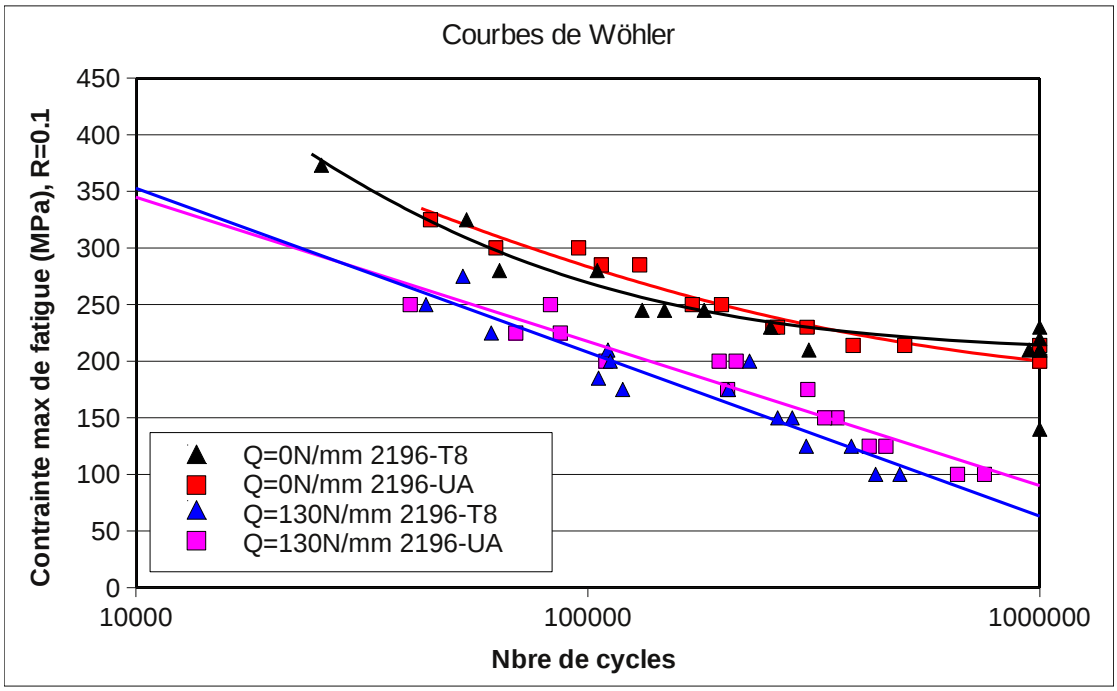


Figure IV.14: Courbes de Wöhler des matériaux 2196-T8 et 2186-UA obtenus en fatigue simple ou fretting-fatigue (avec un faible niveau de fretting).

De plus, il est intéressant de noter qu'il n'y a plus, à proprement parler, de limite d'endurance. En effet, les conditions choisies étant proches mais au-dessus de la valeur du seuil d'amorçage en fretting, l'amorçage est systématique et la contrainte de fatigue, même faible, conduit systématiquement à la propagation de la fissure et à la rupture de l'échantillon. Si on applique une contrainte de fatigue vraiment faible (vers 50 MPa), on peut amorcer en fretting mais éventuellement ne pas avoir de propagation.

Le tracé des droites de tendance indique une différence minime entre les deux états thermiques. Le meilleur comportement en fretting de l'alliage 2196-UA en comparaison avec le 2196-T8 n'est cependant pas retrouvé en fretting-fatigue. Pour la valeur faible de Q choisie, l'écart attendu entre la longueur des fissures de fretting pour les deux matériaux est faible (figure IV.12). Cet écart dans la phase d'amorçage est vraisemblablement, par la suite, totalement occulté par la dispersion lors de la phase de propagation.

2. Coefficient d'abattement calculé sur la contrainte maximale pour un nombre de cycles égal à 100 000.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.2.2.c Ajout d'un fort effort de fretting

En suivant le raisonnement précédent, une valeur plus élevée de force tangentielle devrait entraîner un plus grand écart de taille des fissures induites par la sollicitation de fretting dans les deux alliages. Celui-ci devrait alors jouer un rôle non négligeable et modifier la durée de vie des éprouvettes [3].

Les essais réalisés à 240N/mm sont présentés sur la figure IV.15. Une différence de comportement en fretting-fatigue plus marquée entre les deux matériaux apparait. L'alliage à l'état UA résiste mieux à la fissuration avec un coefficient d'abattement de 31% à 100 000 cycles alors qu'un coefficient de plus de 37% est mesuré pour celui à l'état T8.

IV.2.3 Bilan des essais mécaniques

Concernant les essais en fretting, le fait que la taille et forme des grains dans l'alliage 2050-T8 n'aient pas d'influence sur la longueur de fissuration est en accord avec la littérature. Il est probable, ainsi que l'a suggéré Guimmarra [Giummarra 06], que les forts gradients de contraintes dus aux conditions de contact très sévères sont prépondérants sur le mécanisme de fissuration. Cette hypothèse est cependant assez contradictoire avec les résultats obtenus sur l'influence du traitement thermique, montrant une meilleure résistance à la fissuration pour les alliages UA. L'état sous revenu engendre une limite d'élasticité plus faible pour le matériau que l'état T8. Toutefois nos simulations par éléments finis indiquent que, pour les conditions expérimentales choisies, cette diminution des propriétés mécaniques n'entraine pas une plastification du matériau à l'état UA en fretting. Il est donc assez vraisemblable que la différence de comportement en fretting provienne de la microstructure du matériau, et notamment de la nature de la précipitation. A notre connaissance, tel effet n'avait pas été reporté auparavant dans la littérature.

Les essais en fretting-fatigue ont montré que le bon comportement en fretting simple n'est pas toujours conservé quand une sollicitation de fatigue est ajoutée. En effet, les essais réalisés à faible force tangentielle de fretting (Q= 130 N/mm) présentent des durées de vies assez similaires pour les deux états 2196-T8 et 2196-UA étudiés. La dispersion lors de la propagation en fatigue efface l'amélioration du comportement en fretting de l'alliage UA, qui est très peu marquée à ce niveau de contrainte. Pour un effort de fretting plus important (Q=240N/mm), une différence plus marquée apparaît entre le matériau à l'état T8 et l'état UA, qui présente une durée de vie plus importante. Même si, dans ce cas, les essais réalisés sur l'alliage 2196-UA activent de la plasticité à forte contrainte de fatigue, les résultats restent cependant cohérents vis à vis du mécanisme proposé en fretting-fatigue. Durant la première phase de propagation principalement contrôlée par l'effort de fretting : l'alliage 2196-UA présente une meilleure résistance à la fissuration en fretting simple et cette première phase conduit donc à une fissuration plus importante

3. terme de taille de fissure initiale dans l'intégration de la loi de Paris prépondérant devant celui de taille critique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

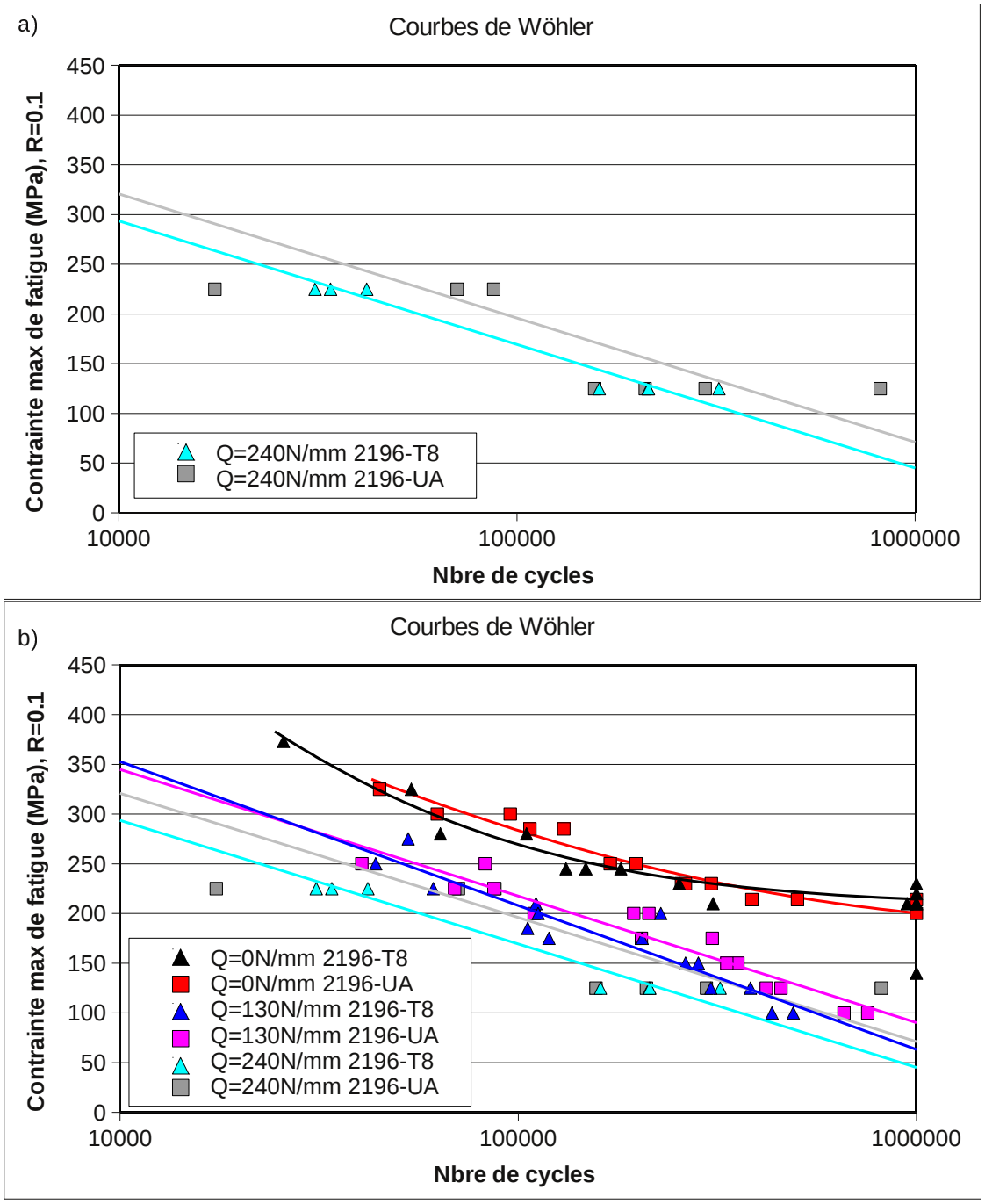


Figure IV.15: Courbes de Wölher des matériaux 2196-T8 et 2196-UA obtenue en fretting fatigue avec un fort niveau de fretting (Q= 240N/mm) a) seules et b) comparées à celles obtenues en fatigue simple et fretting-fatigue avec faible niveau de fretting (Q= 130N/mm).

dans l'alliage-T8 que dans celui à l'état UA. Les deux matériaux ayant sensiblement le même comportement en fatigue (figure IV.13, cette différence initiale n'est pas gommée par la phase de propagation dominée par la fatigue et se retrouve dans les durées de vie des deux alliages.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.3 Étude du chemin de fissuration

IV.3.1 Analyse 2D des fissures de fretting

IV.3.1.a Observations optiques après attaque Keller

Pour chaque essai de fretting, six mesures de la longueur de fissure ont été réalisées après 100 000 cycles : deux cotés du contact × trois plans d'observations espacés d'environ $100\mu m$: la plus grande des valeurs de longueur projetée étant reportée dans les graphes des figures IV.10 et IV.11. Les figures IV.16 et IV.17 illustrent les six clichés d'observation pour l'alliage 2050 à l'état T8 et UA respectivement, tous deux sollicités à Q= 210N/mm. Nous remarquons qu'il existe une grande différence entre les deux extrémités du contact : la fissure est plus grande d'un côté que de l'autre. Ce phénomène, connu et classiquement observé, s'explique de la manière suivante : Au début de l'essai, l'endommagement a lieu indistinctement aux deux extrémités du contact. Si, à un moment donné, une des deux fissures devient légèrement plus longue que l'autre, par exemple sous l'effet d'une microstructure plus favorable, celle-ci se propage sous la sollicitation mécanique de manière prépondérante. L'autre fissure ne se propage plus ou très peu.

Du côté du contact où les plus longues fissures sont observées, nous remarquons que la meilleure résistance à la fissuration en fretting constatée pour les alliages à l'état UA ne se traduit pas par des chemins de fissuration d'aspects différents : pour l'alliage 205, on retrouve des fissures rectilignes et tortueuses pour les deux conditions de revenus. Cependant, l'observation de trois plans parallèles n'est pas suffisante pour avoir une vue d'ensemble du chemin de fissuration sous le contact.

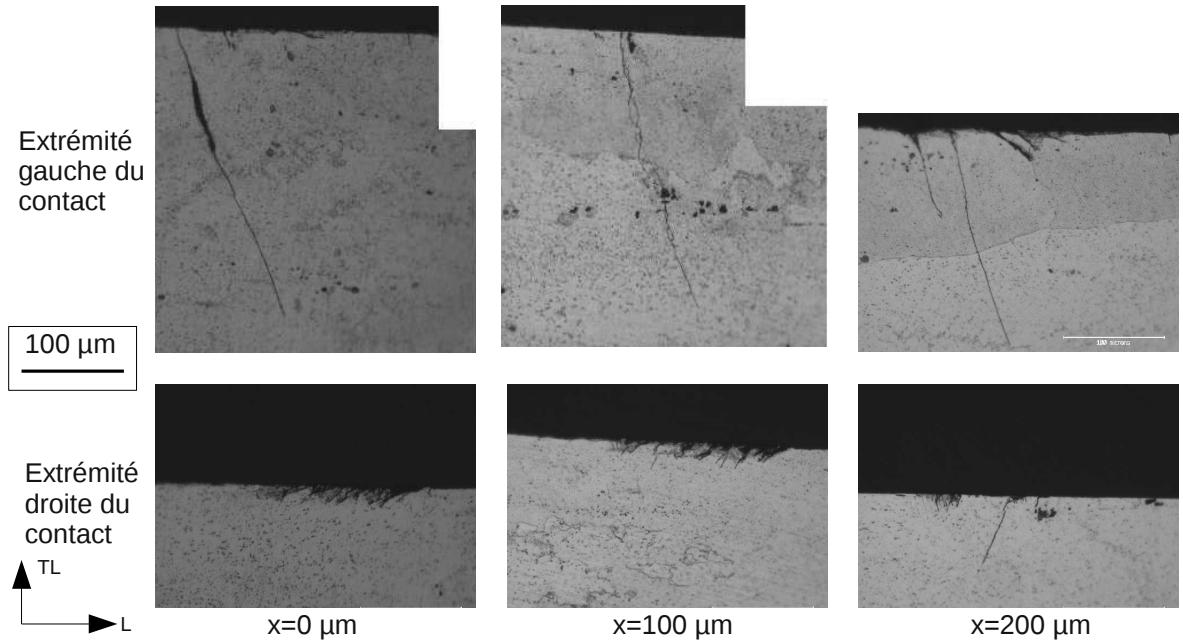


Figure IV.16: Micrographies optiques des fissures lors de l'essai de fretting réalisé à Q=210 N/mm sur l'alliage 2050 à l'état T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

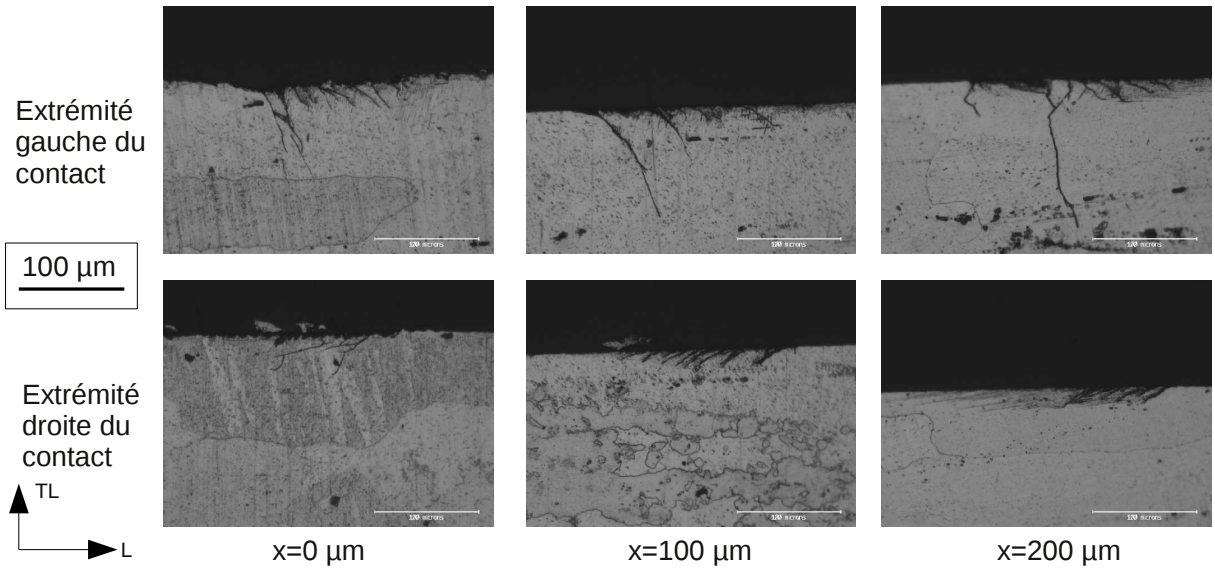


Figure IV.17: Micrographies optiques des fissures lors de l'essai de fretting réalisé à Q=210 N/mm sur l'alliage 2050 à l'état UA.

IV.3.1.b Observations microscopiques par EBSD

Des échantillons de fretting contenant des fissures assez longues ont été observés en coupe polie au MEB-FEG et analysés par EBSD. Les figures IV.18 et IV.19 montrent les cartographies obtenues sur les fissures générées par un effort tangentiel Q de 240N/mm pour l'alliage 2196 aux deux états de revenu et pour le 2050-T8 ainsi qu'une fissure induite par un effort tangentiel Q=262N/mm pour le 2050-UA. Les clichés obtenus sont de très bonne qualité avec un fort taux d'indexation et ce, même à proximité du contact. La figure IV.20 illustre ceci en montrant la zone observée par rapport à la surface de fretting. Sur l'alliage 2024, Proudhon avait entrepris de telles mesures et avait mis en évidence que l'écrouissage cyclique subi par le matériau empêchait l'indexation des figures de diffraction sur une profondeur de $100\mu m$ environ [Proudhon 05], limitant fortement l'intérêt de ce type d'analyse pour le fretting pour lequel les fissures générées sont relativement courtes. Le passage d'un MEB à filament tungstène à un MEB-FEG semble donc avoir résolu ce problème.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

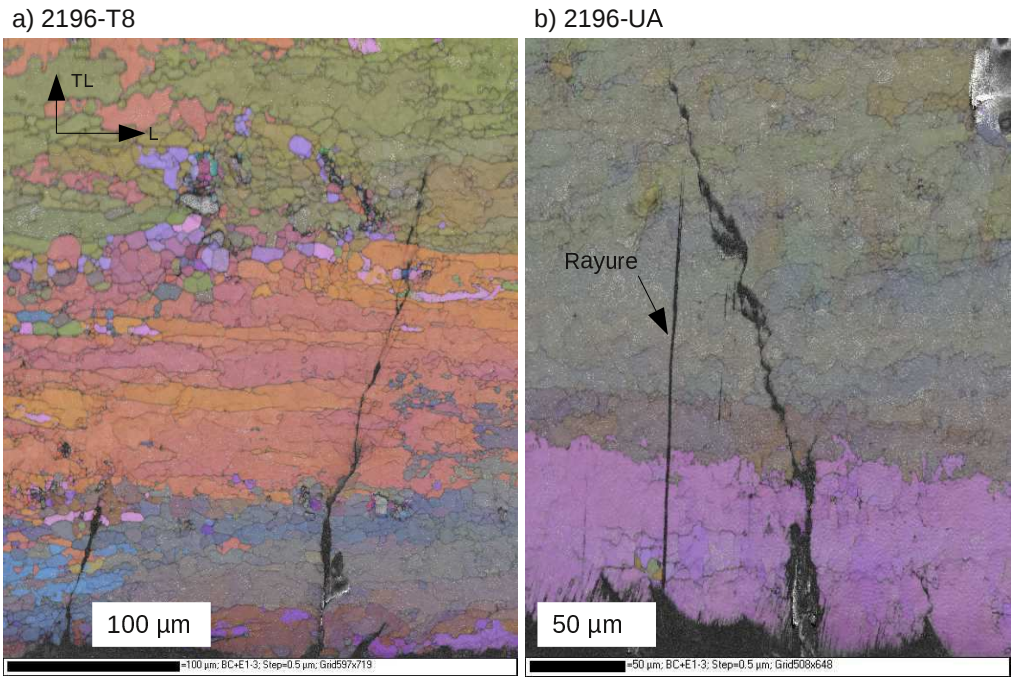


Figure IV.18: Clichés EBSD des fissures de fretting pour Q=240N/mm dans l'alliage 2196 a) à l'état T8 et b) à l'état UA. La zone de contact se situe en bas des images. Notons qu'à cause de la différence de longueur de fissuration, l'échelle des images est différente mais le pas d'analyse EBSD reste le même (0,5 μm) afin de garder la même précision.

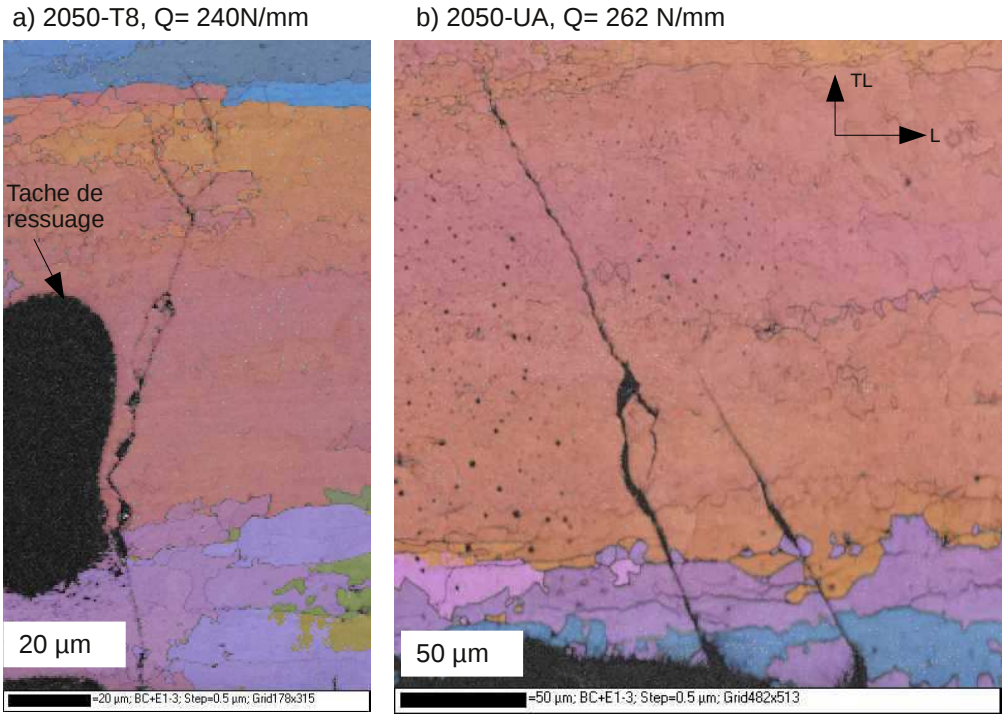


Figure IV.19: Clichés EBSD des fissures de fretting dans l'alliage 2050 pour a) Q=240N/mm à l'état T8 et b) Q=262N/mm à l'état UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

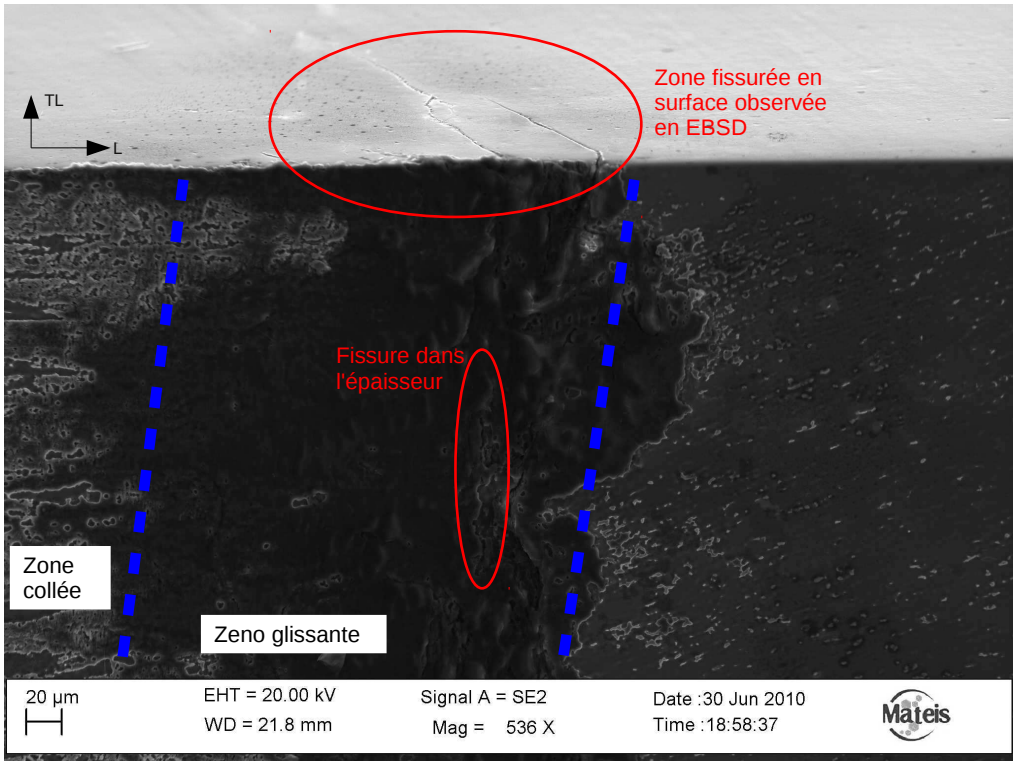


Figure IV.20: Micrographie au MEB de l'échantillon fissuré en fretting montrant la position de la fissure analysée en EBSD par rapport à la surface de contact et la trace de fretting (Échantillon en 2050-UA sollicité à Q=262N/mm illustré sur la figure IV.19.b.)

Ces quatre clichés font partie d'un essai de faisabilité et nous n'avons pas pu approfondir l'analyse faute de temps. Nous constatons cependant un certain nombre de points intéressants :

- dans certains cas, un changement d'orientation de la fissuration correspond au passage d'un joint de grains (e.g figures IV.18.a, IV.18.b et IV.19.a) ;
- dans un cas, une fissure semble arrêtée sur un changement d'orientation (figure IV.18.a) ;
- certaines fissures apparaissent rectilignes, laissant penser à un fort caractère cristallographique alors que le champ de contrainte sous le contact est fortement triaxial (figure IV.19.b)
- la présence de la fissure ne pose pas de problème pour l'indexation même au voisinage de la fissure. Ceci est sans doute dû à un pas d'analyse faible de 0,5 μm [4]. D'autres pistes peuvent être envisagées : fissures plus fermées à cause de contraintes résiduelles de compression, zone plastique associée à la fissure de fretting de plus faible taille qu'en fatigue...

4. Contrairement aux fissures de fatigue assez longues (entre 1 et 2 mm) analysées en EBSD, la faible taille des fissures de fretting (inférieures à 500 μm) permet de choisir un pas d'analyse plus faible tout en conservant un temps d'expérience raisonnable

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Avec cet équipement, nous devrions donc pouvoir indexer plus facilement les plans de fissuration lorsque ceux-ci apparaissent rectilignes. Il est également envisageable de faire une analyse de la cristallographie locale en tout début de fissuration pour essayer de déterminer si l'orientation cristallographique joue un rôle ou non sur l'amorçage en couplant les analyses EBSD à un usinage FIB (Focused Ion Beam).

IV.3.2 Analyse 3D des fissures de fretting

Afin de compléter les observations 2D du paragraphe précédent, un effort a été entrepris pour obtenir une vue tri-dimensionnelle des chemins de fissuration en fretting. Deux techniques complémentaires (décrites au chapitre II) ont été employées : l'observation au MEB des faciès de fissuration, l'observation en tomographie X de la forme 3D de la surface des fissures. Ces observations sont détaillées dans les paragraphes ci-dessous et permettent d'une part de s'assurer de la représentativité des longueurs de fissuration obtenues sur quelques coupes 2D et d'autre part de préciser les mécanismes de fissuration sous le contact.

IV.3.2.a Observations au MEB des faciès de fissuration en fretting

Les faciès de rupture en fretting (extraits grâce à la technique détaillée dans la figure II.2) sont composés d'une partie proche de la surface de contact caractéristique de la propagation des fissures en fretting, suivie d'une zone de rupture ductile et/ou fragile liée à la rupture en flexion ; comme le montre la figure IV.21 ces deux zones sont facilement distinguables. La figure IV.22 montre un exemple sur un échantillon 2050-T8, T-L.

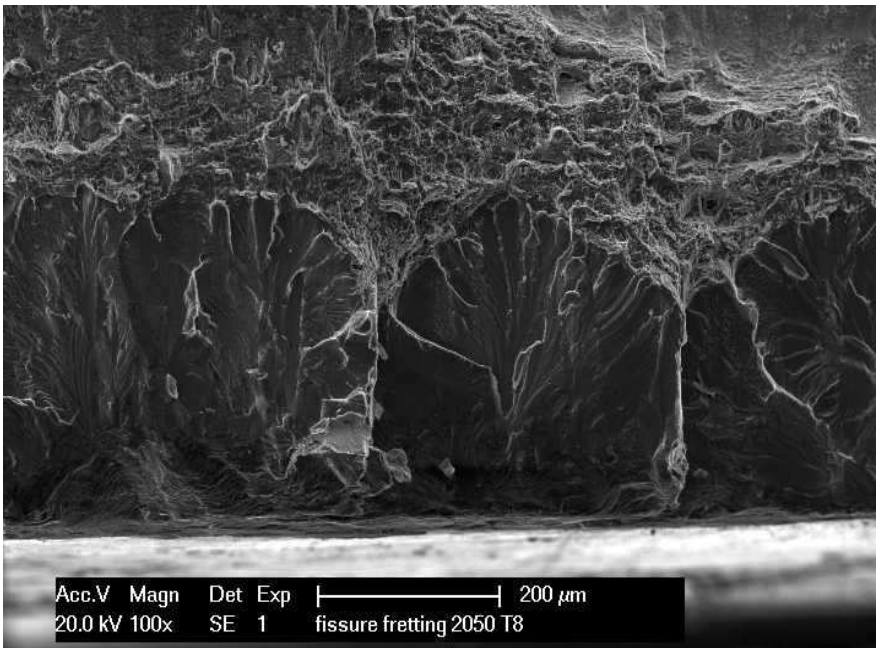


Figure IV.21: Micrographie au MEB d'un faciès de rupture d'un échantillon en 2050-T8, T-L sollicité en fretting montrant que le faciès de fretting en bas est facilement distinguable du faciès correspondant à la rupture en flexion.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

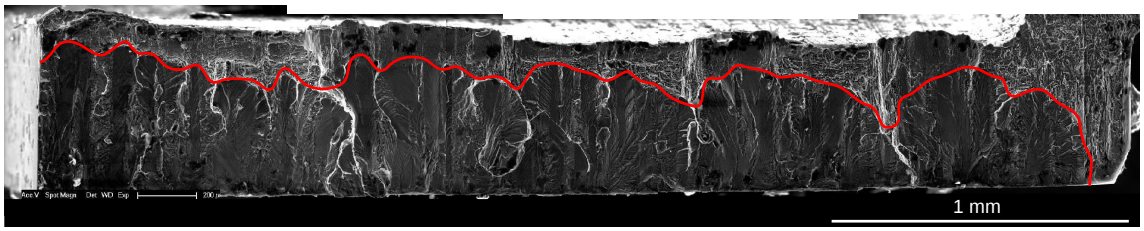


Figure IV.22: Micrographies au MEB d'un faciès de rupture d'un échantillon de fretting : la ligne rouge délimite la zone fissurée en fretting (depuis le bas de l'image jusqu'à la ligne rouge) de la zone rompue lors de la flexion (au dessus de la ligne rouge). Echantillon : 2050-T8, T-L, Q = 262N/mm

A partir des images réalisées sur les échantillons sollicités à des forces tangentielles de 210 et 262 N/mm, il est possible de déterminer la longueur maximum de la fissure de fretting ainsi que la longueur moyenne pour ces deux conditions de test. Ces valeurs sont comparées sur la figure IV.23 à celle déterminée par observations optiques. De manière générale, les longueurs mesurées avec les deux techniques sont similaires pour chaque type d'échantillon. La valeur du rapport $(l_{max}(MEB) - l_{max}(opt)/l_{max}(opt)$ varie de 1 à 20% avec une moyenne à 10% et les tendances sont identiques. Nous retrouvons donc les résultats présentés dans le paragraphe IV.2.1 : Pour l'alliage 2050 sollicité avec une force tangentielle de 262N/mm, la fissure créée est plus courte (de 40%) à l'état UA qu'à l'état T8, et ce, quel que soit le sens de prélèvement. Concernant l'alliage 2196, la différence entre les traitements UA et T8 est très visible pour les éprouvettes L-T sollicitées à 210N/mm.

Concernant la morphologie de la fissure, la figure IV.24 montre une différence selon le sens de sollicitation des échantillons : L-T ou L-S. On remarque que les joints de grains sont révélés par un changement d'orientation des stries selon les grains. Une illustration de ce phénomène pour le 2050 L-T est visible sur la figure IV.25.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

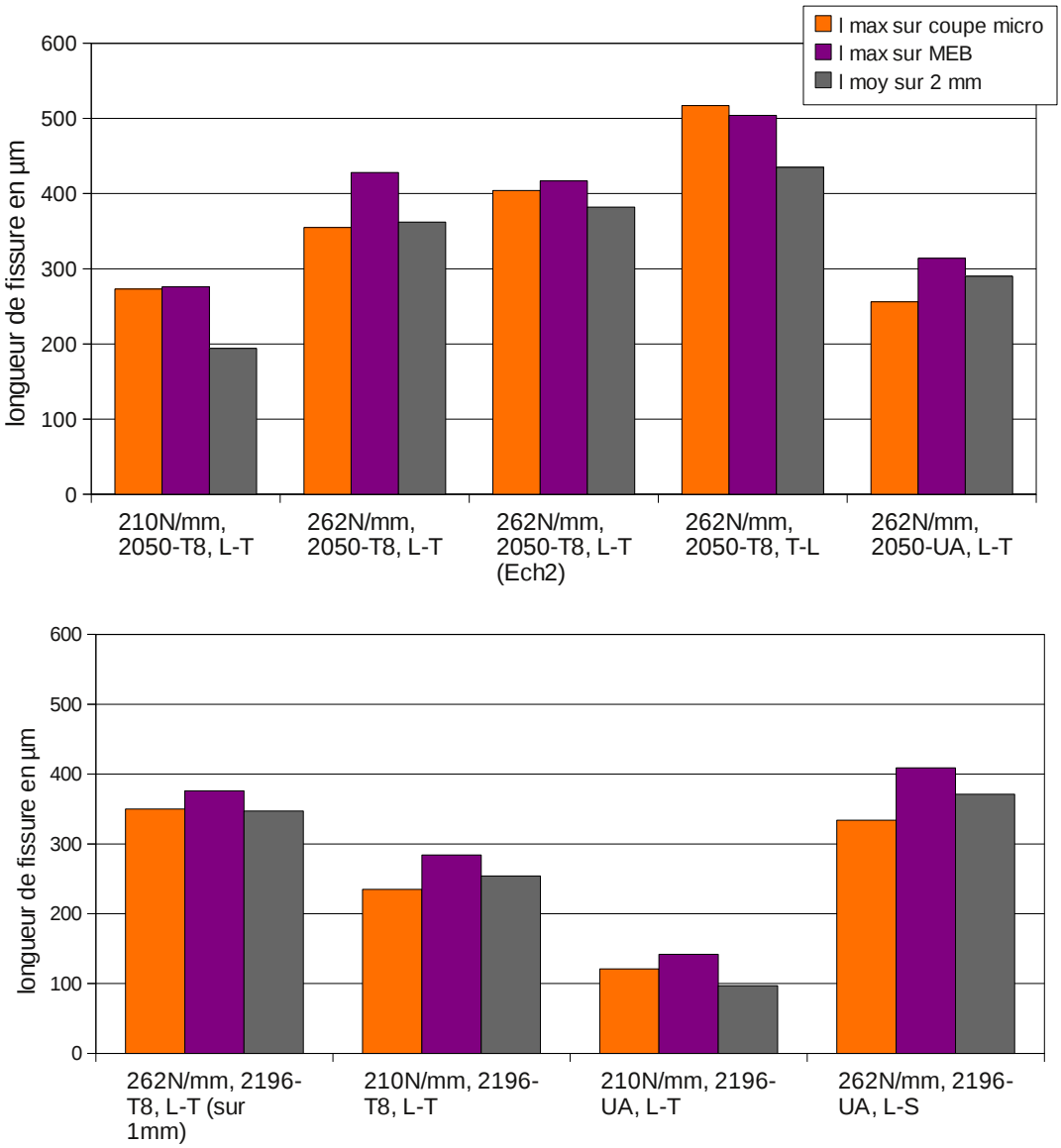


Figure IV.23: Graphique comparant les longueurs des fissures de fretting observées au MEB sur les faciès de rupture et celle déterminée en microscopie optique.

Mis à part cette différence due à la morphologie des grains qui permet de distinguer les matériaux selon leur sens de prélèvement, il n'est pas facile de différencier les faciès obtenus pour des traitements thermiques différents. La figure IV.26 fait la comparaison des fissurations obtenues pour l'alliage 2196 aux deux états thermiques : T8 et UA. Contrairement au comportement en fatigue pour lequel le traitement thermique influence fortement la morphologie de la fissuration (lisse pour UA et rugueux pour T8), les faciès obtenus en fretting sont similaires. Nous observons dans les deux cas, la coexistence de facettes lisses et de facettes rugueuses. Ceci peut expliquer les différentes allures des fissures dans les clichés optiques du haut de la figure IV.16. Les mêmes observations et conclusions ont été effectuées sur l'alliage 2050 : la morphologie de fissuration est similaire pour les deux traitements de revenu, seule la longueur de fissuration permet à priori de les différencier.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

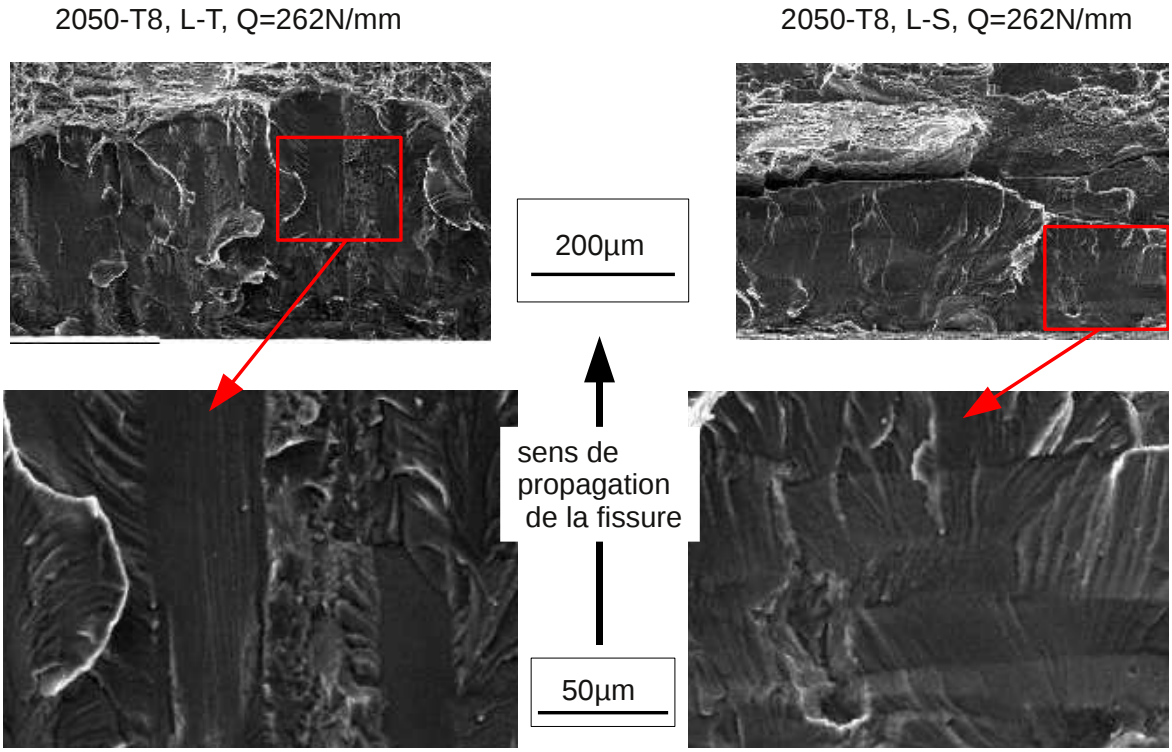


Figure IV.24: Micrographies au MEB de faciès de fissuration en fretting montrant l'influence du sens de sollicitation sur la morphologie de la fissuration pour l'alliage 2050 à l'état T8.

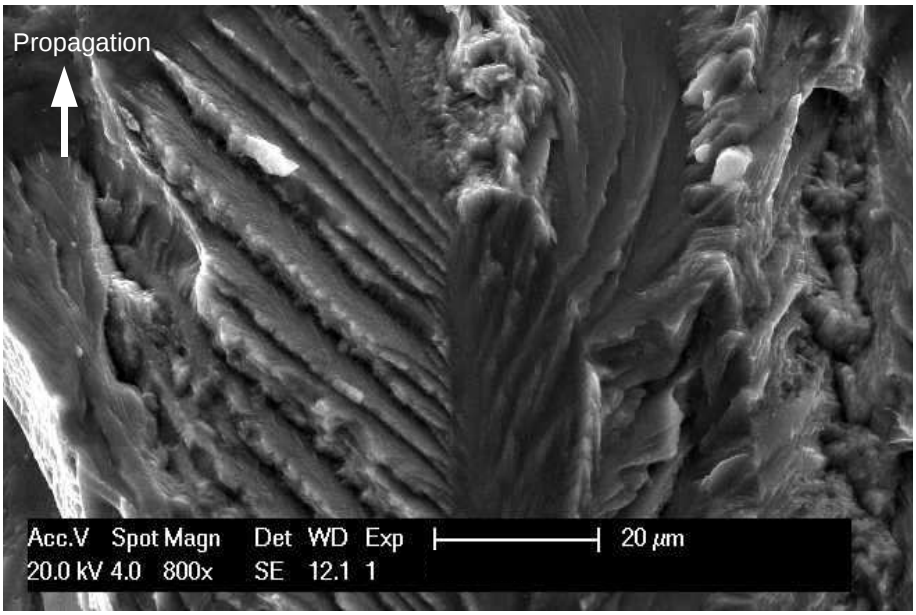


Figure IV.25: Micrographie au MEB d'un faciès de fissuration en fretting dans l'alliage 2050 L-T sollicité à 262N/mm. Une certaine régularité des zig-zags à l'intérieur des grains est visible.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

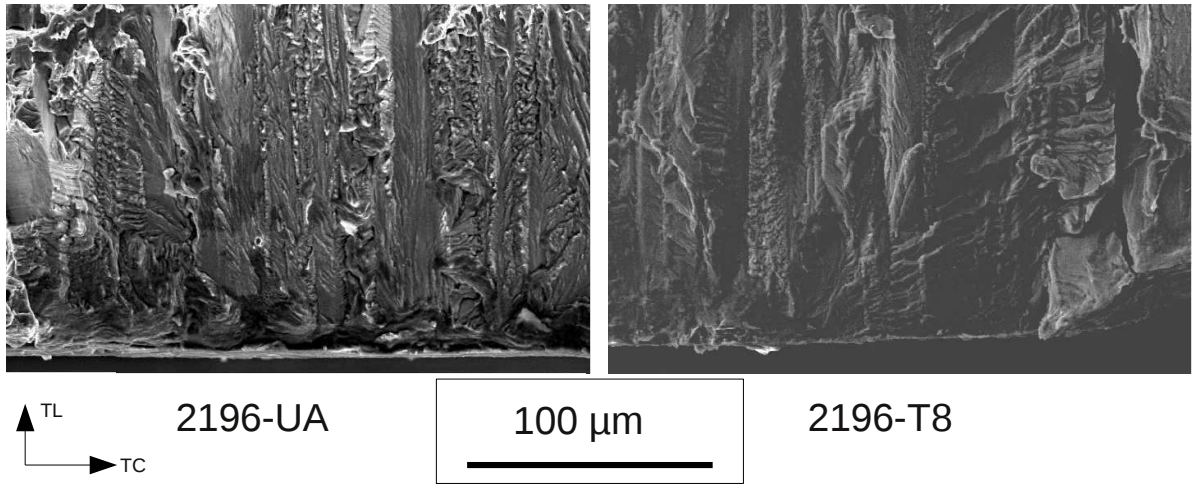


Figure IV.26: Micrographies au MEB de faciès de fissuration en fretting pour l'alliage 2196 au deux états thermiques T8 et UA. Il n'existe pas de différence marquée concernant le faciès de fissuration en fonction du traitement thermique subi par l'alliage.

L'étude de la fissuration au sein même d'un échantillon révèle un front de fissuration apparaissant comme non rectiligne (figure IV.22). Certaines portions sont plus avancées que d'autres, ceci laisse penser que le phénomène de fretting est plutôt lié à une multi-fissuration.

Un échantillon testé à une plus faible force tangentielle (130 N/mm) a également pu être observé au MEB. Le résultat, présenté à la figure IV.27, révèle que la fissure s'amorce à plusieurs endroits le long du contact et croît à partir de chacun de ces sites de manière plus ou moins isotrope conduisant à la formation de « pétales ». Ces pétales, par la suite, coalescent pour former la fissure macroscopique.

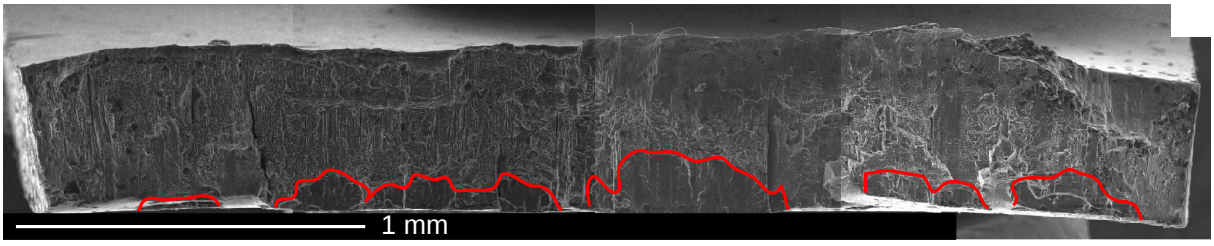


Figure IV.27: Observation au MEB d'un faciès de fissuration dans l'alliage 2196 à l'état T8 avec sollicitation L-T mettant en évidence le multi-amorcage le long du contact et la propagation en forme de pétale.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

L'analyse « 3D »se révèle intéressante car elle permet en une seule manipulation d'observer toute la largeur de l'échantillon de fretting. Cependant elle est difficile à mettre en oeuvre de manière systématique car les échantillons sollicités à de faibles contraintes présentent des fissures trop courtes ou trop discontinues pour permettre la rupture par flexion au niveau de l'endommagement en fretting. Cette technique a néanmoins permis de vérifier que les longueurs de fissures mesurées en 2D sont représentatives de la fissuration en fretting. L'observation de la fissuration sur 3 plans parallèles est donc tout à fait adaptée pour étudier le comportement des alliages en fretting.

IV.3.2.b Observations par tomographie

L'intérêt d'utiliser la micro-tomographie X pour analyser les fissures de fretting est double dans notre étude : tout d'abord cette technique permet d'accéder aux fissures très courtes ne pouvant pas être analysées par la méthode précédente. La figure IV.28 illustre ceci sur l'alliage 2196 à l'état T8. Nous avons pu visualiser des « pétales » avant leur coalescence et ainsi étayer le mécanisme de fissuration précédemment décrit.

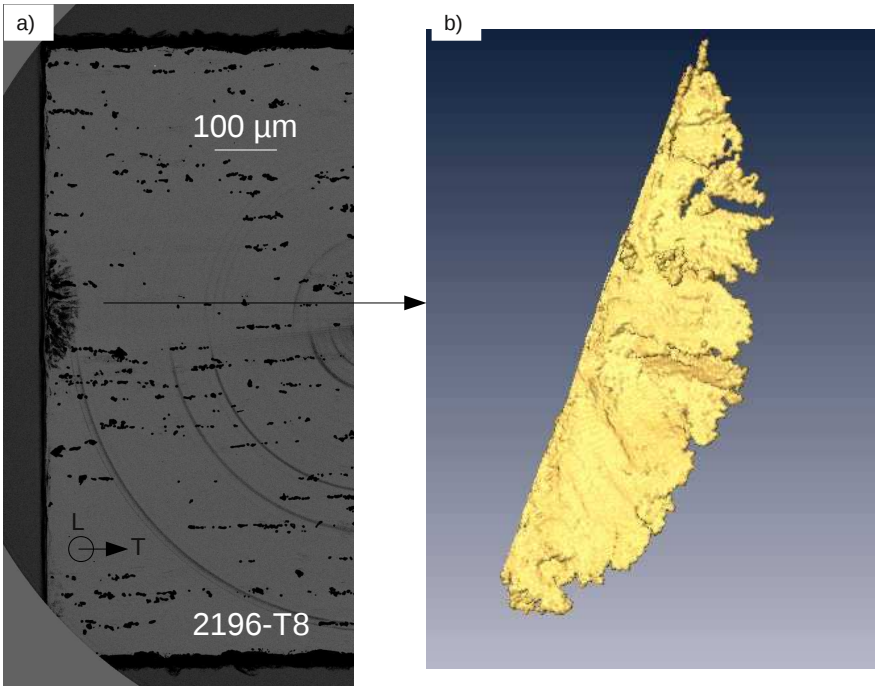


Figure IV.28: Analyse tomographique de la phase d'amorçage d'une fissure de fretting dans l'alliage 2196 à l'état T8 sollicité en L-T mettant en évidence la formation d'un pétale a) Projection du volume reconstruit avec la fonction Zproject-MIN et b) Rendu surfacique de cette même fissure avec Amira.

Le second avantage de cette technique est d'avoir une vue 3D intégrale de la fissure qui fait souvent apparaitre de la multi-fissuration sur différents plans. La figure IV.29 montre que la fissuration est parfois très discontinue et donc engendre des faciès assez chaotiques lors de la rupture de l'échantillon par flexion. L'observation au MEB après rupture ne fait apparaître que la fissure principale, et non les différents « branchages ».

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

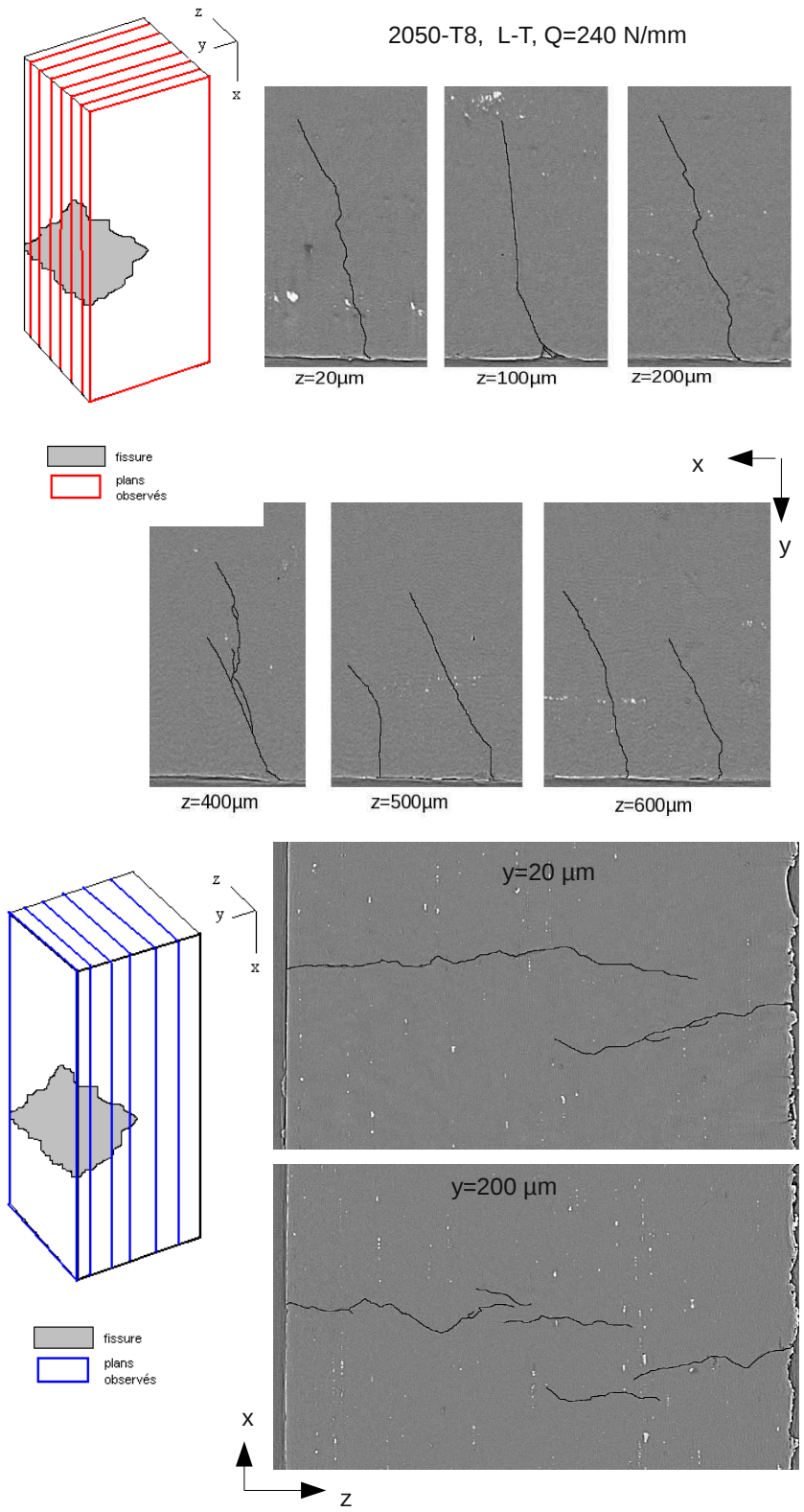


Figure IV.29: Visualisation d'une fissure de fretting à différents endroits dans les plans (x,y) et (x,z) montrant très souvent une multi-fissuration. La surface de contact correspond au plan (x,z).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Afin de pouvoir dégager une tendance de comportement en fissuration selon l'alliage et le revenu testé, des fissures de fretting ont été extraites et colorisées à partir des données tomographiques. Les figures IV.30 et IV.31 montrent le résultat obtenu pour les essais de fretting L-T dans l'alliage 2196 à l'état T8 et UA respectivement. La couleur est fonction de la direction de la normale à la surface. Pour chaque échantillon une paire de fissures est extraite de part et d'autre du contact. Les fissures de fretting étant généralement orientées vers l'intérieur du contact, celles-ci apparaîtront avec des couleurs à dominante bleue ou rose selon leur position dans l'échantillon étudié.

Comme les protocoles expérimentaux pour l'observation 2D et l'obtention de données par tomographie X sont incompatibles, aucun des échantillons analysés ne l'a été par les deux techniques à la fois. Cependant quelques essais ont été doublés pour des conditions de fretting similaires et le tableau IV.2 permet de comparer la longueur max projetée déterminée par la tomographie à celle trouvée en microscopie optique. Nous voyons ainsi que pour la majorité des essais, les informations recueillies en tomographie sont assez proches de celles obtenues en 2D (écart inférieur à 50 μm). Seul l'échantillon issu de l'alliage 2050 à l'état T8 et avec un prélèvement L-T montre une différence non négligeable. Pour cet essai, à la surface de l'échantillon on observe une trace de fretting un peu triangulaire caractéristique d'un mauvais alignement du poinçon avec le plan. Ce dernier a une grande influence sur les forces normale et tangentielle ressenties par le matériau et explique donc la différence trouvée en terme de longueur de fissuration. En faisant l'hypothèse que ce faible désalignement ne doit en principe pas modifier sur la morphologie de la fissuration, nous avons donc comparé malgré tout cet échantillon aux autres en terme de chemin de propagation afin d'en dégager un éventuel effet de la microstructure.

Alliage	l_{max} en μm		
	tomographie	microscopie optique	tendance générale (issue des graphes l=f(Q))
2050-T8, L-T	137	273	260
2050-T8, L-S	281	339	290
2050-T8, L-T	158	142	145
2196-T8, L-T	191	235	240
2196-T8, L-T	132	121	120

Table IV.2: Comparatif de la longueur maximale projetée de la fissure engendrée avec Q = 210N/mm selon le mode d'observation. La tendance générale, donnée à titre de comparaison, est issue des données l=f(Q) des figures IV.10 et IV.11.

Concernant l'influence de la taille et forme des grains, deux éléments permettent de différencier les figures IV.32 et IV.33, représentatives de la fissuration en fretting dans le matériau 2050-T8 avec respectivement un prélèvement L-T et L-S. Tout d'abord, la fréquence d'amorçage semble beaucoup plus importante dans l'échantillon L-T que dans le L-S. En effet, la surface de contact présente une fissuration très discontinue dans le premier cas, avec de nombreux chevauchements de fissure. Ceci ne se retrouve que très peu dans l'échantillon L-S. Cette différence en terme d'amorçage se répercute

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

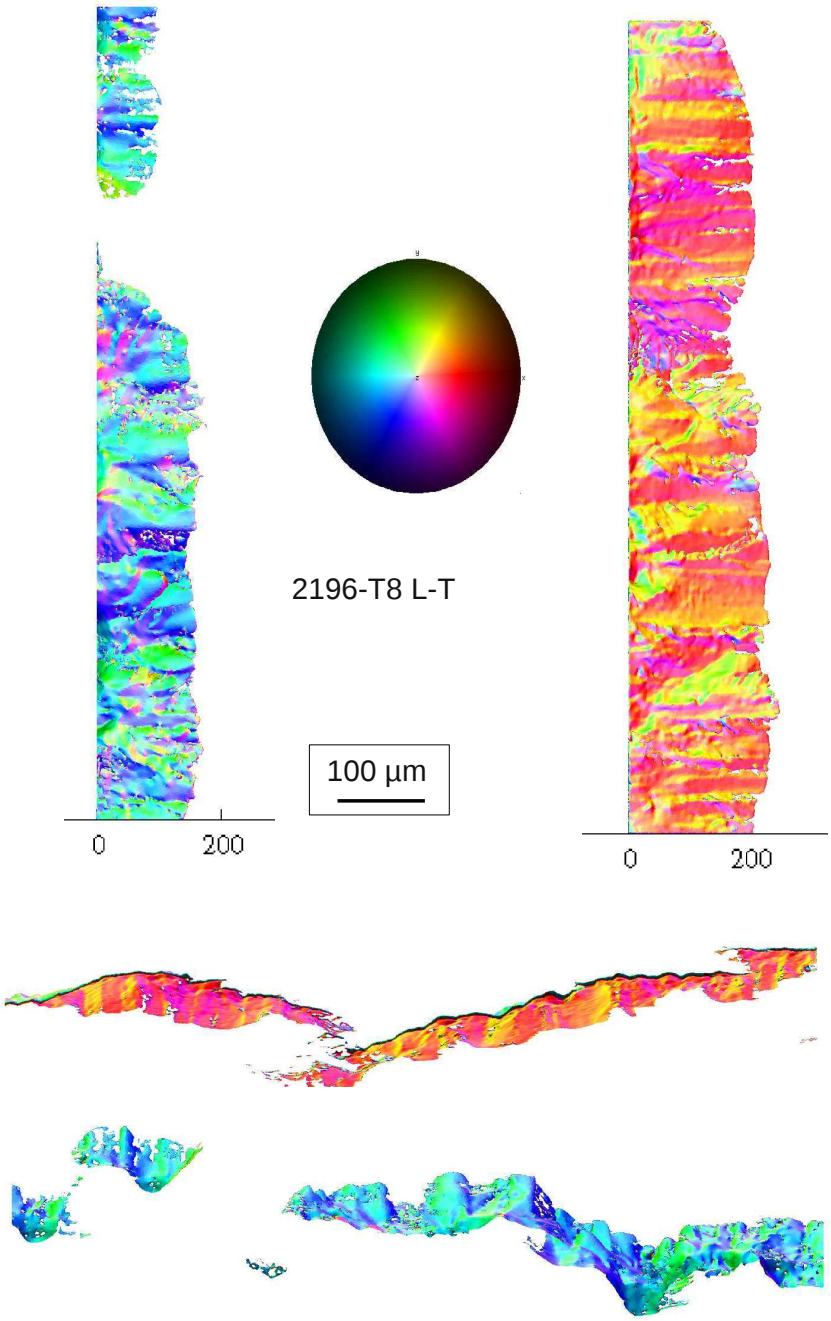


Figure IV.30: Rendu 3D d'une fissure de fretting engendrée à Q= 210N/mm dans l'alliage 2196 à l'état T8 avec une sollicitation de type L-T.

directement sur la forme du front de fissure : la fissure dans l'échantillon L-T possède beaucoup plus de « pétales »que celle de l'échantillon L-S. Le second élément qui diffère entre les deux types de prélèvement est l'ondulation du chemin de fissuration. Nous remarquons que ces ondulations sont perpendiculaires à la direction de propagation des fissures pour le cas L-T alors que certaines sont parallèles dans le cas L-T : elles sont la signature des joints de grains. En dépit du caractère fortement triaxial de

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

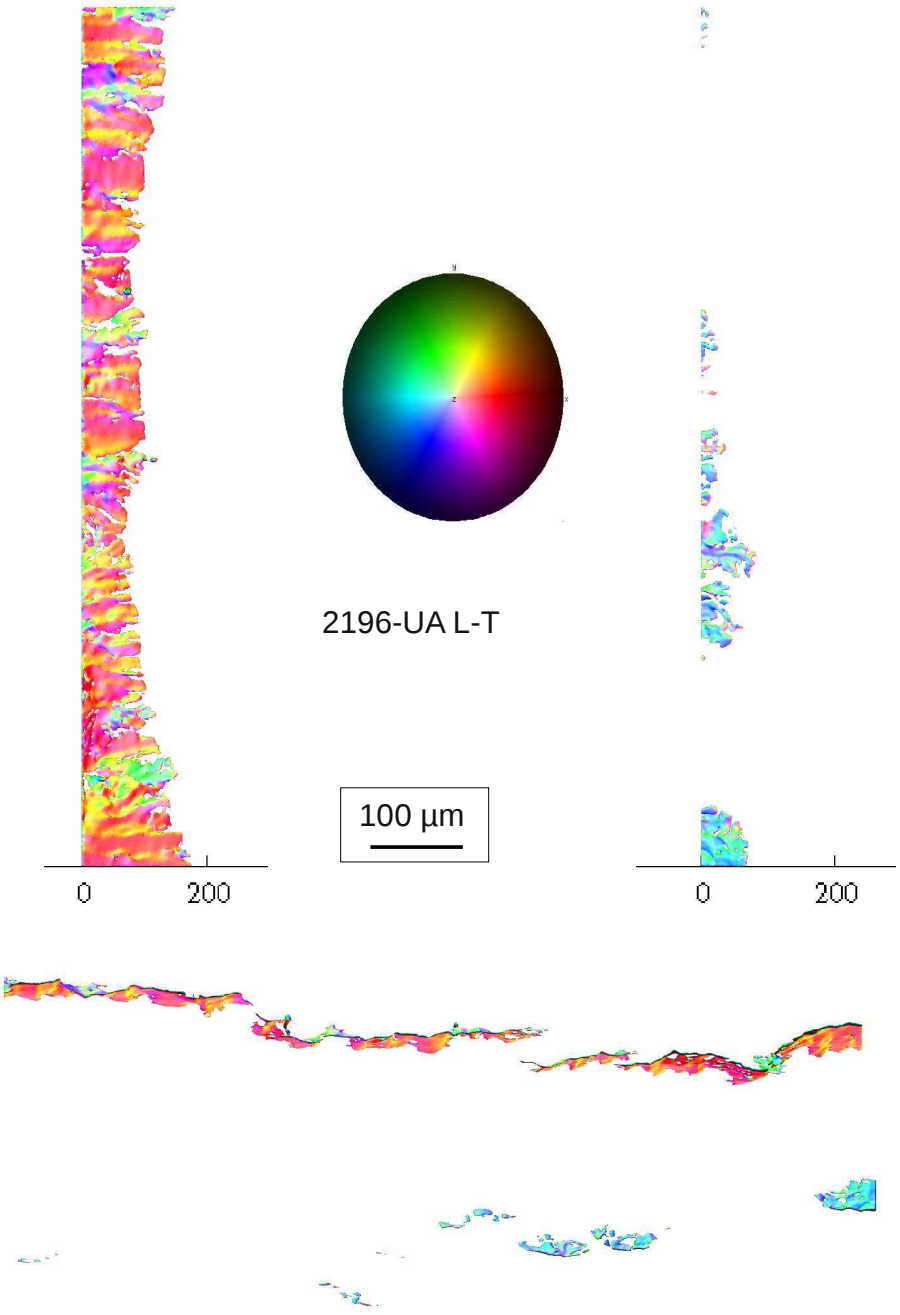


Figure IV.31: Rendu 3D d'une fissure de fretting engendrée à Q= 210N/mm dans l'alliage 2196 à l'état UA avec une sollicitation de type L-T.

la sollicitation sur le contact, la présence de joints de grains a une influence sur le chemin de fissuration. Pour les conditions d'essais explorées dans ce travail, cette influence ne se traduit en terme de durée de vie entre une sollicitation L-T et L-S (figure IV.10).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

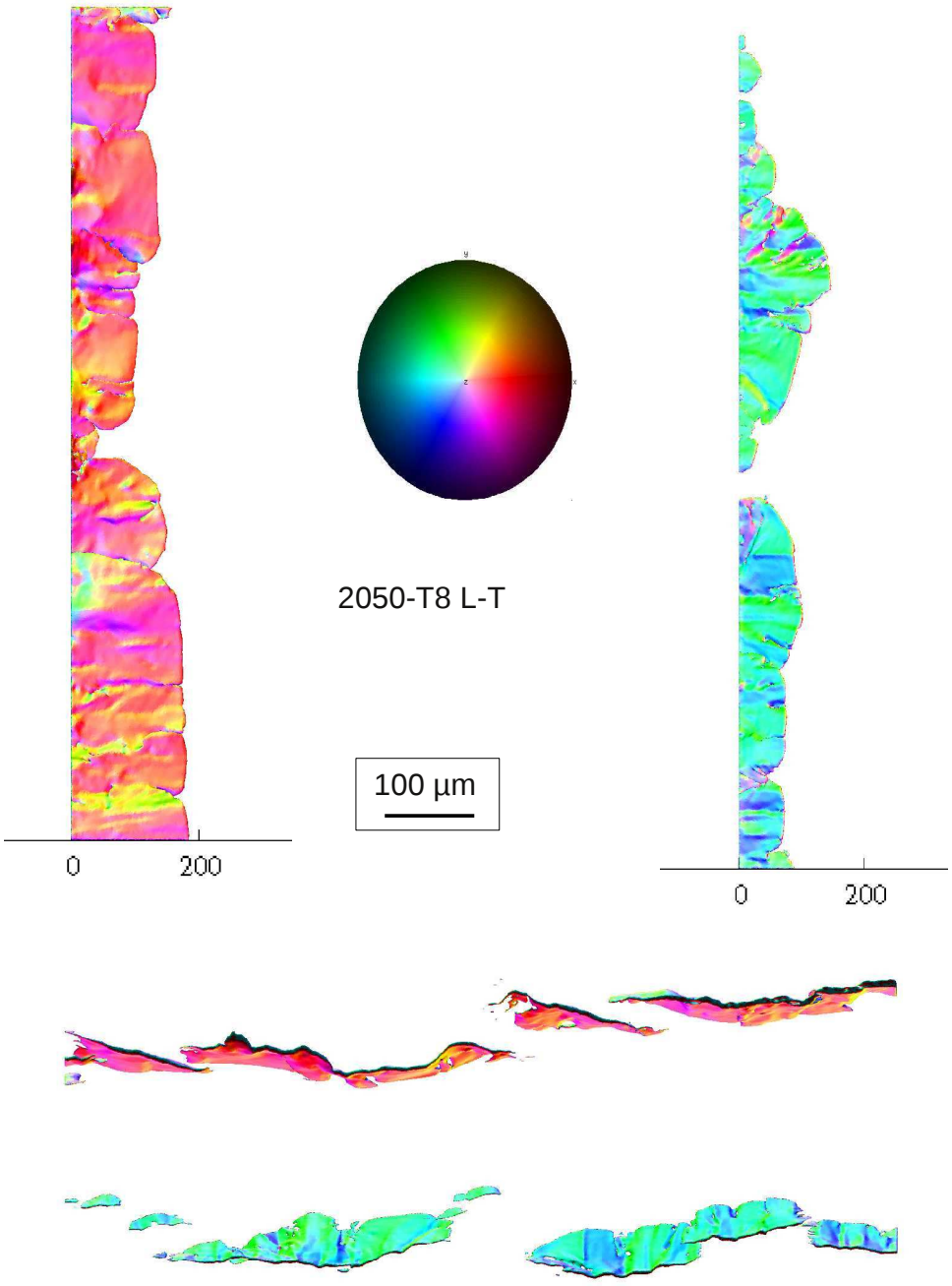


Figure IV.32: Rendu 3D d'une fissure de fretting engendrée à Q= 210N/mm dans l'alliage 2050 à l'état T8 avec une sollicitation de type L-T.

Intéressons nous maintenant aux différences de morphologie selon le traitement thermique de revenu subi par l'alliage. Les tendances sont assez difficiles à extraire car il est nécessaire de faire abstraction de la différence de longueur de fissuration. Seul le début de fissuration, proche du contact, peut être comparé. Sur la figure IV.34, une grille est ajoutée aux rendus 3D des fissures obtenus pour chaque alliage. Nous voyons que dans les 4 cas, la zone comprise entre 0 et 50 pixels est très perturbée. Ceci est sans doute lié

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

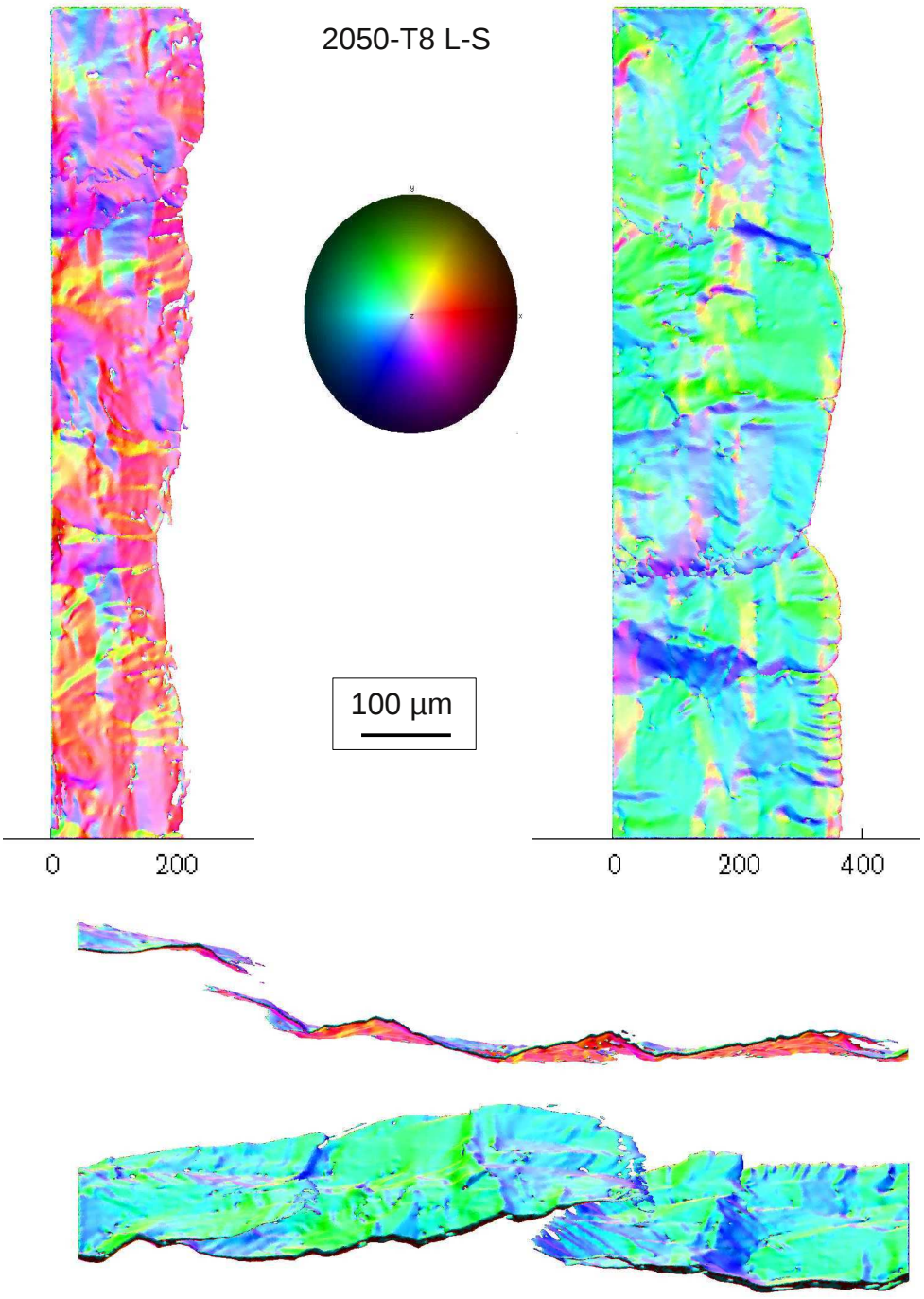


Figure IV.33: Rendu 3D d'une fissure de fretting engendrée à Q= 210N/mm dans l'alliage 2050 à l'état T8 avec une sollicitation de type L-S.

à la multi-fissuration très marquée pour ce type de prélèvement L-T. Dans la deuxième zone, comprise entre 50 et 100 pixels, des différences apparaissent : la fissuration dans les alliages à l'état T8 tend à se stabiliser, moins de déviations sont observées alors que l'aspect des fissures des alliages UA reste très chaotique.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

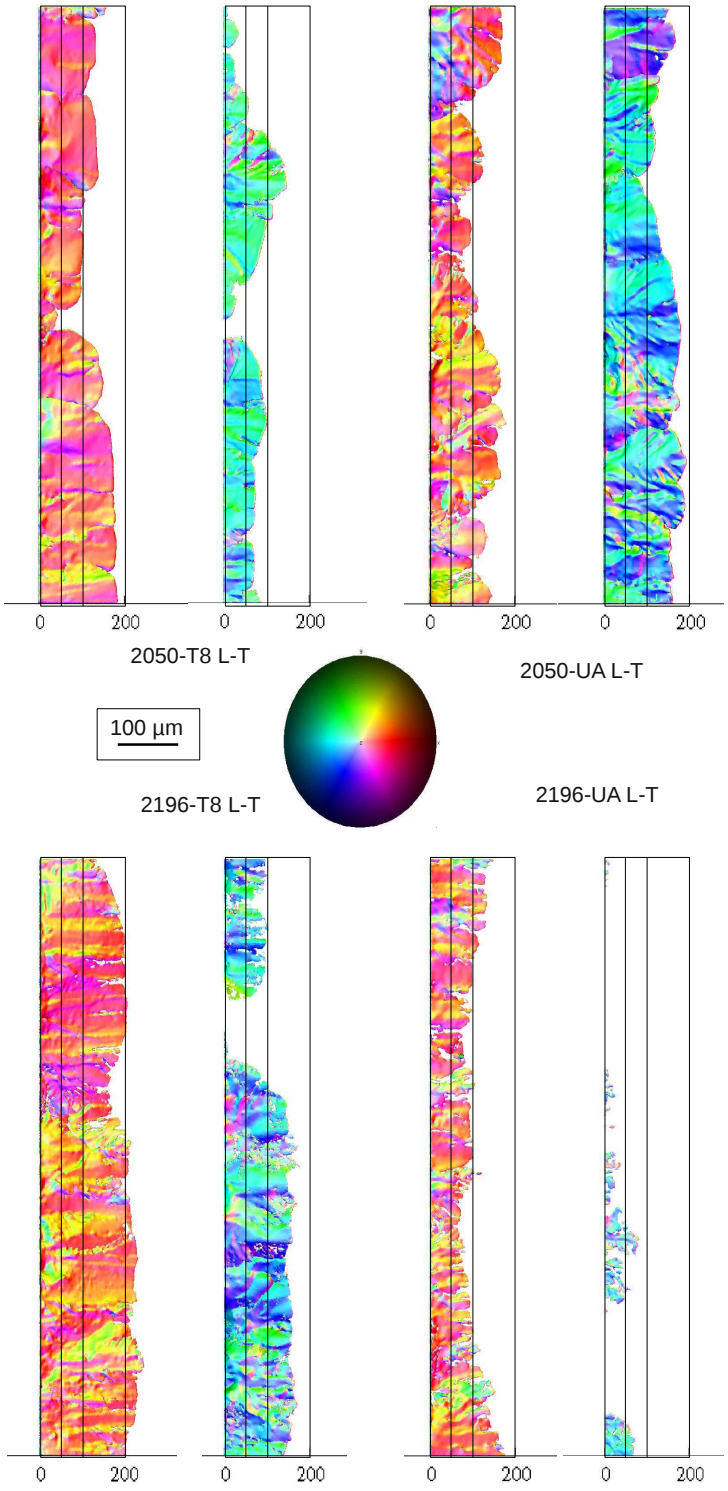


Figure IV.34: Rendus 3D des fissures de fretting observées en tomographie. Une grille marquant respectivement la distance 50, 100 et 200 pixels (1 pixel= 0,7 μm) par rapport à la surface de contact a été ajoutée. La première zone entre 0 et 50 est très fortement perturbée quel que soit l'alliage et le traitement thermique alors que la deuxième zone (entre 50 et 100) diffère entre les traitements thermiques T8 et UA.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.3.3 Analyses des éprouvettes de fretting-fatigue

IV.3.3.a Allure générale des éprouvettes

Les éprouvettes testées en fretting-fatigue ont été photographiées après rupture. La figure IV.35 présente des éprouvettes ayant été uniquement sollicitées en fatigue (Q=0N/mm). Dans ce cas, l'alliage 2196 à l'état T8 montre une fissuration globalement perpendiculaire à la sollicitation quelle que soit la contrainte appliquée. Cependant, plus la contrainte augmente, plus un phénomène de délamination devient important : la fissure tend à se propager parallèlement à la direction de sollicitation. Ce type de fissuration n'est pas visible dans l'alliage 2196 à l'état UA, qui présente des chemins de fissuration globalement orientés à environ 45° par rapport à la direction de sollicitation.

Figure IV.35: Photographies des éprouvettes de fretting fatigue sollicitées en fatigue uniquement (Q=0N/mm).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

L'ajout d'un effort de fretting (Q=130N/mm ou 240N/mm) sur les éprouvettes contraint la localisation de l'amorçage au niveau du contact et plus précisément à l'extrémité proche du vérin mobile de fatigue (dans le cas étudié ici, sur la partie basse du contact). Cette localisation de l'amorçage sur toute la largeur utile de l'éprouvette a pour conséquence de réduire la délamination dans le matériau 2196-T8 et l'inclinaison du faciès de rupture dans le 2196-UA. La figure IV.36 illustre ceci en montrant les éprouvettes sollicitées à Q= 130N/mm pour chacune des nuances. Une tendance à la fissuration sur des plans inclinés à 45° de la direction de la contrainte reste observable pour les plus fortes valeurs de contrainte de fatigue pour l'alliage UA.

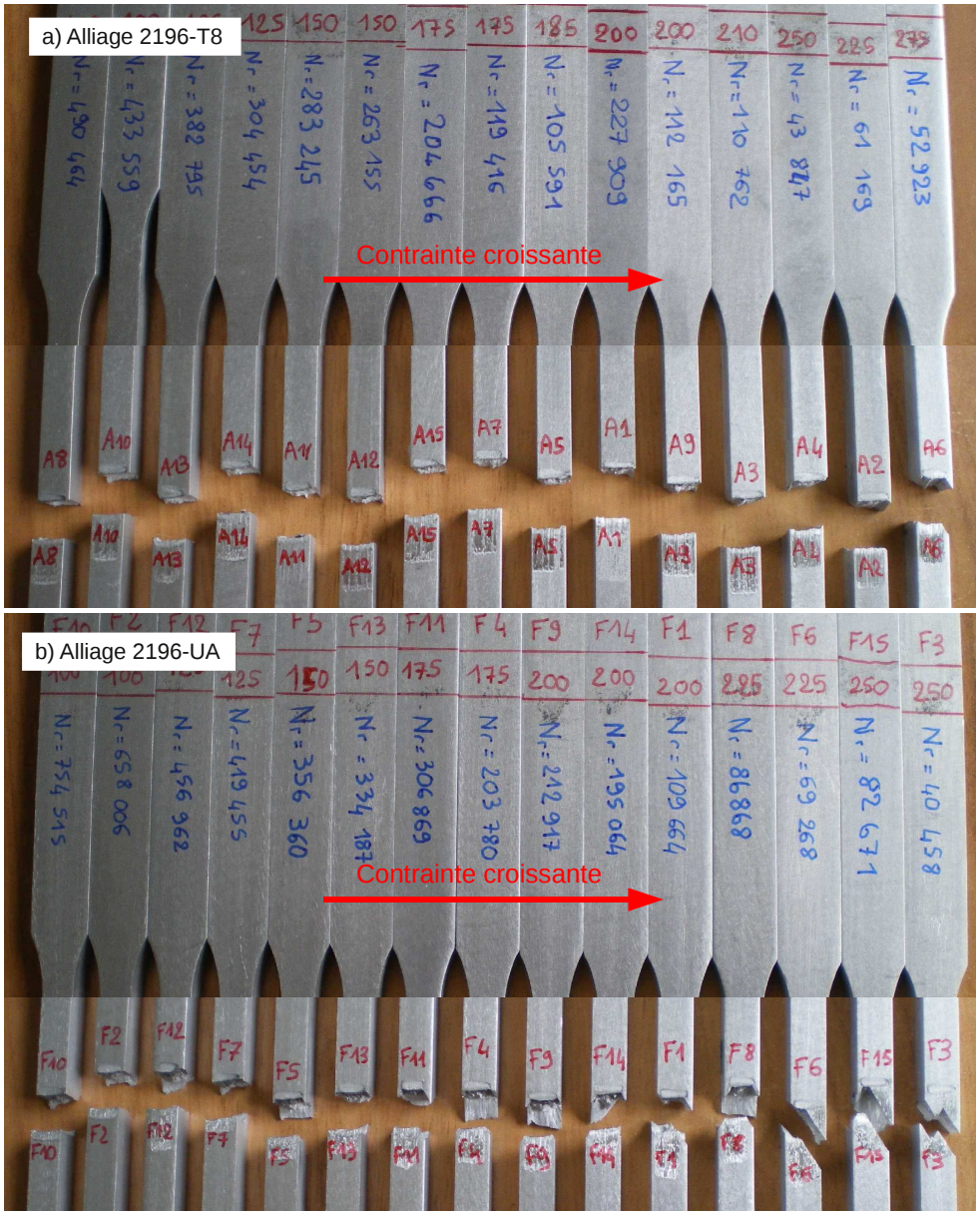


Figure IV.36: Photographies des éprouvettes de fretting fatigue sollicitées avec une force tangentielle de 130 N/mm et un effort de fatigue variable. La trace de fretting est visible sur la partie supérieure de l'éprouvette, les traces sur la partie inférieure sont engendrées par l'arrêt de l'essai après rupture de l'éprouvette.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

IV.3.3.b Étude des faciès de rupture

Les faciès de rupture des différents essais de fretting-fatigue ont été observés au MEB. Les essais réalisés sans force tangentielle présentent des surfaces de rupture composés de deux zones caractéristiques : l'une correspondant à la propagation de la fissure en fatigue et l'autre à la rupture finale. Comme le montre la figure IV.37, la partie caractéristique de la propagation présente les mêmes particularités que les faciès des éprouvettes trouées. Nous retrouvons un faciès assez rugueux et composé de nombreux zig-zags pour l'alliage 2196 à l'état T8 et un faciès très lisse pour ce même alliage à l'état UA. Il est donc possible expérimentalement de déterminer la longueur critique l_c séparant cette zone de propagation stable de la fissure en fatigue de la zone de rupture brutale.

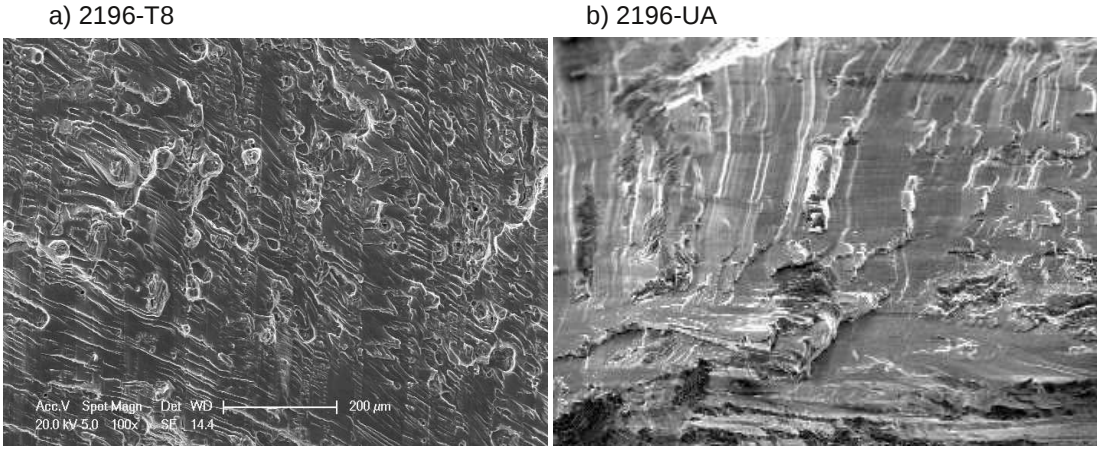


Figure IV.37: Micrographies au MEB des faciès de rupture des éprouvettes sollicitées uniquement en fatigue (Q=0 N/mm) dans l'alliage 2196 a) à l'état T8 et b) à l'état UA. L'échelle des deux clichés est la même.

La zone de propagation stable en fatigue se retrouve sur tous les faciès des éprouvettes de fretting-fatigue. L'ajout d'un effort de fretting, qu'il soit faible (Q=130N/mm) ou élevé (240N/mm) engendre cependant l'apparition de deux zones caractéristiques supplémentaires. La figure IV.38 montre que la première zone, qui est très petite, se situe le long de la surface de contact ($0 < l < l_a$), elle est sans doute dominée principalement par la sollicitation de fretting. Cette zone est difficilement observable car elle est de faible taille, souvent inclinée à 45 ° par rapport à la direction principale de propagation et apparaît donc très matée sur les faciès de rupture. Celle-ci est suivie par une zone plus étendue sur laquelle les sollicitations de fretting et fatigue induisent simultanément la fissuration($l_a < l < l_t$) . Cette zone présente un aspect assez rugueux quel que soit l'alliage testé et les conditions de sollicitation. Les clichés de la figure IV.39 pris à plus fort grandissement montrent un comportement assez semblable à la morphologie des pétales vue sous des conditions de fretting simple. Les joints de grains sont visibles et des oscillations sont observées dans certains grains. A partir d'une longueur de transition l_t, seule la sollicitation de fatigue persiste (faciès comparables à ceux de la figure IV.37).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

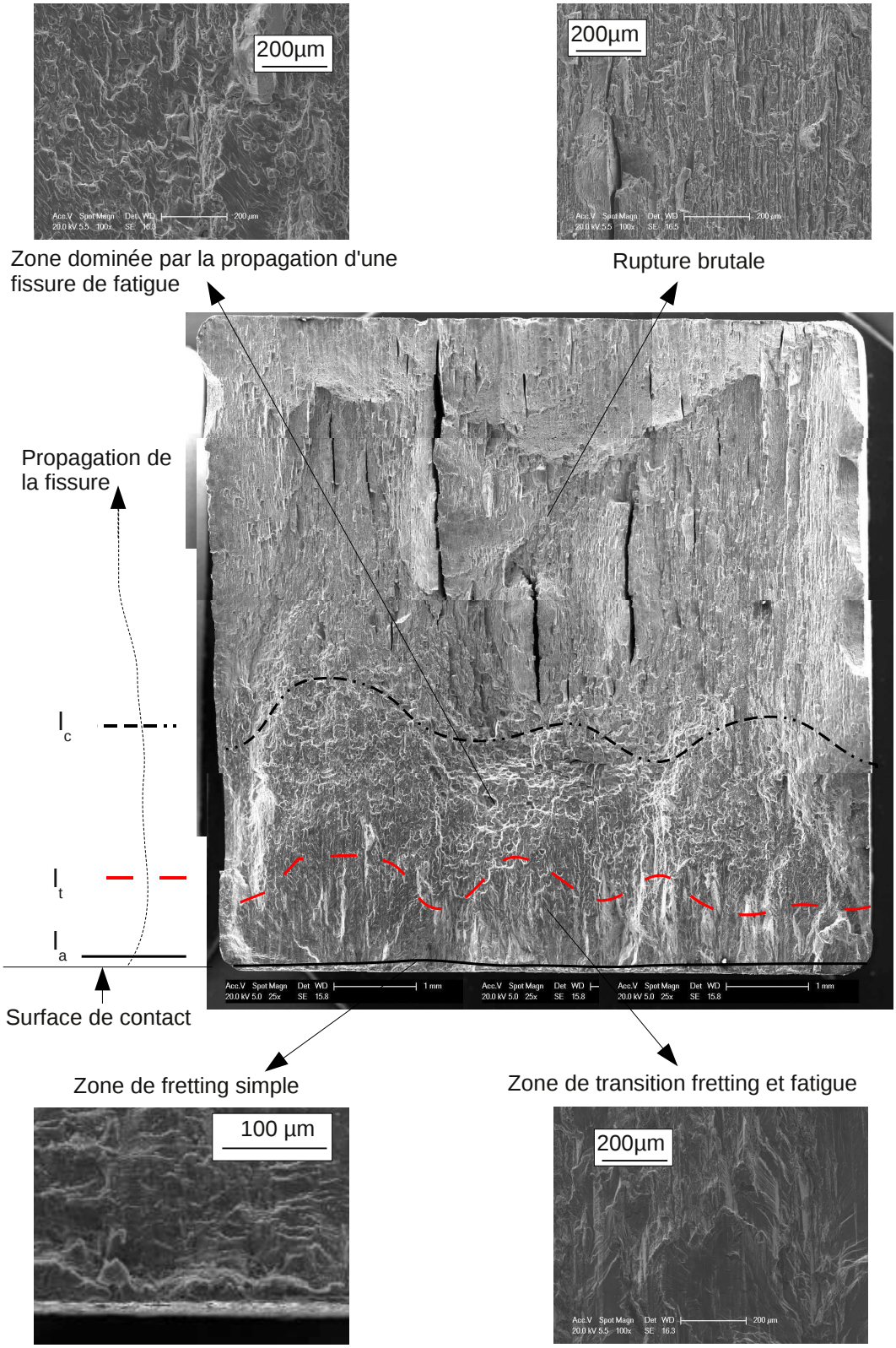
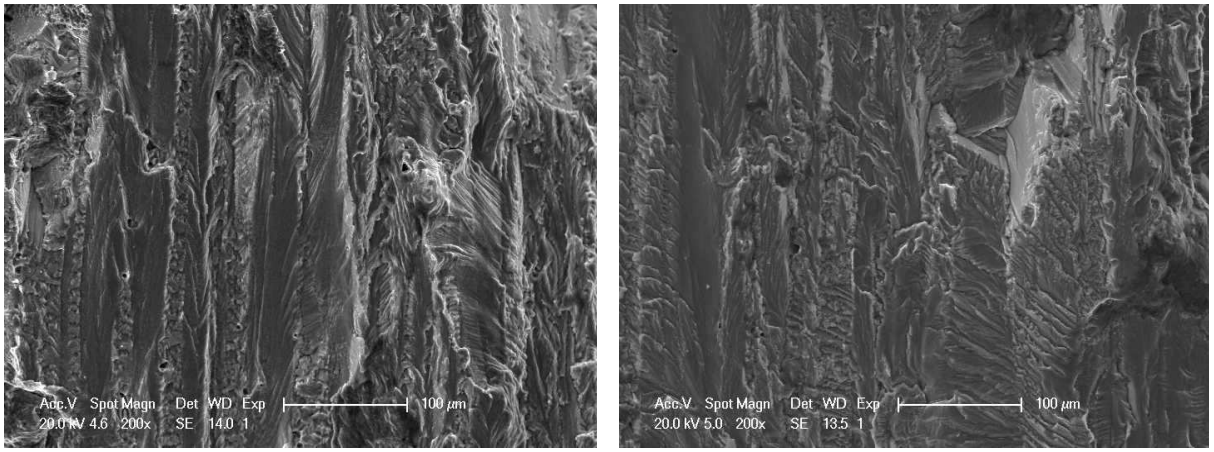


Figure IV.38: Micrographies au MEB d'un faciès de rupture d'une éprouvette de fretting-fatigue en 2196-T8 mettant en évidence différentes zones correspondant à des mécanismes de fissuration différents.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés



2196-T8, 130N/mm, 200 MPa 2196-UA, 130N/mm, 100 MPa

Figure IV.39: Micrographies au MEB de la zone proche du contact pour différents matériaux et conditions de sollicitation montrant un faciès de fissuration similaire à celui observé en fretting simple.

Grâce à la différence de morphologie du chemin de fissuration selon les mécanismes mis en jeu, nous avons déterminé sur les faciès de rupture des figures IV.40 et IV.41, les longueurs de fissures caractéristiques délimitant les différentes zones. La longueur critique l_c menant à la rupture est également mesurée. La moyenne déterminée pour chacun des matériaux et niveaux de fatigue est reportée dans le tableau IV.3.

Alliage	Contrainte max de fatigue	l_c observée (en mm)
2196-T8	125	4,40
	225	3,25
2196-UA	125	3,7
	225	3,00

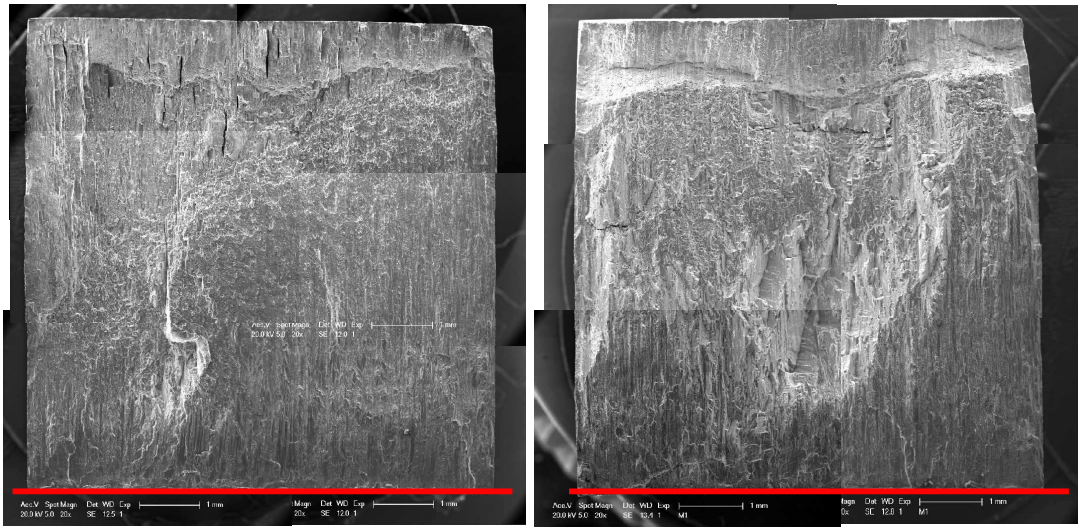
Table IV.3: Valeur moyenne mesurée sur les faciès de fretting-fatigue de la longueur critique l_c exprimée en millimètres menant à la rupture de l'échantillon.

La longueur l_t caractéristique de la transition entre propagation dominée simultanément par le fretting et la fatigue puis uniquement par la fatigue est assez facile à déterminer dans l'alliage 2196 à l'état UA car les mécanismes engendrent des faciès très différents (figure IV.42). Ceci est moins vrai pour l'état T8.

Cette longueur l_t a été mesurée pour les deux niveaux de fretting testés (Q= 130 et 240 N/mm) et deux conditions de fatigue (S = 125 et 225 MPa) pour les deux matériaux. Les valeurs trouvées sont récapitulées dans le tableau IV.4.

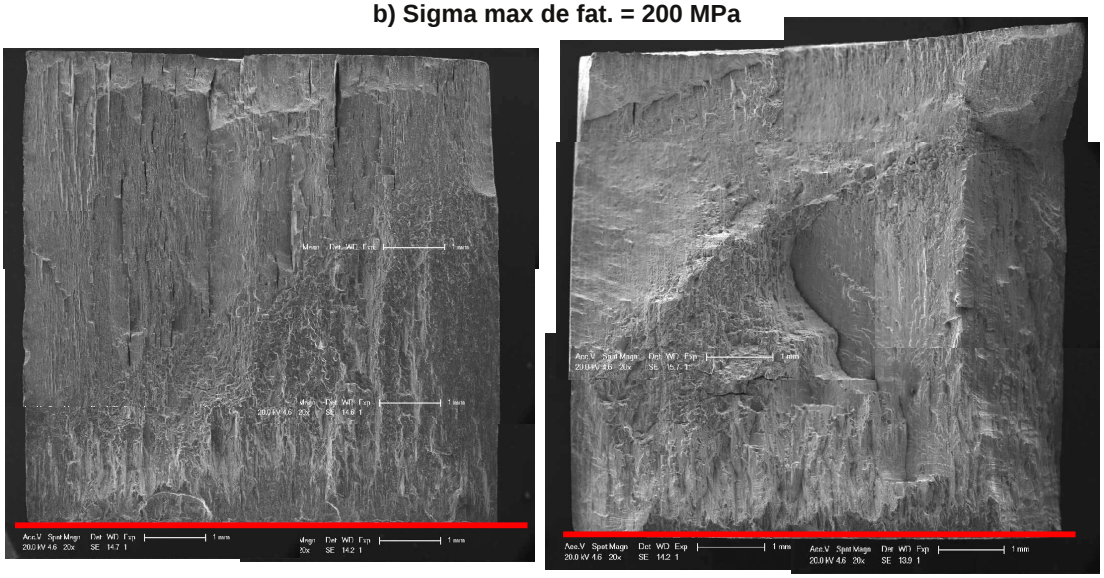
Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

a) Sigma max de fat. = 100 MPa



FFA8: 2196-T8 FFF2: 2196-UA

b) Sigma max de fat. = 200 MPa



FFA9: 2196-T8 FFF14: 2196-UA

Figure IV.40: Micrographies au MEB des faciès de rupture des échantillons de fretting fatigue sollicités à Q = 130 N/mm avec a) une faible contrainte de fatigue (100 MPa) et b) une forte contrainte de fatigue (200 MPa). La section des éprouvette est de 8×8 mm. La ligne rouge correspond à la surface de fretting.

L'analyse de la colonne concernant le matériau 2196-T8 révèle que la longueur de transition est plus faible pour la sollicitation de fretting à Q=130 N/mm que pour Q=240N/mm. Une augmentation de la force tangentielle de fretting a donc tendance à accroitre l'aire de la zone étudiée. A l'inverse, pour une valeur Q donnée, la longueur de transition diminue quand la sollicitation de fatigue augmente.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

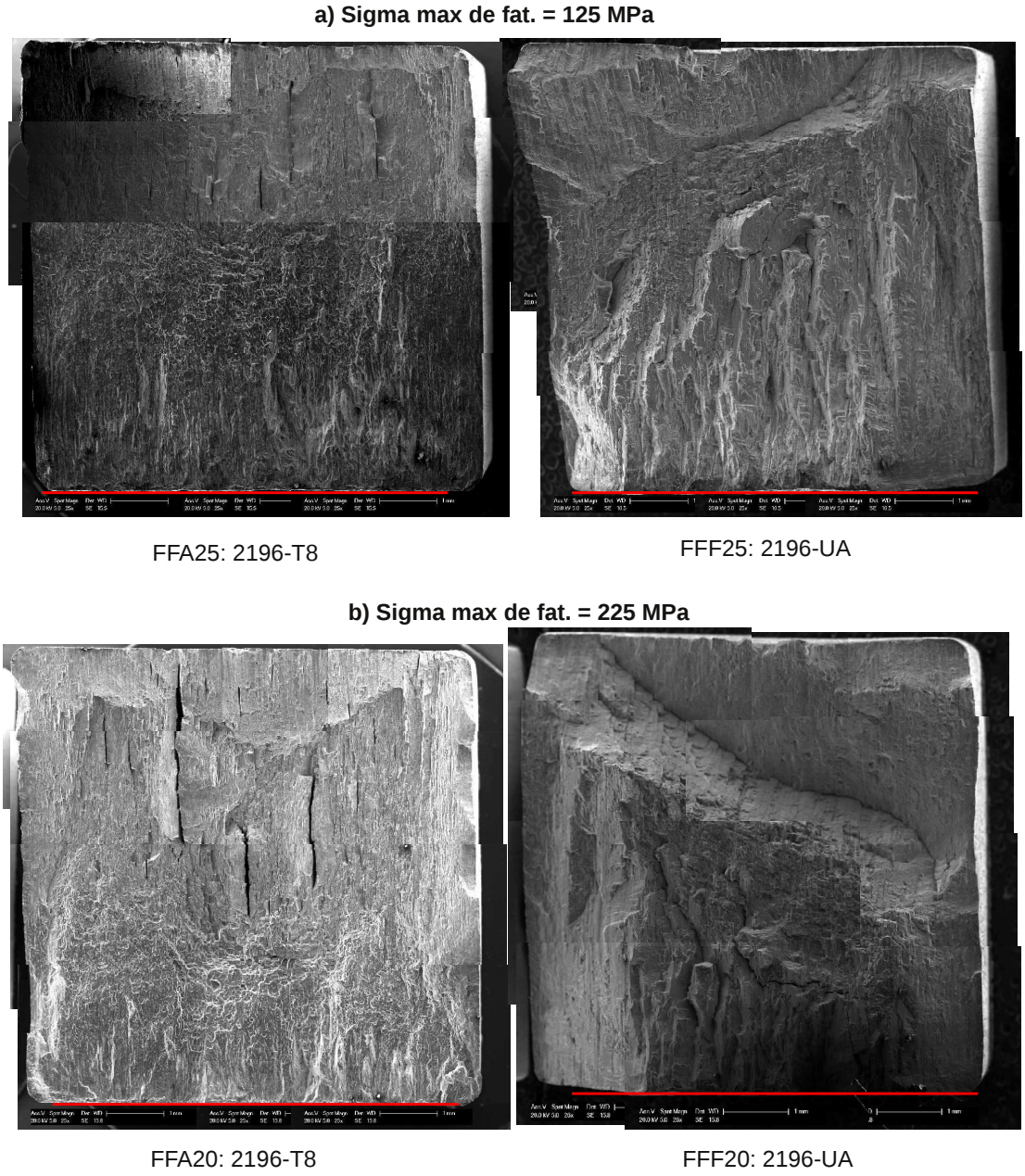


Figure IV.41: Micrographies au MEB des faciès de rupture des échantillons de fretting fatigue sollicités à Q = 240 N/mm avec a) une faible contrainte de fatigue (125MPa) et b) une forte contrainte de fatigue (225 MPa).

Pour la nuance 2196-UA, l'effet de la force tangentielle Q sur la longueur de transition l_t est moins marqué. Par contre, celle-ci est très fortement influencée par la contrainte de fatigue. Le passage de 125 à 225 MPa entraine une chute de l_t de plus de 50% à 75% selon les conditions testées. De manière globale, il ressort du tableau IV.4 que quels que soit les niveaux des différents chargements, l'alliage 2196 à l'état UA présente une longueur de transition l_t plus faible que l'état T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Conditions de		Matériau	
fretting	fatigue	2196-T8	2196-UA
Q=130 N/mm	S=125 MPa	1,56 - 1,41 (2)	0,96 (1)
	S=225 MPa	0,85 (1)	0,24 (1)
Q=240 N/mm	S=125 MPa	1,92 - 2,14 - 1,73 (3)	0,44 - 0,88 - 0,32 - 0,44 (4)
	S=225 MPa	1,06 - 1,26 - 1,26 (3)	0,21 - 0,27 - 0,32 (3)

Table IV.4: Valeur mesurée de la longueur de transition l_t exprimée en millimètres entre la zone de propagation dominée par le fretting et la fatigue et celle engendrée uniquement par la fatigue. Le chiffre entre parenthèses correspond au nombre de faciès observés au MEB.

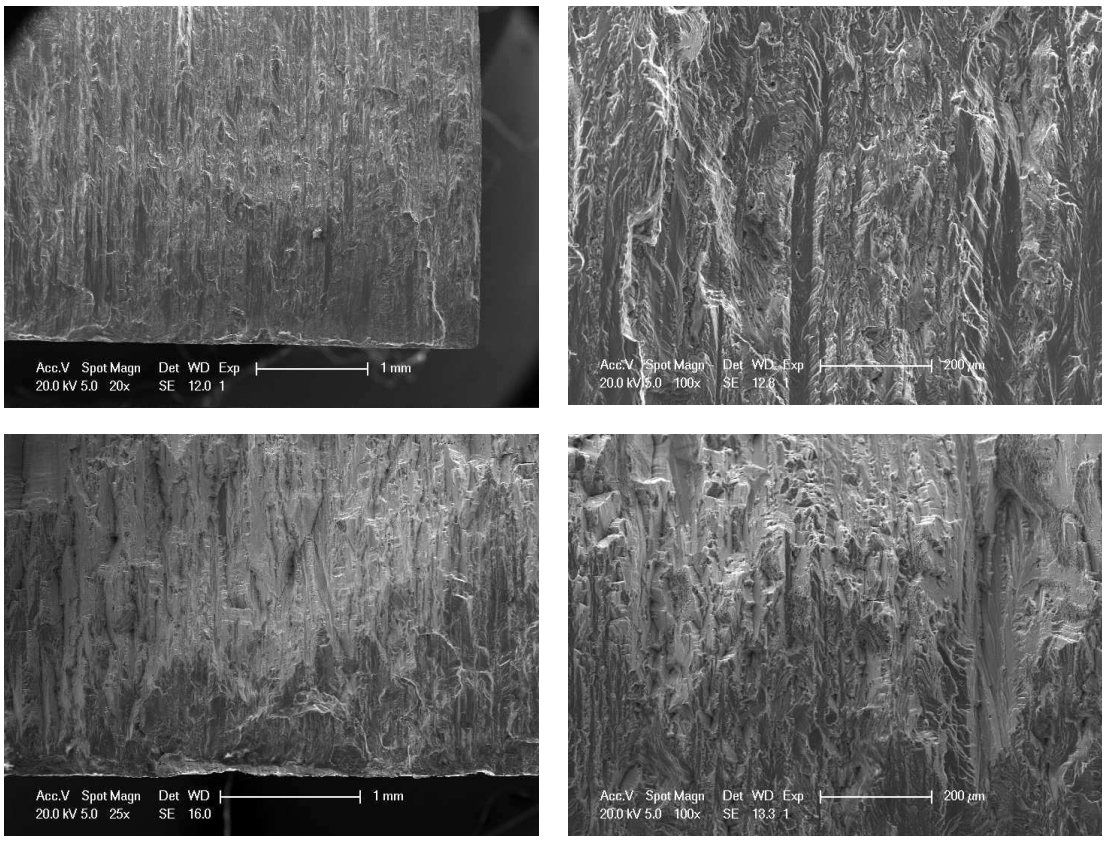


Figure IV.42: Micrographies au MEB détaillant la zone de transition de domination fatigue + fretting et fatigue uniquement.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

CHAPITRE V

Discussions

V.1 Interprétations et conclusions sur la fissuration en fatigue

Bien que les éprouvettes trouées présentent globalement la même durée de vie dans les conditions de sollicitation testées ($\sigma_{MAX} = 200MPa$ et $R = 0,1$) (figure III.5) et ce quel que soit l'alliage dont elles sont issues (2050 et 2196) et l'état thermique (T8 et UA), les chemins de fissurations font apparaitre d'importantes différences aussi bien à la surface polie que sur les faciès de rupture. Les conditions sévères de sollicitation ne gomment donc qu'en partie l'effet de la microstructure qui joue un rôle fondamental sur le comportement de la fissure.

Indépendamment de son état thermique, l'alliage 2196 a tendance à subir un amorçage privilégié des fissures au niveau des intermétalliques qui sont plus gros (mais moins nombreux) que dans l'alliage 2050 pour les tôles étudiées dans ce travail. Ces observations sont en accord avec la littérature [Murakami 94, Miyasato 93] et se retrouvent dans le nombre moyen de cycle à l'amorçage N_{250} des matériaux 2196-T8 et UA qui est légèrement plus faible que pour les matériaux 2050 à l'état T8 (deux sens de prélèvement) et aussi dans l'indice de dispersion qui est également moins élevé (voir tableau III.2). On rappelle que la faible valeur de N_{250} pour l'alliage 2050-UA est certainement due à l'activation de la plasticité au bord du trou, conduisant à un amorçage rapide de la fissure et non à la présence de particules intermétalliques.

Dans la littérature, les joints de grains apparaissent comme un paramètre important pouvant influencer le chemin de fissuration car ils constituent des barrières microstructurales pour le mouvement des dislocations. Les analyses EBSD réalisées sur des fissures de 1 à 2 mm issues d'essais de fatigue interrompus ont pu mettre en évidence une corrélation entre joints de grains et déviation et/ou ramification de la fissure pour les alliages 2196 et 2050 à l'état UA. A l'inverse, les alliages à l'état T8 se révèlent, pour l'essentiel, insensibles aux joints de grains.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Concernant l'orientation des grains, les analyses EBSD n'ont pas été effectuées sur des surfaces de taille assez importante pour obtenir des données quantitatives de texture mais elle permettent néanmoins de retrouver une signature du laminage des tôles. Les alliages 2196 présentent plutôt une texture forte de laminage avec une certaine continuité d'orientation entre les grains alors que l'alliage 2050 possède un taux de recristallisation non négligeable et donc des désorientations entre grains plus importantes. Bien que les deux alliages présentent ces différences de « texture », ils possèdent un comportement similaire aussi bien à l'état T8, qu'à l'état UA.

Des examens à plus faible échelle ont permis de visualiser au MET la structure de dislocations dans les alliages 2196-T8 et UA à l'état initial et après déformation. L'alliage 2196-UA, contenant principalement des précipités δ', montre des alignements des dislocations induits par la déformation cyclique. Ces alignements sont l'empreinte d'un glissement planaire des dislocations, qui conduit à une déformation très hétérogène et à une fissuration privilégiée sur certains plans [Downham 89, Venkateswara Rao 92, Gomiero 90]. Ce phénomène correspond tout à fait aux observations optiques et MEB réalisées sur l'alliage 2196-UA montrant un faciès assez tortueux à une échelle macroscopique avec des portions lisses sur des distances de l'ordre du grain, voire de quelques grains. Les plans activés dans un grain peuvent être prolongés dans le grain voisin grâce à la continuité de texture du 2196 et la fissure peut ainsi traverser plusieurs grains avant de rencontrer un grain fortement désorienté. Les déviations sont donc peu nombreuses mais avec des angles généralement importants ce qui génère une fissure tortueuse à faible grandissement, qui risque d'être plus sensible au phénomène de fermeture de fissure par rugosité [Yoder 89].

Les dislocations dans l'alliage 2196-T8 sont plus difficiles à examiner car il n'est pas possible de les imager seules, la précipitation $T1$ présente dans cet alliage (la phase δ' est également présente) gêne l'obtention de clichés en mode deux ondes. Cependant aucune trace d'alignement n'a pu être mis en évidence, ce qui confirme le fait que la précipitation de la phase $T1$ lors du traitement de revenu réduit fortement le glissement planaire des dislocations. La déformation est beaucoup plus homogène et conduit à une fissure beaucoup plus rectiligne à faible grandissement (globalement perpendiculaire à la direction de sollicitation) et assez mouvementée à fort grandissement. La fissure qui ne suit pas de plan de glissement sur de longues distances, ne ressent alors que faiblement les joints de grains ou les variations de texture.

Les observations réalisées sur l'alliage 2050-T8 sont similaires à celles sur le 2196-T8, les mêmes conclusions peuvent donc être tirées concernant le caractère homogène de la déformation ainsi que la non-sensibilité aux grains (taille et orientation). Les précipités $T1$ étant la phase majoritaire dans cet alliage, ces caractéristiques lui sont donc attribuées. En revenant à l'alliage 2196 à l'état T8, mixant $T1$ et δ', nous pouvons dire que le caractère cisaillable de δ' ne joue un rôle significatif sur le chemin de fissuration que si cette phase est la seule à précipiter.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Le temps nous a malheureusement manqué pour réaliser une analyse MET sur l'alliage 2050 à l'état UA. Par comparaison avec les autres alliages et en suivant un raisonnement similaire, il est cependant possible de proposer un mécanisme de fissuration pour celui-ci. Aucune trace de précipitation n'a été observée pour le matériau 2050-UA, ce qui suggère la présence d'une phase précipitée de très faible taille (e.g. zone G.P) pouvant être à priori cisaillée par les dislocations entrainant un caractère planaire de la déformation qui aboutit à une fissuration cristallographique. L'alliage 2050 étant moins texturé que le 2196 et la fissure sensible aux joints de grains, seule barrière microstructurale en l'absence de précipités, le chemin de fissuration est susceptible de comporter de plus nombreuses déviations par rapport à l'alliage 2196-UA, présentant une méso-texture. Cette proposition de mécanisme est cohérente avec les faciès de rupture et les chemins de fissuration analysées en microscopie optique et électronique (EBSD).

A partir de ces différentes observations et analyses sur le lien entre chemin de fissuration et microstructure, il est possible de définir qualitativement la microstructure permettant à priori de mieux résister à la fissuration en fatigue. L'alliage 2196 (T8 et UA) est dans cette étude fortement pénalisé par la présence d'intermétalliques d'assez grande dimension. Une piste d'amélioration serait donc de réduire au maximum la présence et la taille de ces particules avec un alliage de plus haute pureté.

Les alliages à l'état UA ont l'avantage d'engendrer des fissures cristallographiques fortement déviées permettant une propagation de fissure ralentie par RICC. Cependant il faut garder à l'esprit que ce sous-revenu va de pair avec une limite d'élasticité plus faible, qui peut effacer le bénéfice obtenu par l'augmentation du phénomène de fermeture. Cet effet est visible sur l'alliage 2196, pour lequel le ratio Np/Nr est similaire pour les deux traitements thermiques. Pour l'alliage 2050, l'état UA conserve une meilleure résistance à la propagation de la fissure ($N_p(UA) > N_p(T8)$) que l'état T8 grâce à la combinaison de RICC et aussi de PICC due à la zone plastique en bord de trou.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

V.2 Interprétations et discussions sur la fissuration en fretting et fretting-fatigue.

La fissuration en fretting simple est assez hétérogène et ce quel que soit le matériau. Tout d'abord, la tomographie a montré que, comme l'avait proposé Proudhon, le mécanisme de début de fissuration consiste en un multi-amorçage dans certains grains de part et d'autre de la génératrice du contact cylindrique. L'hypothèse d'un amorçage préférentiel dans les grains ayant une orientation cristalline favorable n'a pas pu être démontrée dans ce travail mais reste un mécanisme probable. Chaque petite fissure se propage alors et prend macroscopiquement la forme d'une demi-ellipse jusqu'à la coalescence de celles-ci et l'obtention d'un front de fissuration continu. Assez rapidement un déséquilibre survient entre les deux cotés de la génératrice et une des deux fissures devient prépondérante. C'est alors la propagation de celle-ci qui nous intéresse et plus précisément la morphologie du chemin de fissuration.

Les analyses 2D après attaque Keller montrent que le cheminement de la fissure est très variable au sein d'un même matériau : selon la position de la face observée dans l'épaisseur de l'échantillon, la fissure peut apparaitre rectiligne ou tortueuse, unique ou branchée, il peut même y avoir deux fissures distinctes. Cette hétérogénéité rend difficile la comparaison des différents alliages et revenus. Afin de remédier à cela, une technique originale d'analyse 3D consistant à observer les lèvres de la fissure après rupture par flexion de l'échantillon a été développée. Celle-ci a permis dans un premier temps de vérifier que les longueurs maximales de fissures mesurées sur 3 plans étaient bien représentatives de toute l'épaisseur de l'échantillon pour Q élevée (< 210N/mm). Par cette méthode, nous avons aussi pu mettre en évidence la présence des « pétales » signature du multi-amorçage. Les faciès obtenus présentent une surface rugueuse avec des oscillations très fines. Les joints de grains se repèrent sur les faciès par un décalage de ces oscillations et sont visibles sur tous les types d'échantillons.

D'après la figure IV.10 du chapitre 3, la taille et forme des grains n'a pas d'influence sur la longueur de fissuration dans l'alliage 2050 à l'état T8. La comparaison des figures IV.32 et IV.33 suggère que les sites d'amorçage sont plus nombreux pour les échantillons L-T que pour ceux prélevés dans le sens L-S. En effet dans ce dernier cas, le nombre de grains directement en contact avec la génératrice du cylindre est beaucoup plus faible que pour le prélèvement L-T. Les grains ayant une orientation cristalline favorable sont donc moins nombreux et conduisent à un moins grand nombre de « pétales » sur le front de fissuration. La figure IV.10 montre aussi une plus grande hétérogénéité dans les essais pour les échantillons L-S. Le faible nombre de grains en bord de contact ne permet pas une bonne reproductibilité des essais : lors d'un essai, il peut y avoir un grain favorablement orienté en surface et alors la fissuration sera facilitée, à l'inverse la fissuration peut être fortement diminuée. Pour les essais sur les échantillons L-T, le grand nombre de grains efface cet effet, il y aura toujours des grains dont l'orientation cristalline est compatible avec la fissuration.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Concernant l'effet du revenu (étudié sur des échantillons L-T), les longueurs de fissuration diffèrent d'un facteur 2 pour les alliages, entre l'état UA et l'état T8 dans les conditions de fretting testées (force normale P=3492N et force tangentielle Q comprise entre 75 et 275N/mm). Les matériaux à l'état UA ont une meilleure résistance à la fissuration en fretting. Les observations 3D des faciès de rupture ne suffisent pas pour constater des différences en terme de chemin de fissuration, ce sont donc les données tomographiques qui ont été utilisées et traitées de manière à obtenir un rendu colorisé de la fissure. Cette méthode a permis de mettre en évidence une zone à proximité du contact d'aspect semblable sur les échantillons, pour laquelle la fissure est très chahutée. Après celle-ci, en continuant dans la profondeur, les alliages à l'état T8 présentent une stabilisation de la direction de la fissure, la taille caractéristique des facettes (couleur uniforme) augmente alors que la fissuration dans les alliages à l'état UA reste très perturbée. Sur les différents types d'analyses effectués pour caractériser les fissures de fretting, cette observation qualitative est la seule à différencier la fissuration entre les états UA et T8. Il semble donc que la différence en terme de longueur de fissuration après 100 000 cycles de fretting soit due à un chemin globalement plus tortueux dans les alliages à l'état UA. Le temps imparti dans ce travail ne nous a pas permis d'aller plus loin dans les analyses.

En complément, des essais de fretting-fatigue sur un montage double-vérin permettant de décorréler l'effort de fatigue et celui de fretting ont été réalisés sur l'alliage 2196 aux deux états de revenu. Ceux-ci nous ont permis de voir l'influence du fretting sur le comportement en fatigue. Plus la force tangentielle de fretting est élevée, plus la durée de vie des échantillons est réduite et plus le coefficient d'abattement est important. Les deux explications de ce phénomène sont que la sollicitation de fretting réduit considérablement la période d'amorçage de la fissure, et de plus que le multi-amorçage conduit assez rapidement à une fissure traversante dans l'éprouvette contrairement aux essais réalisés en fatigue simple.

Sur les faciès de rupture des éprouvettes de fretting-fatigue, la zone dominée par la fatigue est très facilement identifiable, son aspect est similaire à celui des faciès obtenus sur éprouvettes lisses et trouées de fatigue. Celle-ci est encadrée, loin du contact par la zone de rupture finale et proche de la surface de contact d'une zone assez rugueuse et semblable aux faciès obtenus en fretting simple. Les longueurs caractéristiques l_c pour la longueur critique à rupture et l_t pour la longueur de transition ont pu être déterminées. La longueur l_c dépend uniquement des conditions de fatigue alors que la longueur l_t est fonction des paramètres d'essai de fretting et de fatigue. Pour les deux revenus, à contrainte de fatigue fixée, la longueur l_t augmente avec la force tangentielle de fretting appliquée Q. A l'inverse, pour des Q identiques, la longueur de transition est plus importante pour 125 MPa que pour 225 MPa. Ces remarques laissent penser que cette première zone de propagation est principalement dominée par la sollicitation de fretting, et que plus la contrainte de fatigue associée sera élevée, plus rapidement celle-ci deviendra la force motrice de la fissuration entrainant une réduction de l_t.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

L'effet du revenu sur l'alliage 2196 se visualise sur les faciès avec deux caractéristiques : la première concerne l'aspect de surface de la zone de propagation en fatigue avec un faciès assez lisse et de fortes déviations pour l'état UA et un faciès rugueux sans déviations importantes pour l'état T8. Le second aspect concerne la zone affectée par le contact. En effet, pour des conditions de fretting et de fatigue identiques, la longueur l_t est toujours supérieure dans l'alliage 2196 à l'état T8 qu'à l'état UA. Ces observations sont en accord avec les essais de fretting simple pour lesquels les fissures dans les échantillons à l'état UA sont toujours plus courtes que celles analysées à l'état T8. Au final, ces différences ne se traduisent que faiblement sur la durée de vie totale.

V.3 Construction d'un « modèle » de fissuration en fretting-fatigue

Le but de cette partie est d'essayer de proposer un calcul des durées de vie en fretting-fatigue à partir des données à notre disposition. L'approche adoptée repose sur les cinétiques de fissuration en fatigue mesurées et les observations des faciès de rupture des éprouvettes de fretting-fatigue. Intéressons nous dans un premier temps au matériau 2196-T8 pour lequel les données de comportement en fatigue et fretting sont les plus complètes. Plusieurs hypothèses ont été prises sur le mécanisme d'amorçage.

V.3.1 Calcul de la durée de vie en fatigue uni-axiale seule

V.3.1.a Hypothèses du calcul

Ce calcul est basé sur l'hypothèse que la sollicitation de fretting permet d'amorcer immédiatement une fissure. Le nombre de cycles à l'amorçage N_a est ainsi réduit à zéro et la durée de vie est contrôlée par la propagation d'une fissure de fatigue selon une loi de Paris (fissure longue). Autrement dit, le fretting n'intervient pas sur la propagation. Cette hypothèse fait apparaître deux longueurs caractéristiques. Tout d'abord, la longueur d'amorçage l_a qui est choisie égale à $20\mu m$: cette valeur est du même ordre de grandeur que la taille de la première zone dominée par le fretting sur les faciès de rupture ainsi que de la longueur de la fissure détectable en microscopie optique sur les éprouvettes trouées ; la longueur critique l_c menant à la rupture finale de l'échantillon intervient également comme borne supérieure lors de l'intégration de la loi de Paris.

V.3.1.b Calcul de la longueur critique l_c

La rupture a lieu quand la valeur du facteur d'intensité de contrainte K est supérieure ou égale à la ténacité K_C de l'alliage. En considérant la géométrie des éprouvette de fretting-fatigue, il est possible de se ramener à une expression existante dans la littérature : fissure latérale dans une éprouvette sollicitée en mode I qui prend la forme suivante [Miannay 95] :

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

$$K_I = \frac{P}{B.W^{1/2}} \times \frac{\sqrt{2.\tan(\frac{\pi.a}{2W})}}{\cos(\frac{\pi.a}{2W})} \times \left[0,752 + 2,02\left(\frac{a}{W}\right) + 0,37\left(1 - \sin(\frac{\pi.a}{2W})\right)^3\right] \quad \text{(V.1)}$$

Où P est la force maximale appliquée (en Newtons) à l'éprouvette, B et W respectivement l'épaisseur et la largeur de celle-ci (exprimées en mètres), et a la longueur de la fissure (figure V.1).

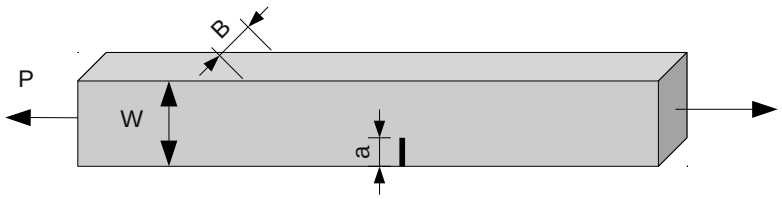


Figure V.1: Paramètres géométriques permettant le calcul du facteur d'intensité des contraintes dans le cas d'une éprouvette entaillée sollicitée en mode I.

Pour l'alliage 2196, la valeur de K_{IC}, mesurée par Alcan, est égale à $26MPa\sqrt{m}$ à l'état T8 et $52MPa\sqrt{m}$ à l'état T8. Pour la valeur de force P, correspondant à une contrainte de fatigue de 125 ou 225 MPa, la valeur de K_I est calculée pour différentes longueurs de fissures.

La longueur de la fissure l_c menant à rupture (c'est à dire quand $K_I = K_{IC}$) est reportée en fonction de la contrainte appliquée et de l'alliage dans le tableau ci-dessous :

Alliage	Contrainte max de fatigue (MPa)	l_c calculée (en m)	l_c observée (en m)
2196-T8	125	$3,17.10^{-3}$	$4,40.10^{-3}$
	225	$1,95.10^{-3}$	$3,25.10^{-3}$
2196-UA	125	$4,11.10^{-3}$	$3,7.10^{-3}$
	225	$2,95.10^{-3}$	$3,00.10^{-3}$

Table V.1: Longueur de la fissure l_c menant à la rupture brutale de l'éprouvette en fonction de la contrainte de fatigue appliquée. La valeur déterminée par le calcul est comparée à la longueur mesurée sur les faciès de rupture.

Le tableau V.1 compare les valeurs expérimentales déterminées pour l_c dans le Chapitre III à celles obtenues par le calcul. Pour l'alliage 2196 à l'état UA, les valeurs de l_c sont très proches. La différence est un peu plus grande pour l'état T8. Celle-ci peut éventuellement être due au phénomène de délamination assez important pour ce traitement thermique et qui retarde la rupture en déviant la fissure verticalement. Les longueurs l_c calculées seront utilisées en tant que borne d'intégration dans le calcul de la durée de vie des éprouvettes.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

V.3.1.c Propagation des fissures longues et phénomène de fermeture de fissure

La cinétique de propagation des fissures longues est déterminée grâce aux données issues d'ALCAN et des travaux de Richard [Richard 11]. La courbe $da/dN = f(\Delta K)$ est reportée sur la figure V.2.a. Les valeurs de C et m décrivant la loi de Paris (de la forme $da/dN = C.\Delta K^m$) relative aux essais expérimentaux se trouvent dans le tableau V.2. La durée de vie peut alors être calculée en intégrant la loi de Paris avec ces coefficients entre $l_a = 10\ \mu m$ et l_c.

$$\frac{da}{a^{m/2}} = C\pi^{m/2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})^m dN \quad (V.2)$$

$$\int_{l_a}^{l_c} \frac{da}{a^{m/2}} = \int_0^{DDV} C\pi^{m/2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})^m dN \quad (V.3)$$

$$\frac{2}{2-m} \times \left[a^{(1-\frac{m}{2})}\right]_{l_a}^{l_c} = \left[C\pi^{m/2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})^m N\right]_0^{DDV} \quad (V.4)$$

$$DDV = \frac{2}{2-m} \times \frac{{l_c}^{(1-\frac{m}{2})} - {l_a}^{(1-\frac{m}{2})}}{C\pi^{m/2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})^m} \quad (V.5)$$

Afin de prendre en compte le phénomène de fermeture de fissure, la correction de fermeture d'Elber est utilisée. Celui-ci propose les formules suivantes pour déterminer le ΔK_{eff} :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}\ pour\ R \geqslant 0 \quad (V.6)$$

$$\Delta K_{eff} = K_{max}\ pour\ R \leqslant -1 \quad (V.7)$$

K_{op} a été déterminé par Richard égal à $3,1 MPa.\sqrt{m}$ pour l'alliage 2196-T8 sollicité à R=0,1 à l'air ambiant [Richard 11]. La cinétique de propagation est donc retracée dans un diagramme $da/dN = f(\Delta K_{eff})$ (figureV.2.b) et les coefficients corrigés C' et m' sont déterminés (tableau V.2).

Avant correction		Après correction	
C	$2,09.10^{-11}$	C'	$2,23.10^{-10}$
m	3,46	m'	2,72

Table V.2: Coefficients décrivant la loi de Paris avant et après correction d'Elber pour l'alliage 2196-T8.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

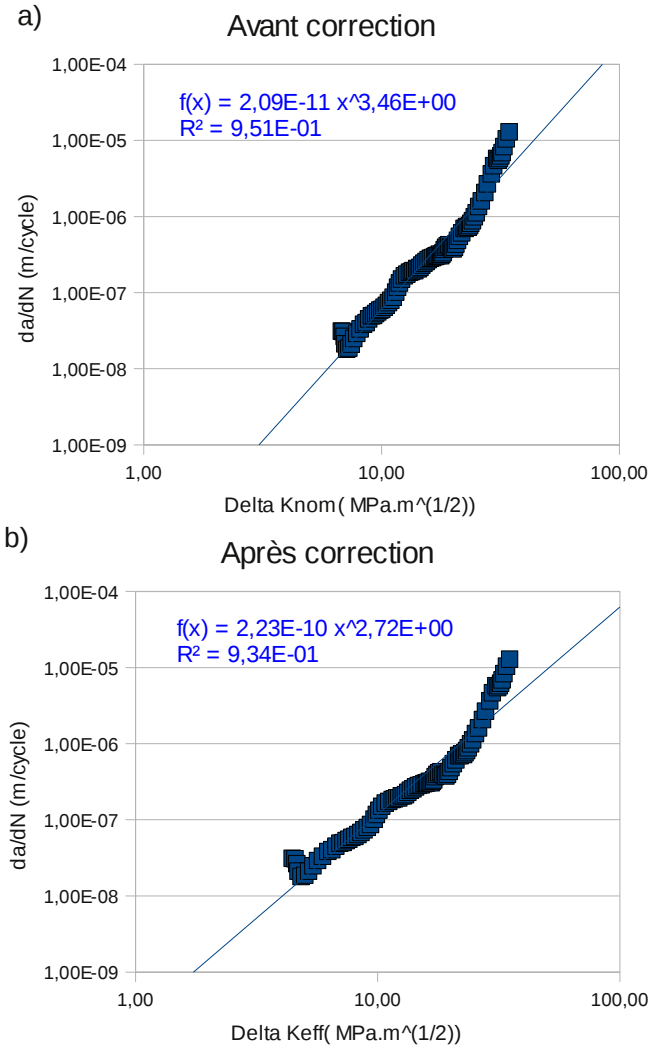


Figure V.2: Cinétiques de propagation des fissures longues sous sollicitation de fatigue a) en $\Delta K_{nominal}$ (sans correction) et b) en $\Delta K_{effectif}$ (avec prise en compte du phénomène de fermeture).

V.3.1.d Résultats

Le tableau V.3 récapitule les durées de vies obtenues en utilisant uniquement la cinétique en fatigue pour la détermination de la durée de vie des éprouvettes en 2196-T8 en fretting-fatigue (Q=240N/mm).

La durée de vie est obtenue en intégrant la loi de Paris entre $l_a = 20\mu m$ et la longueur l_c précédemment déterminée. L'utilisation de la loi de Paris sans correction de fermeture donne des durées de vie très supérieures (plus d'un facteur 7) à celles obtenues expérimentalement. Il apparait donc nécessaire d'utiliser la correction d'Elber. Les durées de vie recalculées donnent alors 285 300 cycles au lieu de 227 400 cycles pour S=125MPa et 55 500 cycles au lieu de 35 700 cycles pour S=225 MPa. Ce premier modèle surestime donc légèrement les durées de vie mais donne des ordres de grandeurs intéressants (erreur inférieure à un facteur 1,5) pour Q= 240N/mm.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Contrainte de fatigue		S=125 MPa	S=225 MPa
MESURES		**227 400**	**35 700**
CALCULS			
loi de Paris sans correction	l_c calculée	1 900 300	246 000
loi de Paris avec correction	l_c calculée	285 300	55 500
loi de Paris avec correction	l_c mesurée	291 400	57 800

Table V.3: Durées de vie expérimentales et calculées selon les conditions choisies pour la cinétique en fatigue simple (Q= 240N/mm).

Notons que les mêmes calculs ont été repris en utilisant la longueur critique l_c mesurée au lieu de celle calculée avec les facteurs d'intensité des contraintes (dernière ligne du tableau V.3). Mêmes si les valeurs mesurées sont un peu plus élevées que les valeurs calculées, celles-ci entrainent des durées de vies similaires. Afin de garder une certaine homogénéité pour la suite, les valeurs calculées seront conservées.

Ce modèle, basé uniquement sur la fatigue uni-axiale, ne dépend pas de la valeur de la force tangentielle Q de fretting et nous considérons que l'amorçage se fait instantanément. Cette hypothèse n'est valable que si la force tangentielle Q est élevée. Ce modèle n'est donc pas utilisable pour les faibles valeurs de Q. En effet, le tableau V.4 montre que les essais réalisés à Q= 130N/mm pour les mêmes conditions de fatigue (125 MPa et 225 MPa) donnent des durées de vie expérimentales supérieures à celles déterminées par le calcul. Pour améliorer le calcul et tenter de prendre en compte la sollicitation de fretting-fatigue, il est donc nécessaire d'inclure une partie de propagation avec influence du fretting.

Contrainte de fatigue	S=125 MPa	S=225 MPa
DDV calculée (indépendante de Q)	285 300	55 500
DDV expérimentalespour Q=130N/mm	382 200	69 800

Table V.4: Comparaison des durées de vie calculées et expérimentales pour une sollicitation de Q= 130N/mm.

V.3.2 Calcul de la durée de vie sous l'effet combiné des efforts de fatigue uni-axiale et fretting

Nous ne disposons pas de courbe $a = f(N)$ ou $da/dN = f(\Delta K)$ en fretting-fatigue. Des méthodes permettant de le faire sont en cours de validation : émission acoustique et/ou observations optiques en bout de contact. Par calcul analytique, il est cependant possible de déterminer le facteur d'intensité des contraintes ΔK vu par la fissure sous le chargement complexe dû au contact. Pour déterminer le nombre de cycles de propagation en fretting-fatigue, une **hypothèse majeure** est effectuée : **la vitesse de fissuration sous le contact en fretting-fatigue est considérée comme identique à celle mesurée en fatigue**. La loi de Paris déterminée par Richard [Richard 11] en fatigue sera donc intégrée selon le profil de ΔK calculé en fretting-fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

V.3.2.a Détermination du facteur d'intensité de contrainte ΔK en fretting-fatigue

Des calculs FORTRAN ont été menés afin de calculer le facteur d'intensité des contraintes ΔK vu par la fissure sous le chargement complexe dû au contact. La fissure est considérée comme rectiligne, perpendiculaire à la surface de sollicitation et débouchante. Avec l'utilisation des fonctions de poids décrites dans l'annexe B, trois cas ont été analysés : sollicitation de fretting simple FS de Q=240N/mm, sollicitation de fretting-fatigue FF125 (Q=240N/mm + S=125MPa) et sollicitation de fretting-fatigue FF225 (Q=240N/mm + S=225MPa). Comme illustré sur la figure V.3 qui regroupe les résultats du calcul, en fretting simple, le facteur d'intensité des contraintes K diminue après une augmentation initiale : la fissure a en effet tendance à ralentir et s'arrêter. Si un chargement de fatigue est superposé, celui-ci prend le relais et le coefficient ΔK continue d'augmenter. Cet effet est d'autant plus marqué que la contrainte de fatigue imposée est élevée.

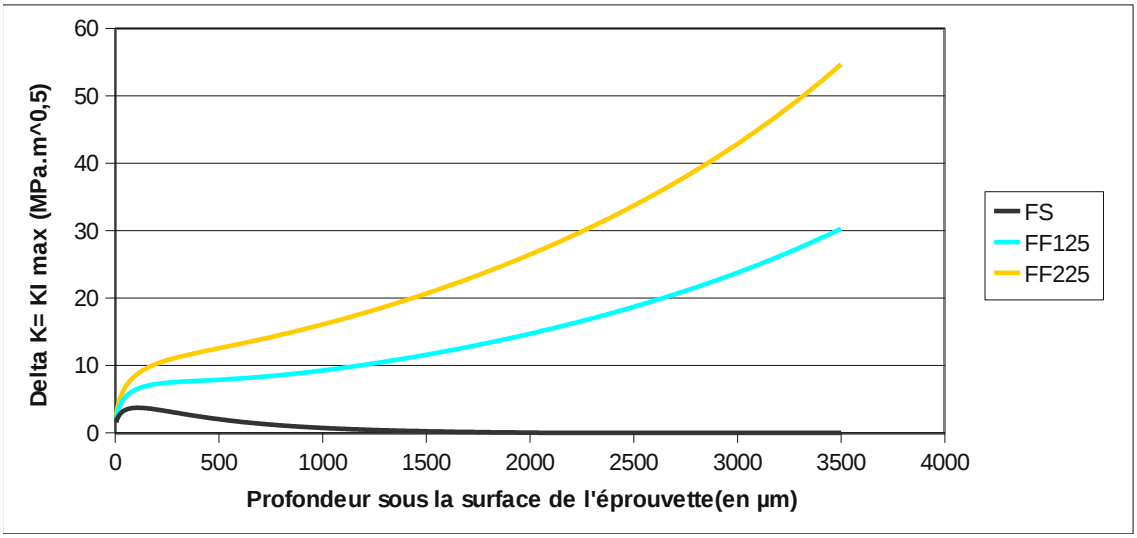


Figure V.3: Evolution de ΔK sous le contact selon la sollicitation appliquée : fretting simple FS de Q=240N/mm, fretting-fatigue FF125 (Q=240N/mm + S=125MPa) et FF225 (Q=240N/mm + S=225MPa).

V.3.2.b Validation des calculs analytiques

Afin de vérifier si les calculs analytiques sont corrects, le profil du facteur d'intensité des contraintes a été calculé pour les éprouvettes sollicités en fatigue à 125MPa (F125) et 225MPa (F225) avec une force de fretting nulle (Q= 0 N/mm). Les profils sont comparés aux précédents sur la figure V.4.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

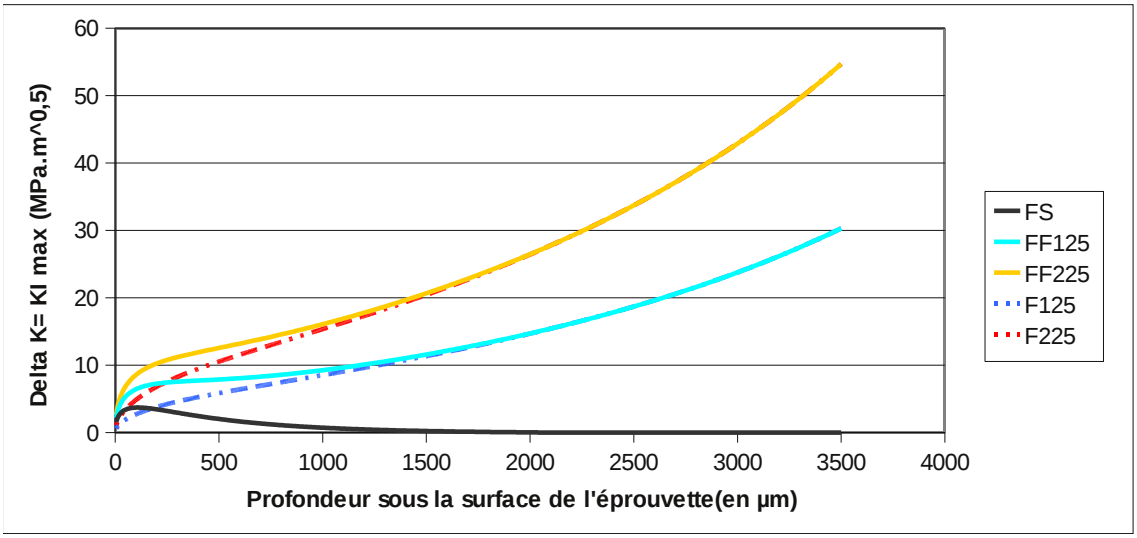


Figure V.4: Calcul de l'évolution de ΔK sous le contact pour une sollicitation de fatigue simple : F125 (Q=0N/mm + S=125MPa) et F225 (Q=0N/mm + S=225MPa).

La loi de Paris déterminée par Richard [Richard 11] en fatigue est donc intégrée pas à pas selon le profil de ΔK calculé. Les durées de vie trouvées sont respectivement égales à 294 600 cycles et 60 000 cycles pour une contrainte de fatigue de 125 et 225 MPa. Celle-ci sont similaires à celles déterminées par le premier modèle et permet de valider la méthode de calcul analytique.

V.3.2.c Résultats et ajustements

L'intégration pas à pas entre $l_a = 20\mu m$ et l_c de la loi de Paris en fatigue selon le profil du facteur d'intensité des contraintes ΔK donne une durée de vie de 54 600 cycles pour la sollicitation FF125 et 16 500 cycles pour FF225. Ces valeurs sont très inférieures aux durées de vie expérimentales ce qui invalide cette approche d'intégrer la loi à partir de $l_a = 20\mu m$. Il est nécessaire d'introduire une longueur initiale plus longue et d'y associer un nombre de cycle N_a non nul.

Une hypothèse supplémentaire est alors effectuée et consiste à supposer que la cinétique en fretting-fatigue est identique à celle de fretting simple dans la première phase de propagation. Un essai de fretting simple supplémentaire pour Q=240N/mm (et P=3492N) a été réalisé et interrompu après 50 000 cycles. La longueur de la fissure de fretting générée par ces conditions a été déterminée par observation optique à 175 μm. Cette donc cette valeur qui est utilisée comme longueur l_a pour l'intégration. Comme le montre le tableau V.5, la durée de vie globale de l'éprouvette est donc la somme du nombre de cycle N_a nécessaire à obtenir une longueur de fissure égale à l_a et du nombre de cycle N_p déterminé par l'intégration de la loi de fatigue entre l_a et l_c selon le profil de ΔK en fretting-fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Contrainte de fatigue	S=125 MPa	S=225 MPa
N_a	50 000	50 000
N_p	41 200	9 850
Somme	91 200	59 850
MESURES	**227 400**	**35 700**

Table V.5: Durées de vie calculée en considérant une décomposition : nombre de cycle N_a pour atteindre une fissure donnée (calculée en fretting simple) et nombre de cycle de propagation N_p en fretting-fatigue.

Les résultats obtenus sont légèrement meilleurs mais peinent à décrire la réalité. La durée de vie pour 125 MPa reste sous-estimée alors que celle pour 225 MPa est supérieure à la valeur expérimentale. En observant les faciès de rupture des éprouvettes de fretting-fatigue, nous avons déterminé (chapitre IV) une longueur l_t caractéristique de la transition entre une propagation influencée à la fois par la sollicitation de fretting et de fatigue et une propagation sous le seul effet de la fatigue. Un ajustement du modèle en utilisant cette longueur peut être réalisé. La durée de vie totale se décompose alors de la manière suivante : DDV = N_a + $N_{p(FF)}$ + $N_{p(F)}$ où $N_{p(FF)}$ correspond à l'intégration de la loi de fatigue en suivant le profil ΔK de fretting-fatigue entre l_a et l_t et $N_{p(F)}$ à l'intégration de la loi de fatigue selon le profil ΔK de fatigue simple entre l_t et l_c. Pour rappel, la longueur l_t a été mesurée égale à 1,93 mm pour S= 125 MPa et 1,19 pour 225 MPa.

Contrainte de fatigue	S=125 MPa	S=225 MPa
N_a	50 000	50 000
$N_{p(FF)}$	37 200	8 150
$N_{p(F)}$	21 100	3 900
Somme	108 300	62 050
MESURES	**227 400**	**35 700**

Table V.6: Durées de vie calculée en considérant une décomposition : nombre de cycle N_a pour atteindre une fissure donnée (calculée en fretting simple) et nombre de cycle de propagation $N_{p(FF)}$ en fretting-fatigue puis $N_{p(F)}$ en fatigue.

Le tableau V.6 montre que cet ajustement conduit à la bonne tendance : l'écart entre la durée de vie calculée et expérimentales diminue par rapport au précédent calcul pour S=125 MPa. Dans le cas de la sollicitation à 225 MPa, par contre, la durée de vie reste surestimée. Ceci peut être expliqué par le fait que la contrainte de fatigue joue un rôle d'autant plus important que sa valeur est forte. Celle-ci doit avoir un rôle non négligeable sur la cinétique de propagation des fissures courtes, réduisant très probablement le nombre de cycles à l'amorçage N_a.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

V.3.3 Conclusions

La méthodologie utilisée dans ce travail permet de dessiner une tendance concernant le calcul de durée de vie en fretting-fatigue. Le premier calcul de durées de vie, basé uniquement sur une sollicitation de fatigue uniaxiale, donne des ordres de grandeurs corrects (erreur inférieure à un facteur 1,5). Cependant, il n'est prédictif que pour les essais réalisés à force tangentielle Q élevée pour lesquels l'amorçage est supposé immédiat. Si ce n'est pas le cas, les durées de vie vont être très fortement sous-estimées. Il est nécessaire d'intégrer une partie avec influence du fretting dans le calcul.

Ce premier calcul a aussi permis de montrer que la longueur critique l_c théorique déterminée par calcul est en accord avec l'expérience (longueur mesurée sur les faciès de rupture des éprouvettes). Nous pouvons noter que celle-ci n'a qu'une faible influence sur le calcul de la durée de vie.

Le deuxième calcul tente de prendre en compte l'effet du fretting, grâce à la détermination du profil du facteur d'intensité des contraintes ΔK par calcul analytique et fonctions de poids. Il implique le choix d'une longueur initiale de fissure l_a assez importante (de l'ordre de 100 μm) et donc d'un nombre de cycle N_a pour atteindre une telle fissure. Faute de données disponibles, la valeur a été déterminée à partir d'un essai de fretting simple. L'introduction de la longueur de transition l_t dans les calculs permet d'améliorer légèrement les tendances. Cependant, les efforts réalisés pour mettre en place ce second modèle ne sont pas suffisants pour permettre l'obtention de meilleurs résultats.

Selon la contrainte de fatigue appliquée, la durée de vie calculée peut être conservative ou non. Il met cependant en évidence le fait que le nombre de cycles correspondant à la phase d'amorçage, calculé ici uniquement sur l'hypothèse du fretting simple, dépend de la contrainte de fatigue. A contrainte de fatigue élevée, le nombre de cycle nécessaire pour obtenir la longueur l_a est inférieur à celui déterminé en fretting simple.

Pour augmenter la qualité des calculs, il faudrait disposer de données expérimentales supplémentaires. Trois pistes sont envisageables afin de rendre les modèles plus robustes :

① Déterminer le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage N_a. Pour cela, des essais complémentaires sont nécessaires pour tracer la longueur de fissure pour chaque couple {force tangentielle Q, nombre de cycle avant expertise N}. La figure V.5 illustre cette étude, réalisée sur un alliage de titane par Mériaux [Mériaux 10a]. Une fois les évolutions tracées dans un plan a = f(Q), il est possible d'obtenir des courbes de Wöhler délimitant les frontières à l'amorçage pour des fissures de longueur l_a. Le nombre de cycles N_a nécessaire à l'amorçage se lit alors directement sur ce graphe selon la valeur de l_a choisie et les conditions de sollicitation en fretting.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

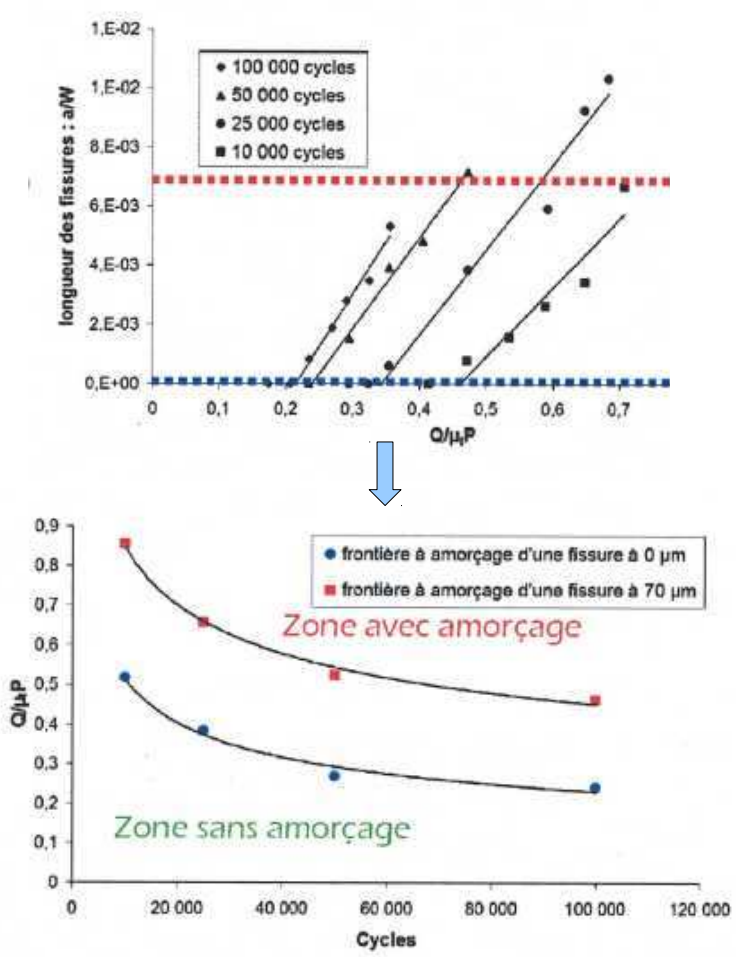


Figure V.5: Méthode de détermination du nombre de cycle à amorçage N_a [Mériaux 10a].

② Effectuer des essais de fretting sous contrainte statique. En effectuant des essais de fretting simple, la détermination d'une cinétique de fissuration est assez limitée car les fissures s'arrêtent rapidement sous le contact. Afin de déterminer la cinétique de propagation en fretting pour une gamme de longueur de fissure plus importante, il pourrait être intéressant de réaliser des essais de fretting sous contrainte statique. De cette manière, le palier d'arrêt de fissuration pourrait être repoussé vers de plus grandes longueurs de fissure ce qui permettrait une meilleure approximation de la cinétique de fissures de fretting.

③ Suivre in-situ la cinétique de propagation des fissures en fretting-fatigue afin de valider le passage de la cinétique de fissuration en fretting simple à celle en fretting fatigue. Trois techniques sont actuellement en développement au LTDS : le suivi optique par caméra rapide de la fissure sur le coté de l'éprouvette, le suivi électrique et le suivi acoustique (informations 3D). Ceci permettrait d'obtenir directement des données de cinétique en fretting-fatigue. La première phase de propagation serait à comparer avec les da/dN déterminés en fretting simple et la dernière à la cinétique des fissures de fatigue.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Conclusion générale

Les travaux présentés dans ce mémoire sont consacrés à l'étude du comportement en fretting-fatigue d'assemblage par boulonnage ou rivetage et plus précisément à l'analyse des mécanismes prépondérants pouvant intervenir dans l'endommagement pour des alliages d'aluminium au lithium de la série 2xxx. Une étude expérimentale comprenant trois volets distincts a été menée :

- Etude du comportement en fatigue uni-axiale d'éprouvettes contenant un trou central ;
- Caractérisation de la résistance à l'endommagement en fretting du contact cylindre/plan ;
- Etude du comportement en fretting-fatigue sur éprouvettes lisses.

La complexité du phénomène de fretting-fatigue dans les éléments assemblés rend nécessaire cette décomposition. Celle-ci permet de comprendre les mécanismes fondamentaux régissant le comportement du matériau pour chaque type de sollicitation puis de voir comment ils interagissent dans des cas plus complexes. Un effort particulier a été entrepris pour déterminer l'influence de la microstructure sur ces différents mécanismes.

Nous avons pour cela étudié deux alliages de la série 2xxx (2050 et 2196) ayant des rapports Cu/Li différents, à deux états thermiques : revenu au pic (T8) et sous-revenu (UA). Quand cela était possible, différents sens de prélèvement des échantillons ont été testés. Nous avons ainsi étudié l'influence sur les mécanismes d'endommagement de l'orientation des grains vis-à-vis de la sollicitation, de la texture, des composés intermétalliques insolubles ainsi que de l'état de précipitation.

Mécanismes de fissuration en fatigue

Les éprouvettes trouées ont fait l'objet d'un suivi in-situ de la fissuration en surface. Dans les conditions testées ($S_{max} = 200MPa$ dans la section trouée, f=10Hz, R=0,1 à température et humidité ambiantes), les matériaux étudiés présentent des durées de vies similaires alors que les chemins de fissuration ont des aspects différents : la fissuration est globalement perpendiculaire à la direction de sollicitation pour les alliages à l'état T8 alors qu'elle est orientée à 45° pour les états UA. Après rupture,

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

les faciès obtenus présentent une surface rugueuse pour le 2050-T8, une surface assez lisse pour le 2050-UA, une surface très lisse pour le 2196-UA et un comportement mixte zones lisses/zones rugueuses pour le 2196-T8. Les autres faits marquants sont les suivants :

- Les matériaux 2196-UA et 2196-T8 subissent un amorçage préférentiel des fissures sur leurs particules intermétalliques qui sont de tailles plus importantes que ceux de l'alliage 2050 ;
- Aucune différence concernant le chemin de fissuration n'a pu être faite entre les éprouvettes en 2050-T8 prélevées dans le sens L-T et celles prélevées dans le sens L-S.

L'utilisation de l'oxydation anodique a montré que les joints de grains pouvaient dévier la fissure dans certains cas. L'étude des piqures après attaque Keller des faciès, ainsi que l'analyse EBSD de zones fissurées ont mis en lumière l'importance de la texture pour les alliages à l'état UA. En effet, les fissures ont tendance à suivre des plans de glissement privilégiés dans les différents grains rencontrés. Ces plans sont principalement de type {111} mais les plans {100} et {110} sont aussi occasionnellement observés. Les alliages à l'état T8 présentent une propagation beaucoup moins cristallographique et sont donc peu sensibles aux joints de grains et à la texture.

Cette étude a mis en évidence le fait que l'état de précipitation est le paramètre essentiel qui contrôle la fissuration via les interactions entre les dislocations et les précipités. Comme vu dans la littérature, la nature des précipités induit alors des comportements différents : la phase δ' qui est cisaillable favorise le glissement planaire dans les structures déformées alors que les précipités $T1$ qui sont moins cisaillables entrainent une déformation plus homogène. Cela se traduit directement en des trajets de fissuration différents.

Mécanismes de fissuration en fretting

Les mécanismes de fretting sont généralement considérés indépendant de la microstructure dans la littérature. Nos résultats obtenus pour un contact cylindre(TA6V)/plan(alliage 2xxx) avec une force normale constante P= 436,5N/mm et une force tangentielle Q pouvant varier de 75 à 275N/mm montrent que cette hypothèse n'est pas exacte. En effet, la longueur maximale de la fissure après 100 000 cycles dépend de l'alliage testé : les alliages à l'état UA présentent un meilleur comportement à la fissuration que ceux-ci à l'état T8. Pour l'alliage 2050-T8, aucun effet du sens de prélèvement sur la longueur de fissuration n'a été observé.

Lors de cette étude, deux techniques d'analyses 3D ont été utilisées afin, d'une part, d'étayer les tendances issues de l'observation de la longueur de fissuration sur quelques coupes 2D et, d'autre part, de préciser les mécanismes de fissuration sous le contact. Le phénomène de fretting est lié à une multi-fissuration le long du contact, la fissure croît à partir de chacun de ces sites de manière plus ou moins isotrope conduisant à la formation de « pétales » qui s'étendent progressivement à la fois latéralement et dans la profondeur du matériau. L'effet de la microstructure sur le mécanisme de fissuration en fretting a pu

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

être mis en évidence sur trois points :

- les sites d'amorçage : ils sont moins nombreux dans un échantillon L-S que dans un échantillon L-T. Ceci laisse penser que l'amorçage a lieu dans des grains favorablement orientés. La texture doit donc certainement jouer un rôle lors de cette phase ;
- les faciès obtenus sont rugueux et font apparaître systématiquement des oscillations très fines. Les changements de rythmes dans ces oscillations semblent corrélées à la présence des joints de grains ;
- les alliages à l'état T8 présentent une « stabilisation » du chemin de fissuration alors que la fissuration dans les alliages à l'état UA reste très chaotique. Ceci pourrait éventuellement être dû à l'interaction avec l'état de précipitation.

Mécanismes de fissuration en fretting-fatigue

La partie expérimentale réalisée sur une machine double vérins, ainsi que la mise en place d'un calcul prédisant la durée de vie ont permis de caractériser la réponse du matériau sous l'effet d'une sollicitation de fretting-fatigue. Il a ainsi été possible de décomposer le mécanisme d'endommagement en trois étapes : amorçage en fretting, propagation sous l'effet combiné de la sollicitation de fretting et de fatigue, puis propagation uniquement contrôlée par la fatigue jusqu'à rupture brutale de l'échantillon.

D'un point de vue mécanique, nous pouvons dire que pour une force tangentielle Q fixée, plus la contrainte de fatigue est élevée, plus la durée de vie diminue tandis que pour une contrainte de fatigue fixée, l'augmentation de la force de fretting Q réduit la durée de vie. En fretting-fatigue, il n'y a plus, à proprement parler, de limite d'endurance : si la force de fretting appliquée est au dessus de la valeur seuil d'amorçage alors une contrainte de fatigue même faible mènera à la rupture de l'éprouvette.

Sur les faciès de rupture, nous retrouvons la signature des différentes étapes précédemment citées par l'observation de zones ayant des aspects assez différents. La zone d'amorçage qui est très courte (longueur de fissure l comprise entre 0 et l_a où l_a est très souvent inférieure à $20\mu m$), est très matée car elle est orientée à l'intérieur du contact. Très rapidement, le fissure devient perpendiculaire à la direction de sollicitation en fatigue. Aucun effet de la microstructure n'a été observée sur cette zone dominée simultanément par le fretting et la fatigue de longueur l_t : les faciès des matériaux 2196-T8 et 2196-UA ont des allures très similaires. Au de là de cette zone, les faciès retrouvent des caractéristiques identiques à ceux issus d'éprouvettes testées en fatigue simple : surface rugueuse pour l'alliage 2196 à l'état T8 et lisse à l'état UA. Quand la fissure atteint l_c, l'éprouvette rompt brutalement.

Les calculs ont mis en évidence qu'en première approximation, il est possible pour les forts efforts tangentiels de considérer uniquement un amorçage immédiat et une propagation en fatigue simple pour avoir une bonne idée de la durée de vie des éprouvettes. L'introduction d'une partie propagation sous l'influence combinée du fretting et de la fa-

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

tigue est cependant nécessaire pour les faibles efforts tangentiels. La mise en place d'un calcul intégrant ce phénomène a permis de montrer que l'amorçage en fretting est en réalité influencé par le niveau de fatigue appliqué. Plus le niveau de fatigue est élevé, plus le nombre de cycle à l'amorçage sera court. Des données supplémentaires sont cependant requises pour augmenter la qualité de ce genre de calcul.

Quelques perspectives

Concernant l'étude en fatigue, ayant vu que la sensibilité aux joints de grains est une caractéristique des alliages à l'état sous-revenu, il serait intéressant de réaliser des essais de fatigue sur l'alliage 2196-UA et/ou 2050-UA avec des éprouvettes trouées ayant des sens de prélèvement différents. Un second volet pourrait être d'évaluer le niveau de fermeture des fissures selon le traitement de revenu pour voir si le profil plus dévié observé à l'état UA induit une fermeture accrue.

Les observations préliminaires réalisées sur les éprouvettes de fretting grâce à un MEB-FEG ont montré qu'il est possible de réaliser des images EBSD de bonne qualité même au voisinage immédiat du contact. Le laboratoire MATEIS étant maintenant équipé d'un FIB, il serait intéressant de passer un échantillon fissuré en fretting et d'effectuer des analyses EBSD en 3D. En choisissant un échantillon fissuré pour une faible force tangentielle Q ou pour un faible nombre de cycles, différentes cartographies pourraient être réalisées par érosions successives et ainsi permettre de trouver l'orientation cristalline des grains dans lesquels l'amorçage a lieu préférentiellement.

En fatigue, la morphologie de fissuration est très différente selon le traitement thermique de revenu subi par les alliages. Il s'avère que cette différence de mécanisme de fissuration est en partie expliquée par l'interaction de la précipitation sur les structures de dislocations. Une investigation intéressante serait donc d'effectuer des observations au MET sur des lames fissurées en fretting afin de voir s'il en est de même pour ce type de sollicitation. Là aussi, l'utilisation du FIB pour prélever des lames minces en bordure de fissure peut se révéler intéressante.

Pour le fretting-fatigue, le premier travail serait de réaliser des essais avec suivis instrumentés de la fissuration pour pouvoir déterminer une cinétique en fretting-fatigue et la comparer à la cinétique en fatigue simple. Ceci permettrait également de rendre plus robuste le calcul de la durée de vie en fretting-fatigue. Deuxièmement, il pourait être intéressant de réaliser des essais sur l'alliage 2050, qui dans cette étude possèdait des composés intermétalliques plus fins, afin de voir s'il serait plus affecté par le fretting-fatigue que l'alliage 2196.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Bibliographie

[Ahmad 85] M. Ahmad & T. Ericsson. *"Coarsening of δ', T1, S' Phases in an Al-Li-Cu-Mg Alloy"*. Scripta Metallurgica, vol. 19, no. 4, 1985.

[Albou 10] A. Albou. *"Influene de l'Orientation Cristalline sur les Microstructures de Déformation et l'Adoucissement d'Alliages Al-Mn"*. PhD thesis, Ecole des Mines de Saint-Etienne, 2010.

[Balmuth 81] E.S. Balmuth & R.S. Schmidt. *"A Perspective on the Development of Aluminium-Lithium Alloys"*. In T.H. Sanders & E.A. Starke Ed., Aluminium-Lithium Alloys : Proceedings of the First International Al-Li Conference, Stone Mountain, USA, 1981.

[Baruchel 00] J. Baruchel, J.Y. Buffière, E. Maire, P. Merle & G. Peix. "X-Ray Tomography in Material Science". Hermès Science Publications, Paris, 2000.

[Birt 89] M.J. Birt & C.J. Beevers. *"The Fatigue Response of the Aluminium-Lithium Alloy 8090"*. In T.H. Sanders & E.A. Starke Ed., Aluminium-Lithium Alloys : Proceedings of the Fifth International Al-Li Conference, Williamsburg, USA, 1989.

[Blanchard 91] P. Blanchard. *"Usure Induite en Petits Déplacements : Transformation Tribologique Superficielle d'Alliages de Titane"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1991.

[Blankenship 91a] C.P. Blankenship & E.A. Starke. *"Fracture Behavior of Aluminium-Lithium-X Alloys"*. In M. Peters & P.J. Winkle Ed., Aluminium-Lithium : Proceedings of the Sixth International Al-Li Conference, Garmisch-Partenkirchen, Germany, 1991.

[Blankenship 91b] C.P. Blankenship & E.A. Starke. *"The Fatigue Crack Growth Behavior of the Al-Cu-Li Alloy Weldalite 049"*. Fatigue Fracture Engineering Materials Structure, vol. 14, no. 1, 1991.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Bowles 73] C.Q. Bowles & J. Schijve. *"The Role of Inclusions in Fatigue Crack Initiation in an Aluminum Alloy"*. International Journal of Fracture, vol. 9, 1973.

[Bretz 85] P.E. Bretz & R.R. Sawtell. *"Alithalite Alloys : Progress, Products and Properties"*. In C. Baker, P.J. Gregson, S.J Harris & C.J. Peel Ed., Aluminium-Lithium Alloys : Proceedings of the Third International Al-Li Conference, London, UK, 1985.

[Bréchet 87] Y. Bréchet, F. Louchet & C. Marchionniand J.L. Verger-Gaugry. *"Experimental (TEM and STEM) Investigation and Theoretical Approach to the Fatigue-induced Dissolution of δ' Precipitates in a 2,5 wt% Al-Li Alloy"*. Philosophical Magazine A, vol. 56, no. 3, 1987.

[Bueckner 70] H.F. Bueckner. *"A Novel Principle for the Computation of Stress Intensity Factors"*. Zeitschrift fûr Angewandte Mathematik Mechanik, vol. 50, no. 9, 1970.

[Bunge 82] H. Bunge. "Texture Analysis in Material Science". Butterworth, London, 1982.

[Cassada 91] W.A. Cassada, G.J. Shiflet & E.A. Starke. *"The Effect of Plastic Deformation on $Al_2CuLi(T1)$ Precipitation"*. Metallurgical Transactions A, vol. 22A, 1991.

[Chen 03] Y.K. Chen, L. Han, A. Chrysanthou & J.M. O'Sullivan. *"Fretting Wear in Self-Piercing Riveted Aluminium Alloy Sheet"*. Wear, vol. 255, 2003.

[Chu 90] M.G. Chu & J.E. Jacoby. *"Macrosegregation Characteristics of Commercial-Size Aluminium Alloy Ingots Cast by the Direct Chill Method"*. Light Metals, 1990.

[Colombié 86] C. Colombié. *"Usure Induite sous Petits Débattements : Identification des Phénomènes"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1986.

[Contrepois 10] Q. Contrepois. *"Texture et Anisotropie du Comportement Mécanique après Laminage à Chaud d'un Alliage Léger Aluminium Cuivre Lithium pour l'Aéronautique"*. PhD thesis, Ecole des Mines de Saint-Etienne, 2010.

[Csontos 05] A.A. Csontos & E.A. Starke. *"The Effect of Inhomogeneous Plastic Deformation on the Ductility and Fracture Behavior of Age Hardening Aluminium Alloys"*. International Journal of Plasticity, vol. 21, 2005.

[Davidson 03] D. Davidson, K. Chan & R. McClungand S. Hudak. "Comprehensive Structural Integrity" par R.O. Ritchie and Y. Murakami, Chapter : 4.05 : Small Fatigue Cracks. Elsevier, Oxford, 2003.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Decreux 10] B. Decreux. *"Etude de la Précipitation dans les Alliages Al-Li-Cu de Troisième Génération-Relations entre Microstructures et Propriétés Mécaniques"*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2010.

[De Geuser 08] F. De Geuser, B. Gault, D. Weyland, L. Bourgeois, B.M. Gable, S.P. Ringer & B.C. Muddle. *Atom Probe Tomography : Atom Probe Tomography and Transmission Electron Microscopy Study of T1 and θ' Precipitation in an Al-Li-Cu-Mg-Ag.* In "International Conference on Aluminium Alloys 11", 2008.

[de Jong 84] H.F. de Jong. *"Aluminium -Lithium Alloys : the Answer of the Aluminium Industry to the threat of Advanced Fibre-Reinforced Materials"*. Delft University of Technology Report LR-406, 1984.

[Dhers 85] J. Dhers, J. Driver & A. Fourdeux. *Cyclic Deformation of Binary Al-Li Alloys.* In C. Baker, P.J. Gregson, S.J Harris & C.J. Peel Ed., "Aluminium-Lithium Alloys : Proceedings of the Third International Al-Li Conference", London, UK, 1985.

[Downham 89] D. Downham, G.W. Lorimer & R. Pilkington. "Constitutive Laws of Plastic Deformation and Fracture" by A.S. Krausz, J.I. Dickson, J-P.A. Immarigeon and W. Wallace, Chapter : Effet of Microstruture on the Short Crack Growth. Kluwer Academic Publishers, The Netherlands, 1989.

[Edington 91] J.W. Edington. "Practical Electron Microscopy in Materials Science". Techbooks, 1991.

[Elber 70] W. Elber. *"Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension"*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 2, no. 1, Jul. 1970.

[Fouvry 97] S. Fouvry. *"Etude Quantitative des Dégradations en Fretting"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1997.

[Fouvry 98] S. Fouvry, P. Kapsa, F. Sidoroff & L. Vincent. *"Identification of the Characteristic Length Scale for Fatigue Cracking in Fretting Contacts"*. Journal de Physique IV, vol. 8, 1998.

[Fragomeni 06] J.M. Fragomeni, R. Wheeler & K.V. Jata. *"Effect of Precipitation Aging on the Microstructure,Fatigue Behavior and Precipitation Response in an Al-Li-Cu Alloy"*. Journal of Advanced Materials, vol. 38, no. 3, 2006.

[Fridrici 05] V. Fridrici, S. Fouvry, P. Kapsa & P. Perruchaut. *"Prediction of Cracking in Ti-6Al-4V Alloy under Fretting-Wear : use of the SWT Criterion"*. Wear, vol. 259, 2005.

[Gable 02] B.M. Gable, A.A. Csontos & E.A. Starke. *"A Quench Sensitivity Study on the Novel Al-Li-Cu-X Alloy AF/C 458"*. Journal of Light Metals, vol. 2, 2002.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Gasquères 06] C. Gasquères. *"Fissuration par Fatigue et Tenacité d'Alliages d'Aluminium 2XXX à 223K"*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aéronautique, 2006.

[Gayle 92] F.W. Gayle, W. Troy Tack, F.H. Heubaum & J.R. Pickens. *"High Toughness, High Strength Aluminium Alloy Design and Practice"*. In M. Peters & P.J. Winkle Ed., Aluminium-Lithium : Proceedings of the Sixth International Al-Li Conference, Garmisch-Partenkirchen, Germany, 1992.

[Giummarra 06] C. Giummarra, G.H. Bray & D.J. Duquette. *"Fretting Fatigue in 2XXX Series Aerospace Aluminium Alloys"*. Tribology International, vol. 39, 2006.

[Gomiero 90] P. Gomiero. *"Microstructure et Propriétés Mécaniques de l'Alliage Al-Li-Cu-Mg-Zr 2091"*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1990.

[Gregson 85] P.J. Gregson & H.M. Flower. *"Microstructural Control of Toughness in Aluminum-Lithium Alloys"*. Acta Metallurgica, vol. 33, no. 3, 1985.

[Grosskreutz 69] J.C. Grosskreutz & C.G. Shaw. *"Critical Mechanisns in the Development of Fatigue Cracks in Aluminum 2024"*. In Yu. N. Rabotnov & V. S. Ivanova Ed., 2nd International Conference on Fracture, 1969.

[Guo 08] R. Guo, R.C. Duan, G. Mesmacque, L. Zhang, A. Amrouche & R. Guo. *"Fretting Fatigue Behavior of Riveted Al 6XXX Components"*. Materials Science and Enginnering A, vol. 483-484, 2008.

[Haase 98] J.D. Haase, A. Guvenilir, J.R. Witt & S.R. Stock. *"X-Ray Microbeam Mapping of Microtexture Related to Fatigue Crack Asperities in Al-Li 2090"*. Acta Materialia, vol. 46, no. 13, 1998.

[Heredia 10] S. Heredia & S. Fouvry. *"Introduction of a New Sliding Regime Criterion to Quantify Partial, Mixed and Gross Slip Fretting Regimes : Correlation with Wear and Cracking Processes"*. Wear, vol. 269, 2010.

[Hills 94] D.A. Hills & D. Nowell. "Mechanics of Fretting Fatigue". Kluwer Academic Publishers, The Netherlands, 1994.

[Hills 09] D.A. Hills & D. Nowell. *"What Features are Needed in a Fretting Fatigue Test ?"*. Tribology International, vol. 42, 2009.

[Hirsch 69] P.B. Hirsch & F.J. Humphreys. "Physics of Strength and Plasticity" by A.S. Argon, Chapter : Plastic Deformation of Two-Phase Alloys Containing Small Nondeformable Particles, page 430pp. M.I.T Press, Cambridge, 1969.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Huang 98a] B.P. Huang & Z.Q. Zheng. *"Effects of Li Content on Precipitation in Al-Cu-(Li)-Mg-Ag-Zr Alloys"*. Scripta Materialia, vol. 38, no. 3, janv. 1998.

[Huang 98b] B.P. Huang & Z.Q. Zheng. *"Independent and Combined Roles of Trace Mg and Ag Additions in Properties Precipitation Process and Precipitation Kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti Alloys"*. Acta Materialia, vol. 46, no. 12, juil. 1998.

[Jin 02] O. Jin & S. Mall. *"Influence of Contact Configuration on Fretting Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V under Independent Pad Displacement Condition"*. International Journal of Fatigue, vol. 24, 2002.

[Johnson 85] K.L. Johnson. "Contact Mechanics". Cambridge University press, 1985.

[Kamp 07] N. Kamp, N. Gao, M.J. Starink & I. Sinclair. *"Influence of Grain Structure and Slip Planarity on Fatigue Crack Growth in Low Alloying Artificially Aged 2XXX Aluminium Alloys"*. International Journal of Fatigue, vol. 29, 2007.

[Khireddine 00] D. Khireddine & M.H. Khireddine. *"Low Cycle Fatigue Behaviour of an Aluminium Alloy with Small Shearable Precipitates : Effect of Surface Coating"*. International Journal of Fatigue, vol. 22, march 2000.

[King 10] A. King, M. Herbig, W. Ludwig, P. Reischig, E.M. Lauridsen & T. Marrowand J.Y. Buffière. *"Non-destructive Analysis of Micro Texture and Grain Boundary Character from X-ray Diffraction Contrast Tomography"*. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B : Beam Interactions with Materials and Atoms, vol. 268, no. 3-4, feb. 2010.

[Kubiak 06] K. Kubiak. *"Quantification de la Fissuration d'un Contact Soumis à des Sollicitations Complexes en Fretting Wear et Fretting Fatigue"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 2006.

[Kumar 90] K.S. Kumar, S.A. Brown & J.R. Pickens. *"Effect of a Prior Stretch on the Aging Response of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr Alloy"*. Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 24, no. 7, 1990.

[Kumar 96] K.S. Kumar, S.A. Brown & J.R. Pickens. *"Microstructural Evolution during Aging of Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr Alloy"*. Acta Materialia, vol. 44, no. 5, 1996.

[Kung 79] C.Y. Kung & M.E. Fine. *"Fatigue Crack Initiation and Microcrack Growth in 2024-T4 and 2124-T4 Aluminium Alloys"*. Metallurgical Transactions A, vol. 10A, 1979.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Lankford 85] J. Lankford. *"The Influence of Microstructure on the Growth of Short Fatigue Cracks"*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 8, no. 2, 1985.

[Laz 98] P.J. Laz & B.M. Hillberry. *"Fatigue Life Prediction from Inclusion Initiated Cracks"*. International Journal of Fatigue, vol. 20, no. 4, 1998.

[Lee 06] H. Lee & S. Mall. *"Investigation into Effects and Interaction of Various Fretting Fatigue Variables under Slip Amplitude"*. Tribology International, vol. 39, 2006.

[Lemaignan 03] C. Lemaignan. "La Rupture des Matériaux". Edp Sciences, 2003.

[Lewandowska 00] M. Lewandowska, J.Mizera & J.W. Wyrzykowski. *"Cyclic Behaviour of Model Al-Li Alloys : Effect of Precipitation State"*. Materials Characterization, vol. 45, 2000.

[Lindley 92] T.C. Lindley & K.J.Nix. "Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment" by H.A. Attia and R.B. Waterhouse, Chapter : Fretting Fatigue in the Power Generation Industry. ASTM, Philadelphia, 1992.

[Ludwig 00] W. Ludwig & D.Bellet. *"Penetration of Liquid Gallium into the Grain Boundaries of Aluminium : a Synchrotron Radiation Microtomographic Investigation"*. Materials Science Engineering A, vol. 281, 2000.

[Maire 04] E. Maire, L. Salvo, P. Cloetens & M. Di Michiel. *"Tomographie à Rayons X Appliquée à l'Etude des Matériaux"*. Techniques de l'Ingénieur, vol. in20, sept. 2004.

[Mall 04] S. Mall, S.A. Namjoshi & W.J. Porter. *"Effects of Microstructure on Fretting Fatigue Crack Initiation Behavior of Ti-6Al-4V"*. Materials Science and Enginnering A, vol. 383, 2004.

[Mao 06] Y. Mao, A.M. Gokhale & J. Harris. *"Computer Simulations of Realistic Microstructures of Coarse Constituent Particles in a Hot-rolled Aluminum Alloy"*. Computational Materials Science, vol. 37, no. 4, 2006.

[Masounave 08] J. Masounave, J.P. Baïlon & J.I. Dickson. "Fatigue des Matériaux et des Structures" par C. Bathias et A. Pineau, Chapter : 6 : Les lois de fissuration par fatigue. Lavoisier, Paris, 2008.

[McDowell 52] O.J. McDowell. *"Fretting Corrosion Tendencies of Several Combinations of Materials"*. ASTM STP, vol. 144, 1952.

[Miannay 95] D.P. Miannay. "Mécanique de la Rupture". Les Editions de Physique, 1995.

[Miller 86] K.J. Miller & E.R. de los Rios. "The Behaviour of Short Fatigue Cracks". Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1986.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Miyasato 93] S.M. Miyasato, P.E. Magnusen & A.J. Hinkle. *"Constituent Particle Distributions in 7050 Thick Plate"*. 1993.

[Muñoz 06] S. Muñoz, H. Proudhon, J. Dominguez & S. Fouvry. *"Prediction of the Crack Extension under Fretting Wear Loading Conditions"*. International Journal of Fatigue, vol. 28, 2006.

[Muñoz 07] S. Muñoz, C. Navarro & J. Dominguez. *"Application of Fracture Mechanics to Estimate Fretting Fatigue Endurance Curves"*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 74, 2007.

[Murakami 94] Y. Murakami & M. Endo. *"Effects of Defects, Inclusions and Inhomogeneities on Fatigue Strength"*. International Journal of Fatigue, vol. 16, 1994.

[Mériaux 10a] J. Mériaux. *"Etude Expérimentale et Modélisation de l'Endommagement d'un Contact Aube/Disque de Soufflante Soumis à des Chargements de Fretting Fatigue"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 2010.

[Mériaux 10b] J. Mériaux, M. Boinet, S. Fouvry & J.C. Lenain. *"Identification Fretting Fatigue Crack Propagation Mechanisms using Acoustic Emission"*. Tribology International, vol. 43, no. 11, nov. 2010.

[Nakasawa 92] S.A. Nakasawa, M. Sumita & N. Maruyaman. "Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment" by H.A. Attia and R.B. Waterhouse, Chapter : Effect of the Contact Pressure on Fretting Fatigue High Strength Steel and Titanium Alloy. ASTM, Philadelphia, 1992.

[Nowell 88] D. Nowell. *"An Analysis of Fretting Fatigue"*. PhD thesis, Oxford University, 1988.

[Nowell 90] D. Nowell & D.A. Hills. *"Crack Initiation Criteria in Fretting Fatigue"*. Wear, vol. 136, 1990.

[Oswald 03] L.E. Oswald. *"Effects of Microstructure on High-Cycle Fatigue of anAl-Zn-Mg-Cu Alloy 7055"*. PhD thesis, University of Pittsburgh, 2003.

[Pearson 75] S. Pearson. *"Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminium Alloys and the Subsequent Propagation of Very Short Cracks"*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 7, 1975.

[Perez-landazabal 00] J.I. Perez-landazabal, M.L. No, G. Madariaga, V. Recarte & J. San-juan. *"Quantitative Analysis of δ' Precipitation Kinetics in Al-Li Alloys"*. Acta Materialia, vol. 48, 2000.

[Peterson 74] R.E. Peterson. "Stress Concentration Factors". John Wiley and Sons, 1974.

[Petiot 94] C. Petiot. *"Développement d'une Méthodologie Prévisionelle du Comportement en Fretting Fatigue Couplant des*

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Approches Expérimentales et Théoriques". PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1994.

[Pineau 79] A. Pineau. "Dislocations et Déformation Plastique" par P. Groh, L.P. Kubin et J-L. Martin, Chapter : 8 : Sollicitation cyclique des alliages durcis par précipitation. Les Editions de Physique, 1979.

[Polmear 05] I. Polmear. "Light Alloys : From Traditional Alloys to Nanocrystals,(IVth Edition)". Butterworth-Heinemann Ed., 2005.

[Pommier 00] S. Pommier. Habilitation à diriger des recherches :"Contribution à l'Etude de la Fatigue des Matériaux Métalliques". Ecole Centrale de Paris, 2000.

[Proudhon 05] H. Proudhon. *"Identification des Mécanismes de Fissuration dans un Alliage d'Aluminium Sollicité en Fretting et Fatigue"*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.

[Proudhon 07] H. Proudhon, J.Y. Buffière & S. Fouvry. *"Three-Dimensional Study of a Fretting Crack using Synchrotron X-ray Micro-tomography"*. Engineering Fracture machanics, vol. 74, 2007.

[Périer 09] V. Périer, L. Dieng, L. Gaillet, C. Tessier & S. Fouvry. *"Fretting Fatigue Behaviour of Bridge Engineering Cables in a Solution of Sodium Chloride"*. Wear, vol. 267, 2009.

[Randle 00] V. Randle & O. Engler. "Introduction to Texture Analysis : Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping". Gordon and Breach Science Publishers, 2000.

[Ravichandran 99] K.S. Ravichandran, R.O. Ritchie & Y. Murakami. "Small Fatigue Cracks : Mechanics, Mechanisms and Applications". Elsevier, Oxford, 1999.

[Richard 11] S. Richard. *"Fissuration par Fatigue d'Alliages d'Aluminium au Lithium de Troisième Génération"*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2011.

[Sanders 96] J.H. Sanders. *"Investigation of Grain Boundary Chemistry in Al-Li 2195 Weld using Auger Electron Spectroscopy"*. Thin Solid Films, vol. 277, no. 1-2, 1996.

[Savelli 00] S. Savelli. *"Identification des Mécanismes et Approche Quantitative de la Fatigue d'Alliages Modèles d'Aluminium de Moulage"*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000.

[Schijve 01] J. Schijve. "Fatigue of Structures and Materials". Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, The Netherlands, 2001.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Schwartz 00] A.J. Schwartz, M. Kumar & B.L. Adams. "Electron Back Scattered Diffraction in Materials Science". Plenum Publishers, 2000.

[Shinde 06] S.R. Shinde & D.W Hoeppner. *"Fretting Fatigue Behavior in 7075-T6 Aluminum Alloy"*. Wear, vol. 261, 2006.

[Shinde 07] S.R. Shinde, C.B. Elliott III & D.W Hoeppner. *"Quantitative Analysis of Fretting Fatigue Degradation in 7075-T6 Alumunum Alloy"*. Tribology International, vol. 40, 2007.

[Sigler 83] D. Sigler, M. Montpetit & W.L. Haworth. *"Metallography of Fatigue Crack Initiation in an overaged High Strength Alumunium Alloy"*. Metallurgica Transaction, 1983.

[Starke 89] E.A. Starke & J.C. Williams. "Fracture Mechanics Perspectives and Directions" by R.P. Wei and R.P. Gangloff, Chapter : Microstructure and the Fracture Mechanics of Fatigue Crack Propagation, pages 184–205. ASTM, 1989.

[Suresh 98] S. Suresh. "Fatigue of Materials". Cambridge University Press, 1998.

[Szolwinski 98] M.P. Szolwinski & T.N. Farris. *"Observation, Analysis and Prediction of Fretting Fatigue in 2024-T351 Aluminum Alloy"*. Wear, vol. 221, 1998.

[Takeda 04] J. Takeda, M. Niinomi, T. Akahori & Gunawarman. *"Effect of Microstructure on Fretting Fatigue and Sliding Wear of Highly Workable Titanium Alloy Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe"*. International Journal of Fracture, vol. 26, 2004.

[Tanaka 81] K. Tanaka, Y. Nakai & M. Yamashita. *"Fatigue Growth Threshold of Small Cracks"*. International Journal of Fracture, vol. 17, 1981.

[Terrones 07] L.A.H. Terrones & S.N. Monteiro. *"Composite Precipitates in a Commercial Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloy"*. Materials Characterization, vol. 58, no. 2, fév. 2007.

[Thomas 59] G. Thomas & M.J. Whelan. *"Helical Dislocations in Quenched Aluminium-4% Copper Alloys"*. Philosophical Magazine, vol. 4, no. 40, 1959.

[Toda 10] H. Toda, K. Uesugi, Y. Suzuki & M. Kobayashi. *"Hydrogen Micro Pores and Theirs Affects on Mechanical Properties"*. In S. Kumai, O.Umezawa, Y. Takayama, T. Tsuchida & T. Sato Ed., Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, Yokohama, Japan, 2010.

[Vasudevan 97] A.K. Vasudevan, K. Sadananda & K. Rajan. *"Role of Microstructures on the Growth of Long Fatigue Cracks"*. International Journal of Fatigue, vol. 19, no. 1, 1997.

[Venkateswara Rao 92] K.T. Venkateswara Rao & R.O. Ritchie. *"Fatigue of Aluminium-Lithium Alloys"*. International Materials Reviews, vol. 37, no. 4, 1992.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Verreman 08] Y. Verreman. "Fatigue des Matériaux et des Structures" par C. Bathias et A. Pineau, Chapter : 7 : Propagation des fissures courtes. Lavoisier, Paris, 2008.

[Vincent 92] L. Vincent, Y. Berthier, M.C. Dubourg & M. Godet. *"Mechanics anf Materials in Fretting"*. Wear, vol. 153, 1992.

[Voisin 92] J.M. Voisin. *"Méthodologie pour l'Etude de l'Endommagement d'un Contact Tube-Grille"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1992.

[Wang 91] Z.G. Wang, Y. Zhang, Z.Q. Hu, Q.J. Li & S.Y. He. *"Short Fatigue Crack Behavior of Aluminium-Lithium Alloy 8090"*. In M. Peters & P.J. Winkle Ed., Aluminium-Lithium : Proceedings of the Sixth International Al-Li Conference, Garmisch-Partenkirchen, Germany, 1991.

[Weiland 09] H. Weiland, J. Nardiello, S. Zaefferer, S. Cheong, J. Papazian & D. Raabe. *"Microstructural Aspects of Crack Nucleation during Cyclic Loading of AA7075-T651"*. Engineering Fracture Machanics, vol. 76, 2009.

[Williams 75] D.B. Williams & J.W Edington. *"The Precipitation of Al3Li in Dilute Aluminium-Lithium Alloys"*. Metal Science, vol. 9, no. 1, 1975.

[Williams 09] D.B. Williams & C. Barry Carter. "Transmission Electron Microscopy : A Textbook for Materials Science". Springer, 2009.

[Yoder 89] G.R. Yoder, P.S. Pao, M.A. Imam & L.A. Cooley. *"Micromechanisms of Fatigue Fracture in Al-Li Alloy 2090"*. In T.H. Sanders & E.A. Starke Ed., Aluminium-Lithium Alloys : Proceedings of the Fifth International Al-Li Conference, Williamsburg, USA, 1989.

[Yoshimura 03] R. Yoshimura, T.J. Konno, E. Abe & K. Hiraga. *"Transmission Electron Microscopy Study of the Evolution of Precipitates in aged Al-Li-Cu Alloys : the δ' and T1 phases"*. Acta Materialia, vol. 51, fév. 2003.

[Yu 84] H. Yu & D.A. Granger. *"Macrosegregation in Aluminium Alloy Ingot Cast by the Semicontinous Direct Chill Method"*. Fundamentals of Alloy Solidification Applied to Industrial Processes, NASA Symposium, 1984.

[Zhai 05] T. Zhai, X.P. Jiang, J.X. Li, M.D. Garratt & G.H. Bray. *"The Grain Boundary Geometry for Optimum Resistance to Growth of Short Fatigue Cracks in High Strength Al-Alloys"*. International Journal of Fatigue, vol. 27, 2005.

[Zhang 09] M. Zhang, D.L. McDowell & R.W. Neu. *"Microstructure Sensitivity of Fretting Fatigue based on Computational Crystal Plasticity"*. Tribology International, vol. 42, 2009.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

[Zhou 92] Z.R. Zhou. *"Fissuration Induite en Petits Débattements : Application au Cas d' Alliage d'Aluminium Aéronautiques"*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 1992.

[Zhou 96] Z.R. Zhou, A. Cardou, S. Goudreau & M. Fiset. *"Fundamental Investigations of Electrical Conductor Fretting Fatigue"*. Tribology International, vol. 29, 1996.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

ANNEXE A

Calcul du facteur de concentration de contrainte Kt

Étudions le cas d'une plaque semi-infinie soumise à une contrainte extérieure uniforme S et comportant une entaille elliptique de grand axe $2a$ et de petit axe $2h$ (Figure A.1). Le rayon de courbure ρ en fond d'entaille est défini par :

$$\rho = \frac{h^2}{a} \tag{A.1}$$

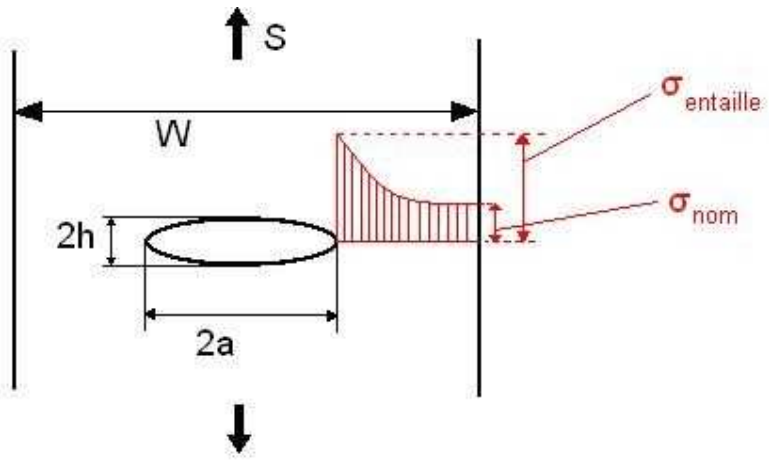


Figure A.1: Schématisation de la concentration de contrainte existant à proximité d'une entaille.

Le facteur de concentration de contrainte K_t est définit comme le rapport entre la contrainte maximale en fond d'entaille $\sigma_{entaille}$ et la contrainte nominale σ_{nom}. Il s'agit d'une valeur sans dimension.

$$K_t = \frac{\sigma_{entaille}}{\sigma_{nom}} \tag{A.2}$$

A noter que la contrainte nominale σ_{nom} est reliée à la contrainte globale S par :

$$\sigma_{nom} = S \times \frac{W}{W - 2a} \tag{A.3}$$

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

Sous l'hypothèse d'un comportement élastique du matériau, la contrainte $\sigma_{entaille}$ aux extrémités de l'ellipse est déterminée par la relation :

$$\sigma_{entaille} = S \times \left(1 + 2\frac{a}{h}\right) = S \times \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right) \tag{A.4}$$

Le cas d'un trou elliptique dans une plaque semi-infinie génère donc un K_t de la forme :

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \tag{A.5}$$

Selon l'équation A.5, un trou circulaire ($a = \rho$) dans une plaque semi-infinie engendre un K_t égal à 3.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

ANNEXE B

Calcul du facteur d'intensité de contrainte par la méthode des fonctions de poids

Dans le cas d'une fissure droite débouchante à la surface (Figure B.1), la fonction de poids est la suivante :

$$M(t) = t^{-1/2}\left[1 + m_1 \times \frac{t}{h} + m_2 \times \left(\frac{t}{h}\right)^2\right] \tag{B.1}$$

Où h est la longueur totale de la fissure, t la variable parcourant la fissure et $m_1$et m_2 des constantes dépendantes du rapport r=h/W.

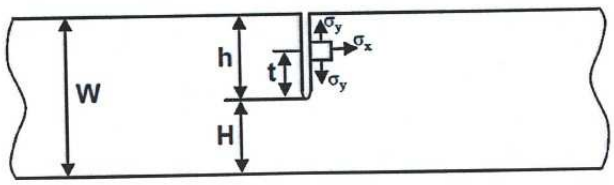


Figure B.1: Définitions des variables pour l'étude d'une fissure par la méthode des fonctions de poids.

En considérant une fissure de longueur h finie, les expressions de ces deux paramètres sont les suivantes :

$$m_1 = A_1 + B_1 r^2 + C_1 r^6 \tag{B.2}$$

$$m_2 = A_2 + B_2 r^2 + C_2 r^6 \tag{B.3}$$

où

$$\begin{aligned} A_1 &= 0,6147 \quad B_1 = 17,1844 \quad C_1 = 8,7822 \\ A_2 &= 0,2502 \quad B_2 = 3,2889 \quad C_2 = 70,0444 \end{aligned} \tag{B.4}$$

Ces approximations sont utiles pour $0 \leq r \leq 0,5$. Pour des valeurs de r supérieures à 0,5 la fonction de poids devient :

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

$$M(t) = (Hs)^{-1/2}[1 + A_1 s + A_2 s^2] \tag{B.5}$$

avec $s = \dfrac{t}{t+H}$

En appliquant la méthode des fonctions de poids pour une fissure débouchante à la surface,on obtient la formule du facteur d'intensité de contrainte :

$$K_1 = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^h M(t).\sigma_x(t)dt \tag{B.6}$$

$$K_2 = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^h M(t).\sigma_y(t)dt \tag{B.7}$$

où $\sigma_x(t)$ est le chargement normal à la fissure et $\sigma_y(t)$ le chargement tangentiel.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

ANNEXE C

Théorie de Hertz pour un contact cylindre/plan

Sous certaines hypothèses rappelées ci-dessous, la théorie de Hertz fournit la taille du contact et la distribution de pression en surface pour un contact originellement en indentation normale. Dans ce qui suit, la description analytique des contraintes surfaciques est explicitée pour un contact cylindre/plan uniquement.

Les hypothèses de calculs sont les suivantes :
- les surfaces en contact sont continues et non conformes, c'est-à-dire avec leur centre de courbure à l'intérieur de la matière ;
- les matériaux sont sollicités de manière élastique ;
- les 2 corps sont homogènes et isotropes ;
- les solides sont considérés comme semi-infinis (la taille du contact est beaucoup plus petite que le rayon et la longueur du cylindre et que les dimensions du plan) ;
- la rugosité est négligeable par rapport à la taille du contact ;
- les frottements entre les 2 corps sont nuls.

En supposant que les deux corps ont une grande dimension dans la direction Y, le problème devient bidimensionnel (figure C.1. La distribution de la pression $p(x)$ et la demi-largeur de contact a sont alors définies par :

$$p(x) = p_0 \times \left(1 - \frac{x^2}{a^2}\right)^{(} 1/2) \tag{C.1}$$

et

$$a = 2 \times \left(\frac{P_l.R}{\pi.E^*}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{C.2}$$

Avec E^* le module d'Young équivalent. Celui-ci est fonction du module d'Young E et du coefficient de Poisson ν de chaque matériau.

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \tag{C.3}$$

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

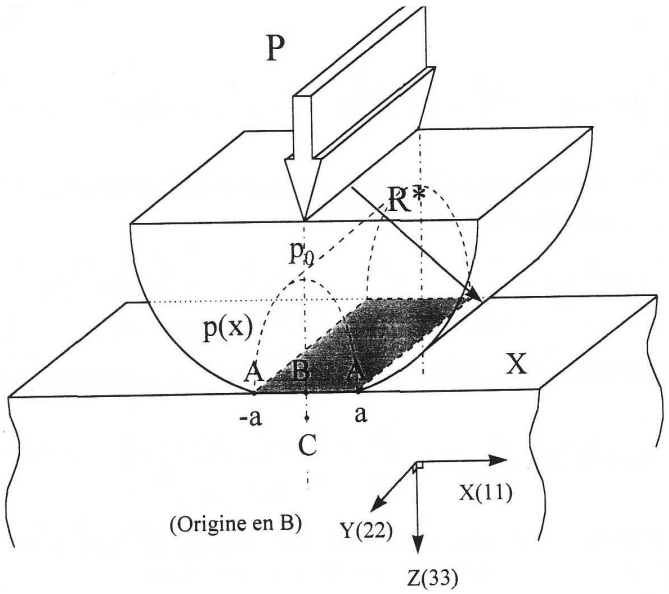


Figure C.1: Contact hertzien cylindre-plan : P correspond à la pression normale macroscopique et $p(x)$ au profil de pression dans le contact. R^* est défini comme le rayon équivalent (ici égal à celui du cylindre) et a comme la demi-largeur de contact [Fouvry 97].

Et p_0 le maximum du profil de pression définit par :

$$p_0 = \frac{2P_l}{\pi a} = \left(\frac{P_l.E^*}{\pi R}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{C.4}$$

Où P_l est la force normale linéique et R le rayon du cylindre.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

ANNEXE D

Figures de pôles des composantes idéales de texture

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

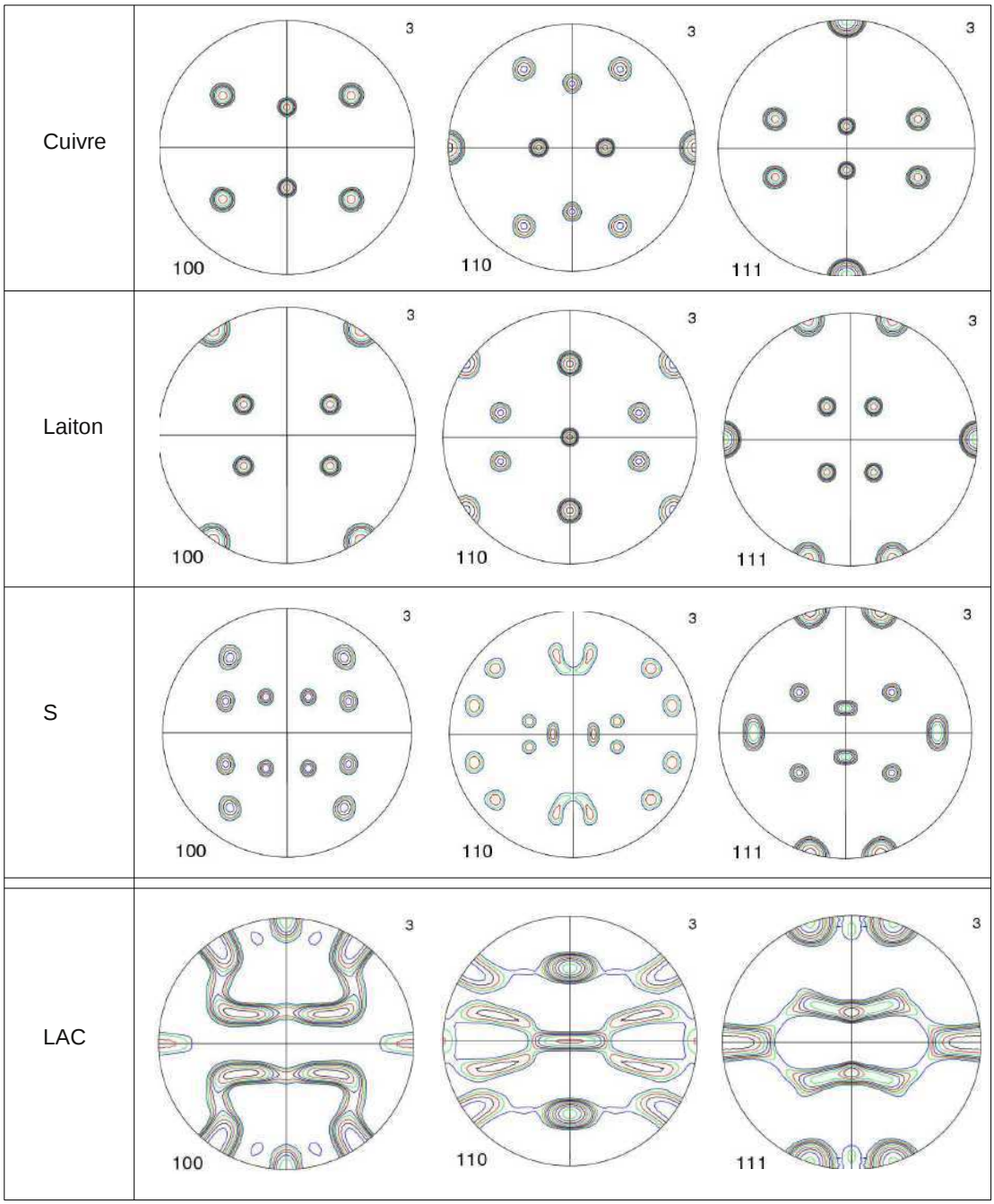


Figure D.1: Composantes idéales Cuivre, Laiton et S représentatives d'une texture de laminage.

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés

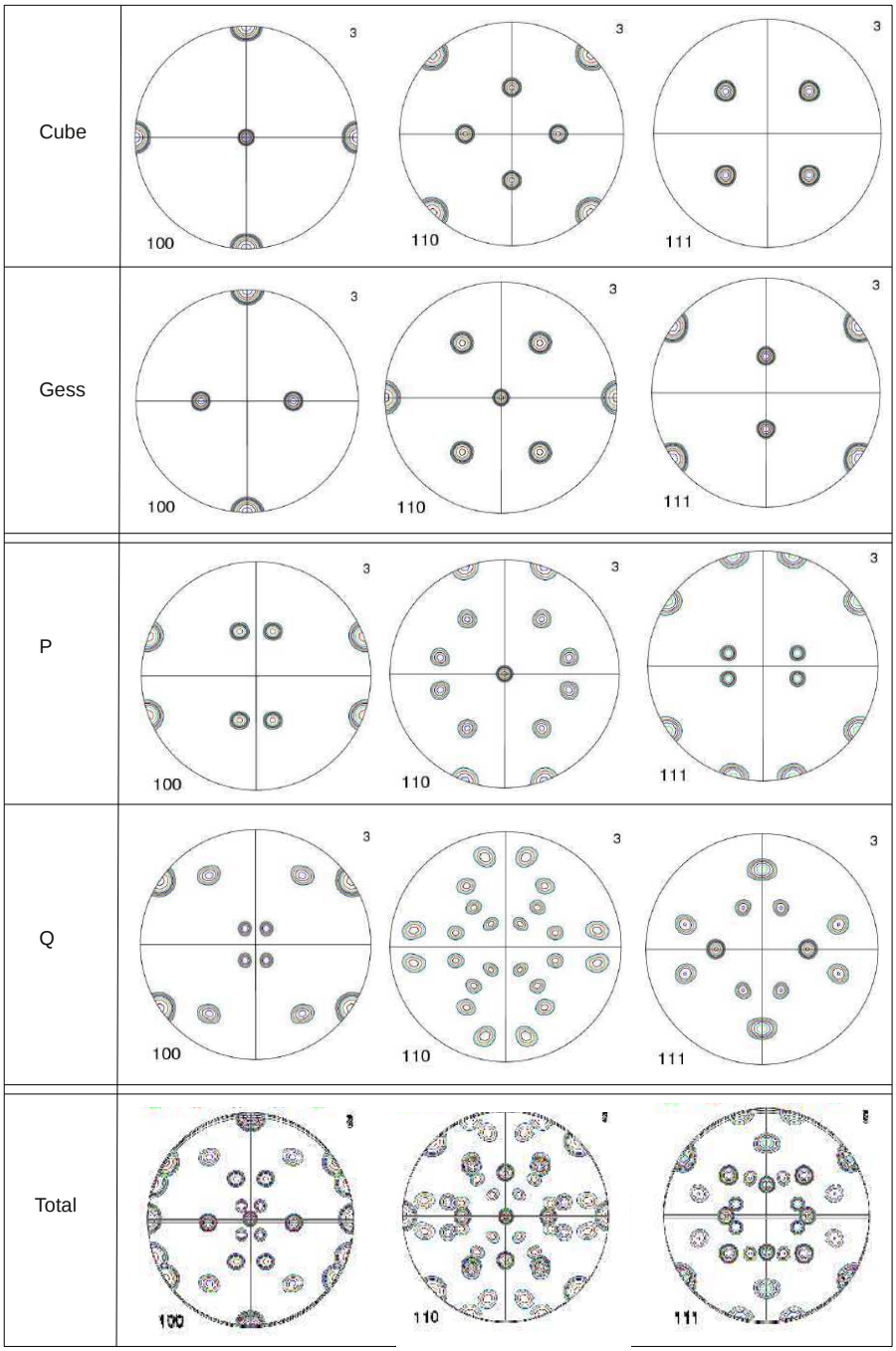


Figure D.2: Composantes idéales de recristallistion induite par le laminage (Cube et Goss) et de recristallisation pure (P et Q).

Cette thèse est accessible à l'adresse : http://theses.insa-lyon.fr/publication/2011ISAL0041/these.pdf
© [J. Delacroix], [2011], INSA de Lyon, tous droits réservés